Вестник научно-технического развития Bulletin of Science and Technical Development

Номер 10 (146), октябрь 2019 г.

DOI: 10.18411/vntr2019-146

Издается с 2007 года

Издание зарегистрировано в Министерстве РФ по делам печати,
телерадиовещания и средств массовых коммуникаций.

Свидетельство о регистрации Эл. № ФС77-29768.

ISSN 2070-6847

*Журнал выпускается под научным руководством Федерального государственного
бюджетного учреждения науки Институт машиноведения им. А.А.Благонравова РАН*

ОГЛАВЛЕНИЕ № 10 (146), 2019

Владимир Борисович Богуцкий. Влияние абразивной обработки на характеристики поверхностного слоя деталей из порошковых материалов.....стр. 3 – 9

Александр Викторович Гончар, Василий Васильевич Мишакин, Ольга Александровна Сергеева. Влияние температуры на результаты ультразвукового контроля с использованием фазированной решетки.....стр. 10 - 15

Юрий Михайлович Замурагин, Александр Михайлович Гуськов, Виталий Львович Крупенин. О гашении колебаний посредством системы с большим числом свободных соударяющихся магнитных элементов.....стр. 16 – 25

Лидия Ивановна Куксенова, Андрей Альбертович Ширяев, Владислав Ильич Савенко, Александр Игоревич Малкин. Микроструктура и термомеханические характеристики порошкового титана при повышенных температурахстр. 26 – 43

Ольга Александровна Цинколенко, Богдан Станиславович Золотов, Евгений Александрович Головачев, Кирилл Иванович Шебешев. Повышение эксплуатационных свойств цементируемых зубчатых колес.....стр. 44 – 53

Издание зарегистрировано в Министерстве РФ по делам печати,
телерадиовещания и средств массовых коммуникаций.
Свидетельство о регистрации Эл. № ФС77-29768.

ISSN 2070-6847

УДК 621.923

ВЛИЯНИЕ АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ НА ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ДЕТАЛЕЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

© Владимир Борисович Богуцкий

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Севастопольский государственный университет», Севастополь, Россия

bogutskivb@yandex.ru

Аннотация. В статье, на основании анализа литературных источников, показано влияние абразивной обработки деталей из спеченных порошковых материалов на шероховатость шлифованных поверхностей и наличие на них дефектного слоя. Отмечается, что модель формирования микрорельефа и дефектного слоя необходимо строить на основе анализа взаимодействия шлифовального круга и заготовки из спеченного порошкового материала с учетом вероятностного характера протекания процессов резания и физических закономерностей процесса разрушения припуска, характерных для обработки порошковых материалов.

Ключевые слова: спеченные порошковые материалы, абразивная обработка, дефектный слой, шероховатость поверхности, трещины.

THE INFLUENCE OF ABRASIVE MACHINING ON THE CHARACTERISTICS OF SURFACE LAYERS OF PARTS MADE OF POWDER MATERIALS

© V.B. Bogutsky

Sevastopol State University, Sevastopol, Russia

bogutskivb@yandex.ru

Abstract. In the article, based on the analysis of literary sources, shows the effect of abrasive machining of parts made of sintered powder materials on the roughness of polished surfaces and the presence of a defective layer on them. It is noted that the model of formation of the microrelief and the defective layer should be based on the analysis of the interaction of the grinding wheel and the workpiece from the sintered powder material, taking into account the probabilistic nature of the cutting processes and the physical laws of the destruction of the allowance, typical for the processing of powder materials.

Keywords: sintered powder materials, abrasive treatment, defective layer, surface roughness, cracks.

Введение. Детали и заготовки деталей, полученные способом порошковой металлургии, находят все более широкое применение в машиностроении, приборостроении, автомобилестроении, энергетике, в авиакосмической промышленности и пр.. К ним относятся детали типа втулок, зубчатых колес, рычагов, кулачков, поршня и ряд других деталей. Изготовление деталей из порошковых материалов обеспечивает такие преимущества как: высокие коэффициент использования материала (до 0,9...0,95) и производительность технологических процессов, достаточно низкую трудоёмкость механической обработки или ее отсутствие, возможность получения размеров 7...8 качества без дополнительной обработки, широкий диапазон характеристик материала детали. Например, в конструкциях современного электроинструмента, детали из порошковых материалов составляют 55...70% (см. рис. 1).

Характеристики качества деталей, заготовки для которых получают методами порошковой металлургии, определяются большим количеством факторов, к которым следует отнести: способ производства, состав и физико-механические свойства исходного порошкового материала, технология подготовки порошкового материала к переработке, технология производства спеченных заготовок и технология последующей механической обработки. Следует отметить, что технология производства деталей из порошковых материалов для каждого типоразмера и формы деталей, а так же химического состава порошкового материала может иметь свои особенности, которые могут привести к нестабильности процесса производства деталей и получения значительного количества брака. Для снижения количества брака и обеспечения качества деталей необходимо обеспечить учет действия всех факторов, влияющих на процесс изготовления, в том числе и факторов, в значительной степени определяющих качество поверхностного слоя детали на финишных операциях при абразивной обработке.

Рис. 1. Примеры деталей и заготовок для электроинструмента, производимые методом порошковой металлургии на АО «Завод «Фиолент», г. Симферополь.

1. Изложение основного материала. Основные эксплуатационные характеристики деталей изготавливаемых из спеченных порошковых материалов, (износостойкость, коррозионная стойкость, предел выносливости и др.) в значительной степени определяется шероховатостью поверхности и структурой поверхностного слоя материала, которые окончательно формируются в основном на финишных операциях механической обработки. Наиболее часто в качестве таких операций используются различные виды абразивной обработки. Вопросам обеспечения качества поверхностного слоя детали при абразивной обработке в научно-технической литературе уделено много внимания [1-13 и др.]. Согласно [3, 7, 10, 11 и др.] шероховатость шлифованных поверхностей спеченных порошковых материалов определяется характеристикой шлифовального круга, режимами обработки, свойствами обрабатываемого материала и другими факторами, однако влияние отдельных технологических факторов на величину шероховатости неодинакова.

Образованию дефектов при шлифовании способствует повышенное термодинамическое воздействие, которое оказывает шлифовальный круг на поверхностный слой, имеющий напряженное состояние структуры после термической или химико-термической обработки (толщина слоя 0,005...2,5 мм) [14-16]. Минимальная шероховатость поверхности при плоском шлифовании [17] была достигнута за счет подбора характеристики шлифовального круга. В свою очередь, ее параметры по степени влияния на величину микронеровностей можно расположить в следующей последовательности: размер абразивного зерна, физико-механические характеристики связки, концентрация абразивных зерен, марка абразивного материала. Параметр Ra увеличивается почти в четыре раза (от 0,25 до 0,98 мкм) при увеличении зернистости в 2,5 раза (от 40 до 100). Вторым после зернистости по своей значимости фактором выступает связка шлифовальных кругов.

Переход от металлических связок к органическим, при плоской шлифовке ведет к снижению шероховатости обработанной поверхности [18]. Применение кругов с повышенной концентрацией абразивного материала для этой схемы шлифования деталей из спеченных порошковых материалов на основе железа также обеспечивает снижение шероховатости поверхности. Бесспорное влияние на формирование микрорельефа поверхностного слоя оказывает охлаждения. Без подачи СОТС в зону резания [2, 5, 15, 19] в результате воздействия температурного фактора меняется характер разрушения шлифованной поверхности. Кроме того, в результате налипания частиц материала на связку круга снижается его режущая способность. При использовании СОТС шлифовании пористых материалов наблюдается попадание ее в поры и изменение физико-химических свойств материала [3, 7, 12, 13 и др.].

Если экспериментальные исследования формирования поверхностного слоя деталей из спеченных пористых порошковых материалов на основе железа в некоторой степени освещены в литературе, то теоретические работы, направленные на прогнозирование шероховатости, образующейся при их шлифовании, практически отсутствуют, в отличие от шлифования сплошных материалов, где выполнены значительные теоретические исследования формирования микрорельефа поверхностного слоя при шлифовании [1, 6, 9, 11, 20-24]. Существующие модели основываются на копировании режущего профиля абразивных зерен при формировании шероховатости детали. Сейчас практически не изучено влияние режимов резания на формирование микрорельефа поверхностного слоя деталей в пористых материалах. В работах [5, 7, 12, 13 и др.] отмечалось, что при шлифовании с увеличением пористости материала шероховатость (Ra) обработанной поверхности увеличивается.

Характер распространения трещин в спеченных порошковых материалах определяется размерами, формой и прочностью межкристаллических границ их зерен [25, 26]. Границы зерен являются препятствиями для движения дислокаций, что является причиной образования трещин и при увеличении пористости возрастает их влияние на процесс деформации за счет скольжения по границам зерна [27]. Величина зерна, внутрикристаллическая и межкристаллическая пористость, определяют условия развития трещин и рельеф поверхности.

Задача прогнозирования качества обработки деталей из пористых спеченных порошковых материалов в целом рассматривались в работах [3, 7, 12, 13]. Эти работы могут служить основой для дальнейших теоретических исследований. Их авторы отмечают, что влияние пластических деформаций на форму единичных рисок, образующихся, не поддается точному аналитическому прогнозированию и могут быть найдены на основе эксперимента.

Разработка математической модели формирования микрорельефа поверхностного слоя возможна лишь с позиций рассмотрения теории взаимодействия шлифовального круга и заготовки, технологических условий шлифования.

Модель формирования микрорельефа необходимо строить на основе анализа взаимодействия шлифовального круга и заготовки из спеченного пористого порошкового материала с учетом вероятностного характера протекания процессов резания при шлифовании и физических закономерностей процесса разрушения припуска характерных для обработки порошковых материалов. Это позволит спрогнозировать параметры шероховатости поверхностного слоя при шлифовании и выбрать характеристику инструмента и режимы резания.

Трещины, возникающие в обрабатываемом материале в результате механической обработки, образуют дефектный слой. Глубина такого слоя в 3... 50 раз больше, чем значение параметра Ra [4, 15, 17, 19 и др.]. Этот слой снижает прочность деталей, может привести к дальнейшему росту трещин от статической усталости, особенно при перепадах температур. Глубина поверхностного слоя с разрушенной кристаллической структурой в 3...4 раза больше глубины риска от зерен круга [17].

Следует отметить, что глубина дефектного слоя взаимосвязана с параметрами шероховатости, возникающей при механической обработке. Чем интенсивнее процесс шлифовки, то есть чем выше производительность, тем больше параметр шероховатости Ra и глубже дефектный слой в котором распространяются трещины [11, 17, 21, 23]. Более прочные материалы растрескиваются на меньшую глубину, чем менее прочные [28, 29].

Доминирующее влияние на глубину дефектного слоя оказывают материал абразива, размер абразивных зерен шлифовального круга и радиус округления их вершин, физико-механические свойства обрабатываемого материала и режимы шлифования [17].

При абразивной обработке пористых материалов имеют место как процессы микроскалывания, так и процессы объемно-пластического деформирования [1, 5, 6, 9, 30]. Вероятность возникновения того или иного процесса разрушения припуска зависит от физико-механических и химических свойств порошкового материала и режимов абразивной обработки.

С увеличением скорости круга глубина дефектного слоя уменьшается, а с увеличением давления на обрабатываемую заготовку – растет. Выбор типа и характеристики шлифовального круга, допустимого дисбаланса круга и режимов шлифования необходимо в жесткой связи с заданными характеристиками качества поверхностного слоя детали и исходными характеристиками заготовки.

Для определения характера развития трещин некоторые исследователи применяли метод индентирования. Непосредственно под индентором находится зона пластической (необратимой) деформации из которой зарождаются четыре основных типа трещин: радиальные, медианные (срединные), боковые (латеральные) и конические [27, 29]. Существуют некоторые расхождения относительно очередности образования трещин, появление которых при вдавливании острых пирамид во всех экспериментах регистрировалось датчиком акустической эмиссии [29]. При скольжении пирамидального индентора появляются две медианные трещины по направлению диагоналей пирамиды и боковые трещины. Медианные трещины совпадают с направлением скольжения и развиваются впереди индентора.

Изучению закономерностей возникновения и роста трещин при взаимодействии с единичным зерном геометрически определенной формы посвящена также группа работ [31, 32]. Изучение процессов взаимодействия абразива и поверхности монокристалла [28]

свидетельствует о существовании при определенных условиях всех указанных типов трещин не только при вдавливании индентора, но и при резке реальными абразивными зернами.

На формирование дефектного слоя и его глубину может влиять и тепловой поток из зоны контакта абразивных зерен с материалом заготовки при предельных величинах которого в поверхностном слое заготовки возникают термоупругие напряжения вызывающие возникновение и рост размеров (в зависимости от теплофизических свойств обрабатываемого материала, размера дефекта, его ориентации и расположения по глубине относительно поверхностного слоя) уже существующих трещин [33]. При шлифовании в поверхностном слое под действием силового и теплового полей возникает напряженно-деформированное состояние поверхностных слоев обрабатываемой заготовки, которое формирует дефектный слой.

Заключение. При формировании поверхностного слоя деталей из спеченных порошковых материалов на основе железа во время шлифования следует учитывать характеристики круга, режимы обработки и физико-механические свойства обрабатываемого материала. Даже мягкие режимы обработки могут приводить к образованию микротрещин в поверхностном слое детали, снижая ее эксплуатационные свойства.

К настоящему времени в достаточной мере не исследован процесс формирования дефектного слоя в деталях из спеченных порошковых материалов на основе железа при абразивной обработке и зависимость распределения дефектов в поверхностном слое деталей по размерам от физико-механических свойств материалов и режимов резания.

Для формирования минимальной дефектности и максимального качества обработанной поверхности за счет правильного выбора входных параметров технологического процесса необходимо выполнить более полные теоретические и экспериментальные исследования процесса абразивной обработки деталей из спеченных порошковых материалов.

Список литературы

1. Физико-математическая теория процессов обработки материалов и технологии машиностроения: в 10 т. / под ред. Ф.В. Новикова и А.В. Якимова. Т. 4: Теория абразивной и алмазно-абразивной обработки материалов. – Одесса: ОНПУ, 2002. – 802 с.
2. Рыжов Э.В., Сагарда А.А., Ильицкий В.Б., Чеповецкий И.Х. Качество поверхности при алмазно-абразивной обработке. – К.: Наук. думка, 1978. – 244 с.
3. Stephen Malkin, Changsheng Guo. Grinding technology. Theory and Applications of Machining with Abrasives. - Industrial press, New York, 2008. – 372 p.
4. Евсеев Д.Г. Формирование свойств поверхностных слоев при абразивной обработке. - Саратов: Изд-во Саратовск. ун-та, 1975. – 127 с.
5. Ioan D. Marinescu, Mike P. Hitchiner. Handbook of Machining with Grinding Wheels, Second Edition. - CRC Press, 2016. – 750 p.
6. Новоселов Ю.К. Динамика формообразования поверхностей при абразивной обработке: моногр. – Севастополь: Из-во СевНТУ, 2012. – 304с.
7. Душко О.В., Шумячер В.М. Алмазное шлифование карбидкремниевой керамики для машиностроения: моногр. – Волгоград: Волг-ГАСУ, 2009. – 80 с.
8. Якимов А.В. Оптимизация процесса шлифования. - М.: Машиностроение, 1975. – 175 с.
9. Старков В.К. Шлифование высокопористыми кругами. - М.: Машиностроение, 2007. – 688 с.

10. Фельдштейн Е.Э., Николаев В.А. Финишная механическая обработка деталей из порошковых материалов – Мн.: Выс. шк., 1987. – 132 с.
11. Mark J. Jackson, J. Paulo Davim. Machining with Abrasives. - Springer Science New York, 2011. – 432 p.
12. Белькевич Б. А. Обработка металлокерамических материалов резанием. – Мн. : Наука и техника, 1965. – 100 с.
13. Артамонов А.Я. Влияние условий обработки на физико-механическое состояние металлокерамических материалов. – К.: Изд-во АН УССР, 1965. – 262 с.
14. Кошин А.А. Исследование функциональных связей между предельными режимами и тепловыми критериями процессов алмазно-абразивной обработки. Автореф. дисс. ... канд. техн. наук. - Челябинск, 1974. – 22 с.
15. Резников А.Н. Теплофизика процессов механической обработки материалов. – М.: Машиностроение, 1981. – 279 с.
16. Сизый Ю.А., Фесенко А.В, Любимый Ю.Н. Накопление тепла в поверхностном слое детали в цикле врезного шлифования// Восточно-Европейский журнал передовых технологий. Выпуск № 7 (61). Т.1. – Харьков: Технологический Центр, 2013. – С.61-63.
17. Кулаков Ю.М., Хрульков В.А., Дунин-Барковский И.В. Предотвращение дефектов при шлифовании – М.: Машиностроение, 1975. – 144 с.
18. Фукс М.Я., Беззубенко Н.К., Свердлова Б.М. Состояние поверхностного слоя материалов после алмазной и эльборовоой обработки – К.: Вища школа, 1979. – 158 с.
19. Бишутин С.Г. Обеспечение требуемой совокупности параметров качества поверхностных слоев деталей при шлифовании: моногр. – М.: Машиностроение-1, 2004. – 144 с.
20. Новиков Ф.В., Шкурूपий И.Г. Теоретические и экспериментальные исследования шероховатости обработанной поверхности // Физические и компьютерные технологии: тр. 9-ой межд. научно-техн. конф. – Харьков: ХНПК «ФЭД», 2004. – С. 11-15.
21. Королев А.В., Новоселов Ю.К. Теоретико-вероятностные основы абразивной обработки Ч. 2: Взаимодействие инструмента и заготовки при абразивной обработке. – Саратов, 1989. – 160 с.
22. Novoselov Yu. Bogutsky V., Shron L. Patterns of removing material in workpiece - grinding wheel contact area// Procedia Engineering. «International Conference on Industrial Engineering, ICIE 2017», 2017. – P. 991-996.
23. Фельдштейн Е.Э., Гребнев Н.П., Кульбицкий В.Е. Топография обработанной поверхности при плоском шлифовании спеченных антифрикционных материалов //ТРЕНИЕ И ИЗНОС. - Изд-во: ИММС НАН Беларуси. – 2005. - Т. 26, № 5. – С. 554-557.
24. Novoselov Yu. Bogutsky V., Shron L. Calculating the profile of intermittent grinding wheel for the sharpening teeth of the broach// MATEC Web of Conferences «International Conference on Modern Trends in Manufacturing Technologies and Equipment, ICMTMTE 2018» 224, 01003 (2018), 2018. <https://doi.org/10.1051/matecconf/201822401003>.
25. Федотов А.В. Изучение статической трещиностойкости спечённых материалов на основе порошкового железа// Прикладная механика и техническая физика. – 2001. - Т. 42, № 6. - С. 183-189.
26. Zheltonoga L.A, Gabrielov I.P. Characteristics of crack growth in sintered materials//Soviet Powder Metallurgy and Metal Ceramics. Vol. 18, Iss.10. – 1979.– P. 744–748.
27. Kuna M. Finite elements in fracture mechanics. Theory –Numerics – Applications. - Springer Science+Business Media, 2013. – 447 p.

28. Карбань В.И. Особенности микроразрушения поверхностных слоев монокристаллов при абразивной обработке // Резание и инструмент, № 42. – Харьков: ХГУ, 1986. – С. 38–44.
29. Морозов Е.М. Зернин М.В. Контактные задачи механики разрушения. – М.: Машиностроение, 1999. – 544 с.
30. Попов С.А., Малевский Н.П., Терещенко Л.М. Алмазно-абразивная обработка металлов и твердых сплавов. – М.: Машиностроение, 1977. – 263 с.
31. Шепелёв А.О. Інтенсифікація процесів шліфування інструментальних матеріалів кругами із синтетичних алмазів і кубічного нітриду бора: автореф. дис. ...докт. техн. наук. – Харків, 2002. – 36 с.
32. Приварников О.А. Связь характеристик круга и режимов обработки полупроводниковых материалов с нагрузкой на единичное зерно // Сверхтвердые материалы. – 1995. – № 6. – С. 36-40.
33. Усов А.В., Дубров А.Н., Дмитриев Д.В. Моделирование систем с распределенными параметрами: моногр. – Одесса: Астропринт, 2002. – 664 с.

Дата поступления: 4 октября 2019 г.

УДК 620.179.16

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ НА РЕЗУЛЬТАТЫ УЛЬТРАЗВУКОВОГО КОНТРОЛЯ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ФАЗИРОВАННОЙ РЕШЕТКИ

© Александр Викторович Гончар, Василий Васильевич Мишакин,
Ольга Александровна Сергеева

Институт проблем машиностроения РАН - филиал Федерального государственного бюджетного научного учреждения «Федеральный исследовательский центр Институт прикладной физики Российской академии наук» ИПМ РАН, Нижний Новгород, Россия
imndt31@mts-nn.ru

Аннотация. Проведены экспериментальные исследования влияния температуры объекта контроля и датчика на фазированных решетках на результаты ультразвукового контроля. Получено, что при повышении температуры амплитуда сигнала от дефекта на А-скане существенно увеличивается, что оказывает значительное влияние на измеряемые размеры дефекта на S-скане. Установлено, что зависимость амплитуды сигнала от температуры является линейной, зависимость размера дефекта на S-скане от температуры описывается гиперболой. Предлагается использовать полученные результаты при ультразвуковом контроле элементов конструкций с использованием фазированной решетки для корректировки размеров выявленных дефектов с учетом температуры.

Ключевые слова: фазированные решетки, ультразвуковой контроль, секторное сканирование, температура, сварное соединение, дефект.

Работа выполнена в рамках гранта Президента РФ для государственной поддержки молодых российских ученых (МК-6069.2018.8).

INFLUENCE OF THE TEMPERATURE ON THE PHASED ARRAY ULTRASONIC TESTING RESULTS

© A.V. Gonchar, V.V. Mishakin, O.A. Sergeeva

Mechanical Engineering Research Institute of RAS - branch of the "Federal Research Center The Institute of Applied Physics of the RAS, Nizhny Novgorod, Russia
imndt31@mts-nn.ru

Abstract. Experimental studies of the temperature influence of the test object and the phased array sensor on the results of ultrasonic testing are carried out. It was found that with increasing temperature, the signal amplitude from the defect on the A-scan increases, which has a significant effect on the measured dimensions of the defect on the S-scan. It was established that the dependence of the signal amplitude on temperature is linear, the temperature dependence of the defect size on the S-scan is described by a hyperbola. It is proposed to use the results obtained in ultrasonic testing of structural elements using a phased array to adjust the size of the detected defects with regard to temperature.

Key words: phased arrays, ultrasonic testing, sector scanning, temperature, welded joint, defect.

Acknowledgements. This work was supported by grant of the President of the Russian Federation (МК-6069.2018.8).

Введение. В настоящее время ультразвуковая томография с применением фазированных решеток получила широкое распространение в области неразрушающего контроля, что обусловлено наглядностью результатов и скоростью проведения работ. Несмотря на то что в настоящее время многие производители из разных стран изготавливают ультразвуковые томографы с фазированными решетками (“OmniScan” Канада, “Phasor XS” Германия, “Starmans” Чехия, “IntroVisor” Россия, “SIUI” и др.) существенным сдерживающим фактором их использования является стоимость самих приборов и, соответственно, стоимость оказания услуг неразрушающего контроля. Тем не менее, очевидно, за данными технологиями будущее.

Датчик на фазированных решетках представляет собой несколько пьезоэлектрических элементов, конструктивно объединенных в одном корпусе. Принцип работы фазированных решеток заключается в возбуждении всеми элементами ультразвуковых волн, которые за счет интерференции формируют ультразвуковой пучок. В режиме реального времени, используя электронное управление углом ввода ультразвукового пучка, можно формировать на экране дефектоскопа S-скан в виде двумерного изображения сечения. S-скан предоставляет наглядную информацию о координатах и размерах дефектов. Ультразвуковой пучок от фазированной решетки можно направить под различными углами и сфокусировать на любую глубину, что существенно повышает достоверность обнаружения различных дефектов. Более подробно о принципах работы ультразвуковых томографов на фазированных решетках написано в работах [1-3].

Нередко при проведении ультразвукового контроля ответственных объектов в рамках экспертизы промышленной безопасности приходится выполнять измерения на элементах конструкций, температура которых существенно отличается от нормальной +20°C. Например, температура паропровода первой категории с перегретым паром может достигать 580°C [4]. Как правило остывание такого объекта происходит несколько десятков часов. Долгое ожидание уменьшения температуры металла до нормальных условий нецелесообразно, а зачастую и невозможно, что вынуждает специалистов проводить контроль при повышенных температурах металла, достигающих +90°C. Возникает закономерный вопрос о достоверности таких измерений.

Большое число работ отечественных и зарубежных авторов посвящено усовершенствованию технологии ультразвукового контроля с использованием фазированной решетки, адаптации методик и датчиков к сложным объектам, разработке методов анализа и интерпретации сигналов от дефектов различного типа и созданию более совершенных приборов [5-11]. Исследования влияния температуры на результаты ультразвуковой томографии с использованием фазированной решетки ранее не публиковались.

Целью данной работы является исследование влияния температуры сварного соединения и датчика на фазированной решетке на результаты ультразвукового контроля, а именно на амплитуду сигнала и условные размеры дефекта.

Методика. В термоконтейнер помещался стандартный образец предприятия (СОП), имеющий по середине сварной шов. Образец представляет собой сварное стыковое соединение двух листов стали Ст3сп. Толщина листов составляла 40 мм. Разделка кромок и форма сварного шва – V образные. На глубине 26 мм от поверхности сварного соединения

вдоль оси сварного шва был изготовлен искусственный отражатель – просверлено отверстие диаметром 3 мм.

Сканирование проводилось ультразвуковым томографом с датчиком на фазированной решетке SIUI SyncScan, рис. 1.

Рис. 1. Фотография экспериментальной установки.

На поверхность образца устанавливался датчик с фазированной матрицей и угловой призмой. Модель датчика 5.0L32-0.5-10. Характеристики: частота 5 МГц, количество элементов в фазированной матрице 32, ширина одного элемента 0.5 мм, активная апертура 16 мм, размеры датчика 28×31×33 мм. Использовалась призма 16N55S позволяющая вводить сигналы в диапазоне углов 30-70°. Габариты призмы 40×31×22,5 мм. Использовался режим секторное сканирование. Скорость ультразвуковой волны 3230 м/с.

СОП вместе с датчиком медленно нагревался от +22°C до +50°C. Контроль температуры проводился с помощью бесконтактного инфракрасного термометра Gm320 и двух термопар К-типа, подсоединенных к цифровому термометру AZ-8855. Одна термопара была помещена в отверстие СОПа для регистрации температуры в объеме материала, вторая термопара была установлена непосредственно на металлический корпус датчика с фазированной матрицей.

Для обеспечения непрерывного ввода ультразвука и плотного контакта призмы с поверхностью СОПа вокруг датчика на поверхности материала была организована ванночка с водой. Для обеспечения неизменной силы прижатия призмы к поверхности материала на призму был установлен груз.

На приборе регистрировались А, S, C, и D – сканы, рис. 2. Обработка данных проводилась в специализированной программе SuporUp. Для измерения амплитуды сигнала от дефекта на S-скане варьировался угол линии А-скана до достижения максимальной амплитуды отраженного сигнала. Регистрировался угол α и амплитуда отраженного от дефекта сигнала. На S и D сканах измерялись размеры дефектов. Усиление в приборе было подобрано таким образом, чтобы при комнатной температуре +22°C по градиентному изображению дефекта границы перехода от красного к желтому соответствовали 3 мм.

Рис. 2. Результаты контроля дефекта на SIUI SyncScan (слева направо: A, S сканы верхний ряд, C, D сканы нижний ряд).

Результаты и обсуждение. В результате экспериментальных исследований получили набор S-сканов, соответствующих акустическому образу искусственного цилиндрического отражателя диаметром 3 мм при разных температурах, рис. 3. Ожидалось, что с ростом температуры коэффициент электромеханической связи пьезокерамики уменьшится и амплитуда сигнала от дефекта станет меньше. Так происходит в классических дефектоскопах с обычными пьезоэлектрическими преобразователями. Как показали исследования с применением фазированной решетки, с ростом температуры амплитуда сигнала от дефекта *На* увеличивается, -рис. 3. При повышении температуры на 28°C условный размер дефекта *D* увеличивается на 80% с 2.8 до 5 мм. Расстояние до дефекта *L* с ростом температуры уменьшается незначительно на 3%, угол *A* увеличивается на 2°. Результаты измерений приведены в табл. 1.

Рис. 3. Результаты сканирования с применением фазированной решетки при разных температурах (S-сканы).

Амплитуда сигнала от температуры меняется по линейному закону (рис. 3):

$$Ha = \alpha \cdot T + b, \quad (1)$$

где $\alpha = 0,085 \text{ dB/}^\circ\text{C}$ или $\alpha = 1 \text{ \%/}^\circ\text{C}$; $b = 11 \text{ dB}$ или $b = 68 \text{ \%}$.

Табл.1

Результаты ультразвуковой томографии.

$T, ^\circ\text{C}$	$Ha, \%$	Ha, dB	D, mm	L, mm	$A, ^\circ$
22	86	12.7	2.8	25.6	57
30	104	14.3	4.1	25.2	57
40	108	14.7	4.8	24.9	58
50	117	15.3	5.1	24.9	59

Рис. 3. Зависимость амплитуды сигнала от температуры.

Зависимость расстояния до дефекта L и его размер D хорошо описываются гиперболой, рис. 4:

$$L, D = \alpha_{L,D} / T + b_{L,D}, \quad (2)$$

где $\alpha_L = 30 \text{ mm } ^\circ\text{C}$, $b_L = 24 \text{ mm}$; $\alpha_D = -91 \text{ mm } ^\circ\text{C}$, $b_D = 7 \text{ mm}$.

Рис. 4. Зависимость расстояния до дефекта (а) и размера дефекта (б) от температуры.

В результате проведенных исследований можно сделать вывод, что игнорировать температуру объекта контроля и датчика нельзя. Ошибка в измерении размеров дефектов

существенна и может достигать 100%, что может привести к ошибочному толкованию результатов контроля и перебраковке. Один из вариантов решения данной проблемы – это предварительная калибровка датчика по СОП такой же температуры, что и объект контроля с подстройкой амплитуды сигнала. Такой вариант не всегда реализуем. Используя результаты данной работы можно скорректировать полученные данные ультразвуковой томографии и оценить реальные размеры дефектов в элементах конструкций.

Выводы. В результате проведенных исследований установлено, что при ультразвуковом контроле с применением фазированной решетки амплитуда сигнала от дефекта увеличивается с ростом температуры. Данный эффект является неожиданным, так как при контроле с помощью обычного пьезоэлектрического преобразователя наблюдается обратный эффект. Получено, что при увеличении температуры на 28°C амплитуда сигнала от отверстия диаметром три миллиметра увеличивается на 2.6 dB или 31%, измеряемый размер дефекта при этом возрастает до 5 мм. Расстояние до дефекта уменьшается не существенно. Полученные корреляционные связи амплитуды сигнала и измеряемого размера дефекта предлагается использовать для корректировки данных ультразвуковой томографии с учетом температуры.

Список литературы

1. Introduction to Phased Array Ultrasonic Technology Application: R/D Tech Guideline.
2. Advances in Phased Array Ultrasonic Technology Applications: Olympus NDT.
3. Данилов В.Н., Воронкова Л.В. Просто о преобразователях с фазированными решетками в ультразвуковом контроле. - М.: Изд. Дом «Спектр», 2019. - 136 с.
4. Калютник А. А. Трубопроводы теплоэнергетических установок. - СПб.: Изд. СПбГПУ, 2011. - 193 с.
5. Самокрутов А.А., Шевалдыкин В.Г. Ультразвуковая томография металлоконструкций методом цифровой фокусировки антенной решетки//Дефектоскопия. - 2011. - № 1. - С. 21-38.
6. Данилов В. Н. О некоторых особенностях сигнала прямого линейного преобразователя с фазированной решеткой в режиме излучения//Дефектоскопия. - 2010. - № 10. - С. 59-74.
7. Бойчук А. С., Генералов А. С., Диков И. А. Создание акустического контакта между фазированной решеткой и выпуклой поверхностью объекта контроля при ультразвуковом контроле ПКМ //Авиационные материалы и технологии. - 2016. - № 4. - С. 68-73.
8. Ohara Y., Takahashi K., Ino Y., Yamanaka K., Tsuji T., Mihara T. High-selectivity imaging of closed cracks in a coarse-grained stainless steel by nonlinear ultrasonic phased array//NDT & E International. - 2017. - V. 91. - P. 139-147.
9. Cheng, J., Potter J. N., Croxford A. J., Drinkwater B. W. Monitoring fatigue crack growth using nonlinear ultrasonic phased array imaging//Smart Materials and Structures. - 2017. - V. 27. No. 5. - P. 055006.
10. Yuan C., Xie C., Li L., Zhang F., Gubanski S. M. Ultrasonic phased array detection of internal defects in composite insulators//IEEE Transactions on Dielectrics and Electrical Insulation. - 2016. February. - V. 23. - P. 525-531.
11. Holmes C., Drinkwater B. W., Wilcox P. D. Advanced post-processing for scanned ultrasonic arrays: Application to defect detection and classification in non-destructive evaluation //Ultrasonics. - 2008. - V. 48, №. 6. - P. 636-642.

Дата поступления: 11 октября 2019 г.

УДК 534.015

О ГАШЕНИИ КОЛЕБАНИЙ ПОСРЕДСТВОМ СИСТЕМЫ С БОЛЬШИМ ЧИСЛОМ СВОБОДНЫХ СОУДАРЯЮЩИХСЯ МАГНИТНЫХ ЭЛЕМЕНТОВ

Юрий Михайлович Замурагин², Александр Михайлович Гуськов^{1,2},
Виталий Львович Крупенин¹

¹ ИМАШ им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

² МГТУ им. Н.Э. Баумана, Москва, Россия

zamuraagin@yandex.ru

Аннотация. Рассмотрен процесс вибрационного гашения колебаний сосредоточенного тела посредством динамического ударного виброгасителя, содержащего систему последовательных ударных пар, в которых соударяющиеся элементы представляют собой магниты. Рассмотрено влияние выбора проектируемых параметров виброгасителя на колебания тела. Описаны особенности настройки системы в режим широкой полосы виброгашения.

Ключевые слова: динамическое гашение колебаний, магнитная ударная пара, последовательные ударные пары, сила ударного взаимодействия.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №19-19-00065).

ABOUT VIBRATION DAMPING USING SYSTEM WITH A LARGE NUMBER OF FREE COLLISING MAGNETIC ELEMENTS

© Y.M. Zamuragin², A.M. Gouskov^{1,2}, V.L. Krupenin¹

¹IMASH RAN, Moscow, Russia

²Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia

zamuraagin@yandex.ru

Abstract. The body vibration damping process with a dynamic shock vibration damper containing a system of successive shock pairs in which the colliding elements are magnets is considered. The projected parameters effect of the vibration damper on the body oscillations is considered. The features of setting up the system in the mode of wide band vibration damping are described.

Key words: impact vibration damping, magnetic impact pair, series impact pair, impact interaction force.

Acknowledgements. The Russian Science Foundation supported the work (project №19-19-00065).

Введение. Создание современных высокопроизводительных машин и скоростных транспортных средств, форсированных по мощностям, нагрузкам и другим определяющим рабочим характеристикам, неизбежно приводит к увеличению интенсивности и расширению спектров генерируемых вибрационных и виброакустических полей, вызывающих нежелательную вибрацию, появление которой, приводит к нарушению правильного функционирования систем. В таком случае важное значение приобретают, в частности, методы и средства уменьшения действующей вибрации, снижения виброактивности механизмов и машинных агрегатов [1].

Метод динамического гашения колебаний состоит в присоединении к объекту виброзащиты дополнительных устройств с целью изменения его вибрационного состояния в определенном частотном диапазоне внешнего воздействия [1-2]. В настоящей работе рассмотрена проблема использования многомассной системы с магнитными элементами в качестве динамического виброгасителя и проведено изучение динамики всей системы.

Динамический ударный гаситель колебаний с одной ударной парой рассматривался в работах [1, 5-Ошибка! Источник ссылки не найден.]. Вопросы, связанные с использованием магнитных элементов (элемент, состоящий из магнитореологической жидкости) для уменьшения вибрации рассмотрены в [6]. Магнитный элемент в данной работе представлен демпфирующим звеном, коэффициент демпфирования которого, зависит от внешнего магнитного поля, действующего на элемент [7].

В настоящей работе рассматривается система со многими последовательными ударными парами, в состав которых входят магнитные элементы. Основы теории виброударных систем подобной структуры были заложены в работах [8, 9]. Одномерные цепочки разных структур изучались, в частности, в работах [10-13]. При этом в работах [10, 11] были рассмотрены цепочки, содержащие большое число ударных пар.

В результате проведённого исследования и численного моделирования выявлен ряд существенных обстоятельств. В частности, показана возможность осуществления настройки виброгасителя, путём регулирования расстояния между элементами в состоянии покоя. Такая настройка обеспечивает эффективное гашение колебаний демпфируемого тела в необходимом диапазоне частот.

Рис. 1. а) Механическая модель виброгасителя; б) Механическая модель тела, с установленным на нём виброгасителем.

1. Постановка задачи. Устройство, применение которого в качестве динамического виброгасителя со многими ударными парами рассмотрено в данной работе, показано на Рис. 1а. Одинаковые магниты расположены внутри цилиндрической трубки. Магниты ориентированы друг к другу разноимёнными полюсами, т. е. между ними действуют силы отталкивания. Два крайних магнита жёстко закреплены на теле корпуса (трубки). Каждая пара соседних одноименных магнитных полюсов создают упругую одностороннюю связь.

При их сближении, после преодоления силы отталкивания, возможны соударения. Данная система имеет n степеней свободы и n собственных частот. Подвижные элементы представляются абсолютно твердыми телами. В зависимости от уровня внешнего возбуждения, определяемого движением демпфируемого тела, ударные пары могут работать не одновременно. Наблюдаются различные возможные режимы работы такой динамической системы. При периодическом возбуждении основного тела могут возникать периодические движения без соударений. Так же возможны периодические движения с различной комбинацией числа ударных взаимодействий. При высоком уровне возбуждения могут наблюдаться сложные движения с множественными соударениями: учитывая ограниченный характер фазового пространства, движения могут носить квазипериодический и, по-видимому, хаотический характер. В настоящей работе дается численное моделирование динамики рассматриваемой системы.

2. Уравнения движения. Уравнение движения i -ого подвижного элемента в трубке, при гармоническом кинематическом воздействии $u(t) = B \cos(\omega t)$ на трубку, в которой находятся элементы, принимает следующий вид.

$$m \ddot{x}_i + d_1 \dot{x}_i = F_i - F_{i+1} + m B \omega^2 \cos \omega t, i=1, \dots, n \quad (1)$$

где m – масса i -ого магнита,

$x_i, \dot{x}_i, \ddot{x}_i$ – смещение, скорость, ускорение i -ого магнита относительно положения равновесия, [м], [м/с], [м/с²],

d_1 – коэффициент трения, [кг/с],

F_i, F_{i+1} , – сила, действующая на i -ый магнит со стороны $(i-1)$ -ого и $(i+1)$ -ого магнитов соответственно, [Н],

B – амплитуда внешнего кинематического воздействия, [м],

ω – частота внешнего кинематического воздействия, [с⁻¹].

Зависимость от расстояния отталкивающей магниты силы принимается в следующем виде (подробнее см. **Примечание**)

$$F_i = F(z_i) = F_0 z_i / (1 + z_i^2)^\beta, z_i = X_i / a, X_i = A + x_i - x_{i-1} \quad (2)$$

где A – расстояние между магнитами в состоянии покоя, [м],

$F_0, [Н], a, [м], \beta, [1]$ – параметры магнита, определяемые экспериментально или аналитически.

Для приведения математической модели (1), (2) к безразмерному виду в качестве линейного масштаба $X_*, [м]$ и масштаба времени $T_*, [с]$ выберем $X_* = a, T_* = \sqrt{ma/F_0}$. Введем следующие безразмерные комплексы $\alpha, \gamma, \nu, \zeta$ и переменные ξ, τ :

$$\alpha = A/X_*, \gamma = B/X_*, \nu = \omega T_*, \zeta_1 = T_* d_1 / 2m, \zeta_2 = T_* d_2 / 2m, \xi = x/X_*, \tau = t/T_*$$

Уравнения (1), (2) принимают следующий вид:

$$\begin{aligned} \ddot{\xi}_i + 2\zeta_1 \dot{\xi}_i &= \Phi_i - \Phi_{i+1} + \gamma \nu^2 \cos \nu \tau, i=1, 2, \dots, n \\ \Phi_i &= \Phi(\xi_i, \xi_{i-1}) = z_i / (1 + z_i^2)^\beta; z_i = \alpha + \xi_i - \xi_{i-1}, i=2, \dots, n-1 \end{aligned} \quad (3)$$

Также для удобства задания интервала интегрирования вводится безразмерный период внешнего воздействия T_0 следующим образом

$$T_0 = 2\pi \nu^{-1}$$

С учетом относительной неподвижности крайних магнитов для первого и последнего (n -ого) справедливы следующие выражения:

$$\Phi_1 = \Phi(\xi_1, 0) = (\alpha + \xi_1) / \left(1 + (\alpha + \xi_1)^2\right)^\beta$$

$$\Phi_{n+1} = \Phi(0, \xi_n) = (\alpha - \xi_n) / \left(1 + (\alpha - \xi_n)^2\right)^\beta$$

Систему из n уравнений вида (3) можно линеаризовать около положения равновесия (положение, в котором находятся магниты в отсутствие внешнего нагружения) и привести к матричному виду (4) и получить спектр собственных частот и собственные формы малых колебаний [13].

$$\mathbf{m}\ddot{\xi} + \mathbf{r}\xi = 0, \quad \xi = \{\xi_1, \xi_2, \dots\}^T \quad (4)$$

где $\mathbf{m}$ – матрица масс системы,

$\mathbf{r}$ – матрица жёсткости системы,

ξ – вектор состояния системы.

Характеристики данной системы были рассмотрены в [15]. Была проведена оценка параметров, при которых возникают ударные режимы в системе.

Не составляет труда решить уравнение относительно начального расстояния между магнитами α , чтобы получить систему (динамический виброгаситель), где одна из собственных частот будет равна заданной. На Рис. 2 показана зависимость значений собственных частот от расстояния между магнитами в состоянии покоя. Для того, чтобы необходимая собственная частота системы равнялась частоте внешнего воздействия, необходимо найти на Рис. 2 пересечение линии 5 (частота внешнего возбуждения) и одной из собственных частот (кривые 1-4). За расстояние между магнитами в состоянии покоя принять соответствующее значение α .

Рис. 2. Зависимость собственных частот от расстояния между магнитами в состоянии покоя для системы, состоящей из 4-ёх элементов (1-4 – номера собственных частот, 5 – частота внешнего воздействия)

Предлагается использовать описанное устройство в качестве динамического виброгасителя. Устройство устанавливается на демпфируемое тело массой M , колебания которого необходимо погасить. Механическая модель данной системы представлена на Рис. 1б.

Система уравнений движения системы виброгаситель-демпфируемое тело принимает следующий вид:

$$\begin{cases} \eta_1 (\ddot{\xi}_1 + \ddot{\xi}_{n+1}) + 2\zeta_1 \dot{\xi}_1 + \Phi_2 - \Phi_1 = 0 \\ \dots \\ \eta_i (\ddot{\xi}_i + \ddot{\xi}_{n+1}) + 2\zeta_i \dot{\xi}_i + \Phi_{i+1} - \Phi_i = 0, i=2, \dots, n-1 \\ \dots \\ \eta_n (\ddot{\xi}_n + \ddot{\xi}_{n+1}) + 2\zeta_n \dot{\xi}_n + \Phi_{n+1} - \Phi_n = 0 \\ \ddot{\xi}_{n+1} + \sum_{i=1}^n \eta_i \ddot{\xi}_i + 2\zeta_2 \dot{\xi}_{n+1} + \kappa \xi_{n+1} - \Pi(\tau) = 0 \end{cases} \quad (5)$$

где переменная ξ_{n+1} является перемещением демпфируемого тела. Здесь использованы также следующие обозначения:

$$\eta_i = m_i / \left(\sum_{j=1}^n m_j + M + m_0 \right), \kappa = ka/F_0, \Pi_0 = P_0/F_0$$

где m_0 – масса трубки, в которой находятся магниты,

m_i, m_j – масса i -го и j -ого магнитов,

n – количество магнитов в виброгасителе.

Для численного интегрирования система уравнений (5) приводится к матричному виду (6).

$$\dot{\mathbf{Y}} = \mathbf{A}\mathbf{Y} + \mathbf{g}(\xi, t); \quad \mathbf{Y} = \{\xi^T, \dot{\xi}^T\}^T \quad (6)$$

Для описания взаимодействия элементов системы при ударе используется теория упругого удара Ньютона [14]. При соударении двух соседних элементов ($i-1$) и i их координаты и скорости преобразуются следующим образом в соответствии с [14]:

$$\begin{cases} \xi_{i-1}^+ = \xi_{i-1}^- \\ \xi_i^+ = \xi_i^- \\ \dot{\xi}_{i-1}^+ = \frac{(m_{i-1} - rm_i) \dot{\xi}_{i-1}^- + m_i (1+r) \dot{\xi}_i^-}{m_{i-1} + m_i} \quad i = 2, \dots, n-1 \\ \dot{\xi}_i^+ = \frac{m_{i-1} (1+r) \dot{\xi}_{i-1}^- + (m_i - rm_{i-1}) \dot{\xi}_i^-}{m_{i-1} + m_i} \end{cases}$$

А также для магнитов $i=1$ и $i=n$, т.к. они соударяются с телом. Различие объясняется тем, что перемещения магнитов отсчитываются в подвижной системе координат (относительно движущегося тела, к которому прикреплено устройство), а координаты тела записываются в абсолютной, неподвижной системе координат.

$$\begin{cases} \xi_{n+1}^+ = \xi_{n+1}^- \\ \xi_i^+ = \xi_i^- \\ \dot{\xi}_{n+1}^+ = \dot{\xi}_{n+1}^- + \frac{m_i(1+r)\dot{\xi}_i^-}{M+m_i} & i=1, i=n \\ \dot{\xi}_i^+ = \frac{(m_i - rM)\dot{\xi}_i^-}{M+m_i} \end{cases}$$

Реализация движения при значениях параметров (7) представлена на Рис. 3 (магниты в виброгасителе) и Рис. 5 (тело с виброгасителем и без него).

$$\begin{aligned} n=4, \alpha=2.78, v_0=0.11, v=v_0, \mu=25.43, \zeta_1=4.78 \cdot 10^{-5}, \\ \zeta_2=4.78 \cdot 10^{-4}, r=0.95, \Pi_0=0.0226 \end{aligned} \quad (7)$$

Рис. 3. Реализация движений магнитов в системе (числами указаны номера магнитов, которым соответствует закон движения)

На Рис. 4 жирными точками выделены моменты соударения между соседними магнитами в выделенной временной области из Рис. 3.

Из Рис. 5 видно, что колебания тела, с установленным динамическим виброгасителем, при данных параметрах уменьшились приблизительно в 10 раз по сравнению со случаем его отсутствия.

Рис. 4. Моменты соударения магнитов (числами указаны номера магнитов, которым соответствует закон движения, жирные точки – моменты соударения)

Рис. 5. Реализация движений тела с гасителем колебаний (2) и тела аналогичной массы без гасителя колебаний (1) на собственной частоте тела.

3. Амплитудно-частотная характеристика. Для оценки эффективности данного устройства как гасителя колебаний, целесообразно построить амплитудно-частотные характеристики двух тел. Первое тело массой M , с установленным на нём гасителем колебаний, массой M_1 , вычисленной по формуле (8). Второе тело будет иметь массу M_2 , которая будет аналогична полной массе тела с установленным на нём виброгасителем.

$$M_1 = m_0 + \sum_{j=1}^n m_j \quad (8)$$

Для сравнения представлены пять различных амплитудных характеристик для тела с установленным виброгасителем, состоящим из четырёх магнитов и тела без виброгасителя:

Рис. 6. Сравнение амплитудно-частотных характеристик

на Рис. 6 цифрами обозначено следующее:

- 1 – первая собственная частота устройства настроена на частоту внешнего воздействия
- 2 – вторая собственная частота устройства настроена на частоту внешнего воздействия
- 3 – третья собственная частота устройства настроена на частоту внешнего воздействия
- 4 – четвёртая собственная частота устройства настроена на частоту внешнего воздействия
- 5 – амплитудно-частотная характеристика тела без динамического виброгасителя.

Результаты, полученные при численном моделировании движения системы (Рис. 6), показывают, что при настройке второй, третьей или четвёртой собственных частот на частоту внешнего воздействия можно добиться эффективного гашения колебаний защищаемого тела в широком диапазоне частот. В частности, при $\nu_{(4)} \approx \nu_0$ в диапазоне $\nu \in [0.98, 1.1]\nu_0$ происходит практически полное гашение колебаний основного тела

Заключение. Использование предложенного устройства в качестве динамического виброгасителя колебаний эффективно уменьшает амплитуду колебаний демпфируемого тела. Для этого необходимо выполнить настройку на собственную частоту колебаний тела вторую, третью или четвёртую собственных частоту устройства.

Примечание. Аналитическая зависимость для магнитной характеристики найдена в соответствии с законом Био–Савара–Лапласа и законом взаимодействия контуров с током (подробнее см. [16]). Получено следующее выражение

$$F(X) = \frac{3}{2} \frac{\pi B_M^2 r^4 h^2 X}{\mu_0 (r^2 + X^2)^{5/2}}$$

где B_M – остаточная магнитная индукция материала,

r – радиус магнита, [м],

h – высота магнита, [м],

μ_0 – магнитная постоянная, [м · кг · с⁻² А⁻²]

X – расстояние между магнитами, [м].

Которое можно преобразовать к виду (9):

$$F(z) = \frac{F_0 z}{(1 + z^2)^{5/2}} \quad (9)$$

$$F_0 = \frac{3}{2} \frac{\pi B_M^2 h^2}{\mu_0} \quad z = \frac{X}{r}$$

Но лучшее соответствие с экспериментом для конкретных магнитов показывает следующая зависимость:

$$F(z) = \frac{F_0 (z - h/(2r))}{(1 + (z - h/(2r))^2)^3}$$

Она и была использована при численном моделировании установки.

Список литературы

1. Вибрации в технике: Справочник. В 6-ти т. Т. 6. Защита от вибрации и ударов/Под ред. К.В. Фролова. - М.: Машиностроение, 1995. - 456 с.
2. Encyclopedia of Vibration. Academic Press ISBN 978-0-12-227085-1, Editor-in-Chief - S. Braun, 2002, 1685 p.
3. Kobrinsky A.A. Mechanisms with Elastic Connections and Impact Systems. - Ilife Books Ltd., London, 1969.
4. Babitsky V.I. Ntheory of Vibro-Impact Systems and Applications. - Berlin-Heidelberg: Springer, 1998.
5. Timofeev G.A., Lyuminarskiy I.E., Lyuminarskiy S.E. To Calculation of Shock Vibration Suppressors of Unilateral Action. - Herald of the Bauman Moscow State Technical University, Series Mechanical Engineering, 2019. - no. 1. - P. 90–100. DOI: 10.18698/0236-3941-2019-1-90-100.

6. Yancheng Li, Jiong Wang, Linfang “Nonlinear Characteristics of Magnetorheological Damper under Base Excitation” NONLINEAR SCIENCE AND COMPLEXITY (2007)
7. A. Spaggiari «Properties and applications of Magnetorheological fluids», *Frattura ed Integrità Strutturale*, 23 (2013) 57-61; DOI: 10.3221/IGF-ESIS.23.06 Scilla 2012 - The Italian research on smart materials and MEMS
8. Кобринский А.А., Кобринский А.Е. Виброударные системы. - М.: Наука, 1973. - 592 с.
9. Nagaev R. F., Khodzhaev K. Sh., *Vibrations of Mechanical Systems with Periodic Structure*. Tashkent: FAN, 1973.
10. Крупенин В. Л., К теории сильно нелинейных виброводов // *Машиноведение*. – 1987. - №1. - С. 25-32.
11. Крупенин В.Л. Об описании сильно нелинейных вибропроводящих и виброгенерирующих сред // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. - 2016. - №4. - С. 9-19.
12. Erofeev V.I., Kolesov D.A., Malkhanov A.O. Nonlinear localized waves of deformation in the class of metamaterials as set as the mass-in-mass chain // *Advanced Structured Materials*. - 2019. - Vol.108 / *New Achievements in Continuum Mechanics and Thermodynamics. A Tribute to Wolfgang H. Muller* / Abali B.E., Altenbach H., dell’Isola F., Eremeyev V.A., Ochsner A. (eds). Springer Nature Switzerland AG. Part of Springer. Cham. Switzerland. - P.105-116.
13. Erofeev V.I., Kolesov D.A., Malkhanov A.O. Nonlinear strain waves in a metamaterial defined a mass-to-mass chain // *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*. - 2019 (in Press).
14. Пановко Я.Г. Основы прикладной теории колебаний и удара. - Л., «Машиностроение», 1976. - 320 с.
15. Замурагин Ю.М., Гуськов А.М. «Амплитудно-частотная характеристика виброударной системы с магнитными элементами». XXX Международная инновационно-ориентированная конференция молодых ученых и студентов (МИКМУС - 2018): Сборник трудов конференции (Москва, 20-23 ноября 2018). - М: Изд-во ИМАШ РАН, 2019 – 742 с.- С. 304–307.
16. И.Е. Иродов Основные законы электромагнетизма. Учеб. пособие для студентов вузов. – 2-е, стереотип. – М.: Высш. шк., 1991.

Дата поступления: 7 октября 2019 г.

УДК 669.295:54-116.2

МИКРОСТРУКТУРА И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКОВОГО ТИТАНА ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Лидия Ивановна Куksenova^{2,1}, Андрей Альбертович Ширяев¹,
Владислав Ильич Савенко¹, Александр Игоревич Малкин¹

¹Институт физической химии и электрохимии им. А.Н. Фрумкина РАН, Москва, Россия

²Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия

lkukc@mail.ru

Аннотация. Методом рентгеноструктурного анализа исследованы температурные изменения фазового состава, микроструктурных и термомеханических характеристик титанового порошка промышленного производства при его термоциклировании в интервале температур 25 – 700⁰С. Обнаружено, что термоциклирование приводит к изменению относительных объемов фаз, присутствующих в порошковых частицах: макрофазы гексагонального α -титана, и сопутствующих ей микрофаз нитридов, карбидов и оксидов титана. Показано, что изменения температуры стимулируют протекание процессов структурного упорядочения↔разупорядочения в твердом растворе азота, кислорода и углерода в α -титане, а также в соответствующих нестехиометрических фазах внедрения, образованных титаном с указанными элементами.

Ключевые слова: титан, твердые растворы, нестехиометрические фазы внедрения, рентгеноструктурный анализ, термоциклирование.

MICROSTRUCTURE AND THERMOMECHANICAL PROPERTIES PROPERTIES OF POWDERED TITANIUM UNDER ELEVATED TEMPERATURES

L.I. Kuksenova^{2,1}, A.A. Shiryaev¹, V.I. Savenko¹, A.I. Malkin¹

¹Frumkin Institute of Physical chemistry and Electrochemistry Russian academy of sciences,
Moscow, Russia

²IMASH RAN, Moscow, Russia

lkukc@mail.ru

Abstract. X-ray diffraction is used to study temperature evolution of phase composition, microstructure and thermo-mechanical properties of industrial titanium powder during thermal cycling in the temperature region 25 – 700⁰C. It is found that the thermal cycling leads to change of volume ratio of the α -titanium and its nitrides, carbides and oxides present in the initial powder. It is shown that the temperature changes are accompanied by processes of ordering/disordering of nitrogen, carbon and oxygen interstitial atoms in the respective sublattices of the phases.

Keywords: titanium, nonstoichiometric interstitial phase, x-ray diffraction, thermal cycling.

Введение. Порошковый титан применяется в качестве исходного сырья в многочисленных технологиях при изготовлении авиационно-космической и медицинской техники [1-3]. Для оптимизации соответствующих производственных процессов необходимо знание физико-механических характеристик титанового полупродукта после термоциклирования при повышенных температурах. В свою очередь, физико-механические свойства такого полупродукта определяются микроструктурой и фазовым составом как исходного порошка, так и изменениями, происходящими в нем в процессе термоциклирования. Данная работа посвящена исследованию эволюции фазового состава, физико-механических и микроструктурных характеристик титанового порошка промышленного производства в процессе его однократного термоциклирования в диапазоне температур $T < 0,5T_{пл}$ в отсутствие процессов рекристаллизации в системе.

Материал и методика экспериментов. Анализировали титановый порошок промышленного производства марки ПТМ-1 (ГОСТ 14-22-57-92), полученный восстановлением оксидов металла гидридом кальция. Массово-процентное содержание примесей в титановом порошке данной партии представлено в табл. 1, морфология частиц показана на рис. 1, объемное распределение частиц по размерам приведено на рис. 2.

Таблица 1.

Элементный состав порошковых частиц.

Ti	Примеси, масс. %								
	C	O	N	S	Ca	Fe	Ni	Si	Al
основа	0,026	0,25	0,10	0,002	0,22	0,05	0,07	0,04	0,01

Рис. 1. Морфология частиц титанового порошка марки ПТМ-1 промышленного производства

Дисперсионный анализ порошковых микрочастиц проводили по стандартной методике объемного светорассеяния суспензии частиц [4] в растворе пропанола с применением лазерного анализатора размеров микрочастиц Microtrac Bluewave S3500. Морфологию и

элементный состав порошковых частиц фиксировали в электронно-микроскопических экспериментах [5] с использованием сканирующего (растрового) электронного микроскопа JSM-6460LA фирмы «JEOL», снабженного энергодисперсионным анализатором EDAX.

Рис. 2. Дифференциальное и интегральное распределения относительного объема частиц титанового порошка промышленного производства по их размерам

Функция объемного распределения порошковых частиц по размерам является нормально-логарифмической, среднеобъемный диаметр частиц составляет 58.8 мкм, стандартное отклонение распределения равняется 31.6 мкм.

Микроструктуру и фазовый состав порошковых частиц анализировали методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометрах Empyrean и Stoe Huber G670, позволявших проводить высокотемпературные испытания материалов в условиях вакуума при давлении не более 10^{-3} Па. Дифрактограммы порошковых образцов получали с применением высокотемпературной камеры НТК-1200N (Anton Paar), оборудованной турбомолекулярным насосом и автоматической подстройкой положения образца на оси гониометра в геометрии «на отражение» ($\text{CuK}\alpha$ -излучение, никелевый фильтр, корундовая подложка-держатель образца). При расчетах учитывали две длины волны 0.1540598 и 0.1544426 нм с соотношением интенсивностей линий в дублете 2:1. Измерения осуществляли в диапазоне углов отражения $2\theta = 25 \div 120^\circ$, с шагом 0.0334° .

Навеска изучаемого порошка, находившегося в состоянии поставки, засыпалась без какой-либо дополнительной обработки в цилиндрическую выемку глубиной 0.6 мм и диаметром 15 мм, расположенную в стандартном держателе, выполненном из высокочистого поликристаллического корунда (Al_2O_3) и механически разравнивалась по толщине. Контроль положения образца на оси дифрактометра осуществляли по положению дифракционных максимумов титана. Автоматическая подстройка геометрии системы происходила с учетом коэффициентов теплового расширения держателя.

Цикл температурных испытаний включал ступенчатый подъем температуры порошкового образца в вакуумированной печи дифрактометра до заданной температуры, регистрацию дифрактограммы при этой температуре, последующий температурный подъем до следующей

выбранной температурной точки, очередное рентгенографическое исследование образца и т.д. Температурный шаг в термоцикле составлял 20° , скорость нагрева между ступенями - $20^{\circ}/\text{мин}$, время регистрации дифрактограммы при заданной температуре - 35 минут, границы термоцикла: $25\text{--}700^{\circ}\text{C}$. По достижении верхней границы термоцикла температуру образца ступенчато снижали с той же скоростью с температурными остановками для снятия дифрактограмм вплоть до $T = 250^{\circ}\text{C}$. Дальнейшее снижение температуры образца проходило самопроизвольно вместе с печью.

По полученным в термоциклах дифрактограммам при помощи стандартных методик [6,7] были определены температурные зависимости объемного соотношения фаз, присутствующих в частицах титанового порошка и температурные изменения параметров элементарной ячейки этих фаз. Также на всех температурных ступенях рассчитывались средние размеры блоков D (областей когерентного рассеяния рентгеновских лучей - ОКР) и микроискажения второго рода $\varepsilon = \Delta d/d$ в кристаллической решетке α -титана.

Кроме этого, на основе полученных экспериментальных данных были рассчитаны полные (статические и динамические) микроискажения в решетке титановой α -фазы при различных температурах, а также проведена оценка изменений рентгеновской дебаевской температуры α -фазы титана на разных стадиях термоциклирования.

Оценка относительного объемного содержания (объемной доли) V_i фаз в порошковой системе проводилась безэталонным методом с использованием вычислительного алгоритма, близкого по смыслу к изложенному в [7] (работа №18, стр. 100). Такая методика может применяться в том случае, когда структуры фаз известны и возможен теоретическая оценка интенсивности линий каждой из фаз. Для расчета величины V_i использовалось известное соотношение: $I_i = \mu^{-1} C V_i Q_i$, где I_i - интенсивность линии фазы i на порошковой дифрактограмме смеси фаз; $\mu = \sum_i \mu_i V_i$ - средний линейный коэффициент ослабления

интенсивности линий компонент смеси; $C = \text{const}$ - нормирующий множитель, учитывающий суммарную интенсивность всех фаз смеси; V_i - относительная объемная доля фазы i ; Q_i - теоретическая интенсивность выделенной линии чистой фазы i . При расчетах полагалось, что $\sum_i V_i = 1$ и значения Q_i для разных линий близки. В этом случае $V_i = I_i / \sum_i I_i$ и его

величина может достигать весьма малых значений, не фиксируемых при обычном фазовом анализе материала с применением эталона. Коэффициенты вариации рассчитанных в данной работе физических величин, определяющие точность их оценки, приведены на соответствующих графиках.

Результаты экспериментов и их обсуждение. Рентгенофазовый анализ состава частиц порошкового титана показал, что в исходном материале присутствует не только преобладающая гексагональная α -фаза металлического титана в виде твердого раствора кислорода, азота и, м.б углерода в α -титане (эта фаза упоминается в дальнейшем как *макрофаза*), а также нестехиометрические фазы внедрения TiX_z , TiX_mY_n , где $\{X,Y\} = \{O, C, N\}$. Последние присутствуют в порошковом материале в незначительных количествах в виде микро- и, возможно, в наночастицах, и терминологически обозначены далее как микро- и наночастицы. Относительные объемные доли V_i и составы этих фаз, обладающих широкой областью гомогенности [8-10], меняются в частицах с изменением температуры испытаний. На рис.3-5 представлены температурные зависимости относительной объемной доли V_{Ti} гексагональной α -фазы титана, а также зависимости $V_i = f(T)$ для некоторых из вышеуказанных фаз внедрения.

Полученные результаты свидетельствуют о заметных изменениях фазового состава порошка в процессе его термоциклирования.

Рис. 3. Влияние температуры на относительное объемное содержание макрофазы гексагонального α -титана и микрофазы рутила (TiO_2) в титановом порошке промышленного производства

Рис. 4. Влияние температуры испытаний на относительное объемное содержание микрофаз TiO_2 (анатаза) и субоксида Ti_2O_3 в титановом порошке промышленного производства

Рис. 5. Влияние температуры испытаний на относительное объемное содержание микрофаз нитридов TiN_z и карбонитридов TiC_mN_n титана в титановом порошке промышленного производства

Во всех рассмотренных случаях изменения относительных объемных долей V_i фазовых составляющих материала порошка носят нелинейный характер. При этом степень нелинейности в их температурном поведении различна. Так, объемная доля V_{Ti} гексагональной макрофазы α -титана, (содержащей, как будет показано далее, определенное количество внедренных атомов азота, кислорода и углерода т.е. являющейся твердым раствором внедрения этих элементов в α -титане) при нагреве образца немонотонно растет, достигая насыщения при $T > 500^\circ\text{C}$. В то же время, объемная доля оксида V_{TiO_2} и субоксида $V_{\text{Ti}_2\text{O}_3}$ в порошке достигает своего максимума (или, наоборот, минимума) при $T \approx 300^\circ\text{C}$, а для нитрида и карбонитрида титана - при $T \approx 400^\circ\text{C}$. При этом наиболее заметное изменение (почти на два порядка от исходной величины) показателей относительного объема V_i при нагреве образца претерпевают микрофазы рутила и нитрида титана (см. рис 3 и 5). В меньшей степени, но тоже достаточно заметно (почти на порядок) меняется относительное объемное содержание микрофаз анатаза, карбонитрида и субоксида Ti_2O_3 (см. рис. 4). Понижение температуры испытаний также вызывает немонотонные изменения показателей относительного объемного содержания фазовых составляющих порошка, но в гораздо меньшей степени, нежели при нагреве. При этом характер таких изменений для разных фаз также различен. Так, относительное объемное содержание микрофаз рутила и субоксида Ti_2O_3 в материале после завершения термоцикла лишь незначительно отличается от

исходного (рис. 3 и 4). Для макрофазы α -титана она увеличивается на несколько процентов (рис.3), для микрофаз анатаза и карбонитрида TiC_mN_n - растет в несколько раз, а для нитрида TiN_z на два порядка уменьшается (рис. 4 и 5).

Наличие в твердом растворе α -фазы титана и в его нестехиометрических соединениях с углеродом, азотом и кислородом структурных вакансий, незаполненных атомами внедрения, может привести при известных условиях к их структурному упорядочению в соответствующих кристаллических подрешетках [8-10]. Однако из-за существенного различия в значениях амплитуд атомного рассеяния рентгеновских лучей электронными оболочками атомов углерода, азота, и кислорода с одной стороны и титана с другой [11], регистрация возникающих при таком упорядочении сверхструктурных отражений требует очень больших экспозиций, или применения синхротронного излучения [12]. При таких обстоятельствах единственной характеристикой структурного состояния содержащихся в порошковом материале фаз и индикатором образования в них сверхструктур при вариациях температуры являются значения параметров кристаллической решетки этих фаз. Как показали расчеты, значения параметров $a = 0,29510(1)$ нм и $c = 0,46880(3)$ нм решетки гексагональной α -фазы титана в исходном порошке превышают табличные: $a = 0,29504$ нм и $c = 0,468232$ нм [11,13] на 0,02% и 0,12% соответственно. Учитывая то обстоятельство, что базисный параметр a кристаллической решетки α -фазы титана в исходном порошке благодаря его достаточной близости к табличному значению в данном случае может служить внутренним стандартом измерений, можно полагать, что наблюдаемое превышение численного значения ортогонального параметра c в исходном порошке связано с наличием в α -фазе гексагонального титана определенного количества азотных и кислородных примесей, образующих твердый раствор внедрения в октаэдрических пустотах гексагональной решетки α -титана. Приближенная количественная оценка суммарной концентрации этих примесей по известной концентрационной зависимости для соответствующего твердого раствора кислорода/азота в α -титане: $c/a = f(\text{C}_{\text{TiO}_x\text{N}_y})$ [14,15] (в предположении приблизительно одинакового влияния атомов кислорода и азота на указанную зависимость) дает следующий интервал значений величины $x + y \approx 0.08 - 0.10$.

О справедливости сформулированной ранее гипотезы свидетельствуют особенности температурного изменения указанных параметров решетки α -фазы гексагонального титана в сопоставлении с температурными вариациями аналогичных характеристик оксидов и нитридов при термоциклировании образцов. Рассмотрим их более подробно.

На рис. 6 показаны температурные зависимости параметров кристаллической решетки гексагональной α -фазы титана, полученные в процессе однократного термоциклирования порошковых образцов.

Приведенные графики свидетельствуют о том, что значения базисного (a) и ортогонального (c) параметров кристаллической решетки α -фазы титана как при нагреве, так и при охлаждении материала меняются нелинейно, причем уровень этой нелинейности заметно превышает ошибки эксперимента. Вместе с тем, характер нелинейного поведения указанных параметров в полуциклах нагрева и охлаждения материала качественно различен.

Так, в полуцикле нагрева образцов на графиках температурной зависимости обоих решеточных параметров α -фазы титана можно в первом, очень грубом приближении, выделить четыре температурные области, соответствующие существенно различному характеру поведения этих параметров.

В интервале температур $30 < T < 300^\circ\text{C}$ происходит постепенный рост значений обоих параметров решетки материала. В температурной области $320 < T < 500^\circ\text{C}$ их значения колеблются, временами даже заметно уменьшаясь. В температурном интервале $500 < T <$

600⁰С наблюдается их монотонный рост. Наконец, при нагреве системы от 620 до 700⁰С наблюдается существенное увеличение темпа роста их значений.

Рис. 6. Влияние температуры испытаний на параметры кристаллической решетки гексагональной макрофазы α-титана в титановом порошке промышленного производства

В полуцикле охлаждения образцов температурное поведение параметров a и c α-фазы титана иное. В этом полуцикле наблюдаются участки квазилинейного уменьшения параметра a , за исключением, разве что, небольшого интервала температур $580^0 > T > 520$ и $400^0 > T > 340^0$ С, в которых значение этого параметра практически не меняется.

Для параметра c в первом осредненном приближении имеет место общее квазилинейное уменьшение его величины при $700^0 > T > 280^0$ С, но со значительными осцилляциями в этой температурной области, которые превосходят ошибку эксперимента в указанном температурном интервале. В интервале температур $280^0 > T > 100^0$ С в температурной зависимости этого параметра наблюдается существенная нелинейность с экстремумом при $T \approx 210^0$ С.

Зная температурное изменение параметров кристаллической решетки соответствующих фаз, при помощи численного дифференцирования нетрудно рассчитать значения коэффициента линейного термического расширения $\beta(T)$ (далее - КЛТР), согласно его физическому определению, учитывающему тензорный характер указанной величины: $\beta_{[ijkl]}(T) = [1/l_{[ijkl]}(T)]\partial l_{[ijkl]}(T)/\partial T$, где $l_{[ijkl]} \equiv \{a; c\}$. Значения $\beta_{[ijkl]}$ для α -фазы титана, усредненные для соответствующих температурных интервалов, приведены в табл. 2.

Таблица 2.

Коэффициенты линейного термического расширения β_{ijkl} гексагональной α -фазы титана, наблюдаемые в однократном цикле «нагрев-охлаждение» порошковых образцов

Нагрев	Температурный интервал T, °C	25-310	320-420	440-480	480-580	600-700	
	$\beta_{[2\bar{1}\bar{1}0]}, 10^{-5} \text{ град}^{-1}$	1.28	2.36	-2.24	1.01	5.39	
	$\beta_{[0001]}, 10^{-6} \text{ град}^{-1}$	8.08	-4.05	42.5	19.1	136	
Охлаждение	Температурный интервал T, °C	700-540	540-410	400-350	340-200	200-25	
	$\beta_{[2\bar{1}\bar{1}0]}, 10^{-6} \text{ град}^{-1}$	1.68	14.5	-0.049	14.4	7.5	
	Температурный интервал T, °C	700-540	540-420	400-350	340-280	280-220	220-25
	$\beta_{[0001]}, 10^{-6} \text{ град}^{-1}$	9.12	-5.22	69.6	10.5	-5.94	17.8

Примечания: 1. Среднее значение КЛТР образцов поликристаллического титана $\beta_p = (8,3 - 10,08) \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ в температурном интервале 300 - 1000°K [16].

2. Коэффициенты вариации рассчитанных значений β_{ijkl} не превышают 10 - 15%

Необходимо подчеркнуть важнейшую особенность температурного поведения параметров решетки гексагональной α -фазы титана в данных опытах. А именно, в результате термоциклирования оба параметра существенно увеличиваются до значений $a = 0,2966(2)$ нм (на 0.51%) и $c = 0,4764(4)$ нм (на 1.62%). Их отношение $c/a = 1,61$ позволяет по данным [14,15] оценить суммарную концентрацию атомов кислорода и азота в твердом растворе α -титана, соответствующую значению показателя $x + y \approx 0.33 - 0.35$.

На рис.7 показаны температурные зависимости параметра кристаллической решетки кубической микрофазы нестехиометрического нитрида титана TiN_z , полученные в однократном термоцикле «нагрев-охлаждение» порошкового материала. Ход графиков нагрева и охлаждения этой фазы также заметно различается.

При нагреве порошка в области температур 25–300°С параметр кристаллической решетки нитрида титана уменьшается, коэффициент линейного термического расширения $\beta_{\langle 100 \rangle}$ отрицателен. В интервале температур 280-480°С его значение резко возрастает, однако

внутри этого интервала при температурах 360–480⁰С величина a дает осциллирующие выбросы с заметной амплитудой. При 480–600⁰С параметр кристаллической решетки нитрида титана продолжает увеличиваться, но темп его роста заметно уменьшается. Наконец при температурах полуцикла 600-700⁰С значение параметра a сильно уменьшается, коэффициент линейного термического расширения $\beta_{<100>}$ в этой температурной области вновь отрицателен.

Рис. 7. Влияние температуры испытаний на параметр a кристаллической решетки кубической микрофазы TiN_z , содержащейся в частицах титанового порошка промышленного производства

График охлаждения материала показывает очень медленное уменьшение параметра кристаллической решетки TiN_z при снижении температуры в интервале 700⁰С → 500⁰С и минимальные значения КЛТР в этой температурной области. В температурном интервале 100⁰С → 20⁰С значение КЛТР отрицательно. Привлекают особое внимание заметные колебания параметра решетки в области температур 350–500⁰С, наблюдающиеся как при нагреве, так и при охлаждении порошковых образцов и намного превосходящие ошибку определения данной характеристики. Такое поведение параметра кристаллической решетки материала обычно наблюдается при фазовых переходах 1-ого рода в температурной области термодинамической неустойчивости системы [9,10,17]. Значение КЛТР в этом случае определено условно путем усреднения значений этой характеристики в соответствующем температурном диапазоне.

Результаты расчета $\beta_{<100>}$ нитрида титана для указанных температурных интервалов приведены в табл. 3.

На рис.8 показаны температурные зависимости микроструктурных характеристик макрофазы α -титана при однократном термоциклировании одной из порошковых проб в вышеописанном режиме. Они свидетельствуют об экстремальном характере изменения этих характеристик в температурном интервале 250 - 500⁰С. При этом температурные изменения средних размеров ОКР происходят обратимо, их значения в начале и в конце термоцикла

совпадают. Следует также отметить, что процесс охлаждения практически не влияет на размеры ОКР в данной фазе. В противоположность этому, охлаждение системы вызывает повторное скачкообразное (почти на порядок) увеличение уровня микроискажений ε в кристаллической решетке α -фазы титана, который сохраняется в системе вплоть до комнатной температуры. Такое поведение указанных микроструктурных характеристик может служить дополнительным косвенным подтверждением наличия фазовых переходов 1-ого рода при термоциклировании в соответствующих температурных областях термоцикла.

Таблица 3.

Коэффициенты линейного термического расширения $\beta_{<100>}$ кубического нитрида титана в однократном цикле «нагрев-охлаждение» порошковых образцов

Нагрев	Температурный интервал $T, ^\circ\text{C}$	25-300	300-450	450-600	600-700	
	$\beta_{<100>}, 10^{-6} \text{ град}^{-1}$	7.2	18.6	3.0	-24.9	
Охлаждение	Температурный интервал $T, ^\circ\text{C}$	20-100	100-250	260-360	360-500	500-700
	$\beta_{<100>}, 10^{-6} \text{ град}^{-1}$	-11.3	18.2	5.0	<-73>	1.7

Примечания: 1. Среднее значение КЛТР кубического нитрида титана $\beta_{<100>} = 9.35 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$ в температурном интервале (25 - 1100 $^\circ\text{C}$) [18].

2. Коэффициенты вариации рассчитанных значений β_{ijk} не превышают в среднем 20-25%

На рис. 9 показаны графики температурных зависимостей суммарных $\langle U^2 \rangle_\Sigma$ (статических и динамических) микроструктурных искажений кристаллической решетки макрофазы α -титана при однократном термоциклировании образцов в вышеописанном режиме. Там же приведены графики изменения рентгеновской температуры Дебая θ_D в цикле «нагрев-охлаждение» для этой фазы. Полученные результаты свидетельствуют о том, что термоциклирование порошка не приводит к заметному перераспределению вкладов, вносимых в суммарные искажения $\langle U^2 \rangle_\Sigma$ со стороны статических и динамических искажений кристаллической решетки. Иными словами, взаимной аннигиляцией линейных и точечных дефектов в процессе одноразового термоциклирования порошка можно пренебречь. Вместе с тем, расчеты показывают, что изменение температуры Дебая в ходе термоциклирования происходит нелинейно. В интервале температур $250^0 < T < 500^0$ при нагреве и $600^0 > T > 300^0$ при охлаждении на плавное изменение значений θ_D , происходящее в термоцикле, накладываются температурные пики. Их появление очевидно связано со структурными перестройками, происходящими при этих температурах в многокомпонентной системе α -фазы титана. Следует отметить, что согласно литературным данным [13] температура Дебая α -фазы беспримесного металлического титана $\theta_D = 380 \text{ K}$.

Рис. 8. Влияние температуры испытаний на размеры ОКР (D) и уровень микроискажений 2-ого рода (ε) в кристаллической решетке гексагональной α -фазы титана в порошковых частицах

Рис. 9. Влияние термоциклирования на температуру Дебая θ_D и уровень статических и динамических микроискажений $\langle U^2 \rangle_{\Sigma}$ в кристаллической решетке гексагональной макрофазы α -титана в порошковых частицах

Обсуждение результатов экспериментов. Сопоставительный анализ совокупности полученных данных показывает, что существенно нелинейное температурное поведение почти всех исследованных микроструктурных характеристик данного порошкового материала с достаточной степенью правдоподобия может быть связано с диффузионными процессами и структурными фазовыми переходами, происходящими при термоциклировании в многофазной системе, которую представляют собой частицы титанового порошка промышленного производства.

Масспектрометрический анализ газового состава паров над порошковой пробой в процессе термоциклирования образцов показал, что газовыделение из материала в этом случае отсутствует. Вместе с тем, известно, что имеющиеся в порошковых частицах титана твердые растворы и фазы внедрения переменного состава обладают широкими областями гомогенности [8-10,19,20]. Следовательно, можно полагать, что изменения относительных объемов V_i обнаруженных в порошковых частицах макро- и микрофаз при термоциклировании обусловлены диффузионными процессами, приводящими к перераспределению атомов внедрения между ними. Но это не единственный возможный механизм изменения микроструктуры порошковых частиц при температурном воздействии.

В настоящее время надежно установлено, что при не слишком высоких гомологических температурах в указанных соединениях имеют место сверхструктурные переходы [8-10]. Содержанием этих переходов является процессы упорядочения/разупорядочения атомов внедрения по октаэдрическим пустотам кристаллической решетки α -титана и его соединений с кислородом, азотом и углеродом, концентрации которых далеки от стехеометрических составов этих соединений.

Учитывая, что кристаллические структуры всех фаз в исследованном температурном интервале сохраняются неизменными, можно полагать, что наблюдаемые явления связаны в равной степени как с изменениями относительных концентраций V_i и элементного состава имеющихся фаз, так и с процессами «упорядочения/разупорядочения» в твердых растворах внедрения азота, кислорода и углерода в решетке макрофазы α -титана, а также в сопутствующих микрофазах – оксидах Ti_xO_y , нитридах Ti_xN_y , карбидах Ti_xC_y и карбонитридах $Ti_xC_yN_z$ нестехиометрического состава, импрегнированных в частицы порошкового титана при его промышленном производстве. Такие сверхструктурные переходы могут происходить не только в подрешетках внедренных атомов соответствующих фаз [8-10,21], но и в подрешетке титана, как это происходит, например, в высших субоксидах [22,23].

Теоретические расчеты показывают, что такие переходы могут быть локализованы в достаточно узких температурных интервалах 300-500⁰C и 650-700⁰C [8,9]. В наших экспериментах при изменении температуры в указанных температурных областях существенно меняются не только относительное объемное содержание фаз, но и параметры решетки фазовых составляющих порошковых частиц. Кроме того, при термоциклировании наблюдается температурный гистерезис изменения этих параметров. Поэтому указанные переходы можно считать размытыми фазовыми переходами 1 рода [8-10,17,24].

Рассмотрим коротко, с какими концентрационными и сверхструктурными переходами в фазах внедрения могут быть связаны наблюдаемые в данной работе микроструктурные изменения в порошковых частицах.

А). Макрофаза α -титана. Сопоставление данных, приведенных в табл.1, а также результатов экспериментов, приведенных на рис. 3 и 6 показывает, что α -фаза титана в частицах исходного порошка в действительности является твердым раствором, включающим

кислородные и азотные атомы внедрения и, весьма возможно, содержит двумерные пластинчатые включения оксидов и нитридов наноразмерной толщины. Об этом свидетельствует повышенное значение гексагональных параметров a и c по сравнению с таковыми для чистого металлического титана как в начале, так и, в особенности, в конце термоцикла (см. рис. 6). В процессе термоциклирования растворенный в решетке α -титана и в указанных гипотетических нанофазах кислород вытесняется азотом [25,26], поступающим из микрофазы нитрида TiN_z , и относительное объемное содержание последней в порошке уменьшается (рис. 5). В результате концентрация азота в макрофазе α -титана возрастает, превышая первоначальную концентрацию в ней кислорода, а относительное объемное содержание этой макрофазы в частицах порошка после термоцикла увеличивается (рис.3). Одновременно выделяющийся из α -фазы титана кислород способствует дополнительному окислению подповерхностного слоя частиц, уже содержащих TiO_2 (анатаз) в виде пленки на их поверхности. Это приводит к увеличению относительной объемной доли этого оксида в порошковом материале на заключительной стадии полуцикла охлаждения (рис. 4).

Анализ температурного хода зависимостей параметров решетки макрофазы α -титана показывает, что в частицах исходного порошка атомы внедрения находятся в упорядоченном (равновесном для комнатной температуры) состоянии. Относительно быстрый нагрев порошка приводит в интервале температур 320 - 450⁰C к размытому фазовому переходу «порядок-беспорядок» в азотно-кислородной (а, может быть, и в титановой [8,9,20,21]) подрешетках макрофазы α -титана, сопровождающемуся постепенным уменьшением параметра порядка в этих подсистемах, которые тем самым переходят в термодинамически равновесное состояние, соответствующее указанной области температур. Доказательством этому может служить существенное замедление температурного роста параметра кристаллической решетки c и отрицательное значение КЛТР для параметра a макрофазы гексагонального α -титана в этой температурной области полуцикла нагрева (рис. 6 и табл. 2). Напомним здесь, что в неупорядоченном состоянии параметры гексагональной решетки α -фазы титана, также как трансляционные характеристики нестехиометрических карбидов, оксидов и нитридов принимают более низкие значения, нежели в упорядоченных фазах [8,9]. При дальнейшем нагреве порошка в температурном интервале 620 - 700⁰C происходит достаточно быстрое дальнейшее диффузионное обогащение подрешеток макрофазы α -титана примесями внедрения (азота и, меньшей степени, кислорода), что приводит к значительному ускоренному росту соответствующих параметров решетки этой фазы и весьма высоким значениям КЛТР при сохранении неупорядоченного состояния в подрешетках системы (рис. 6 и табл. 2).

Это неупорядоченное состояние сохраняется затем в системе на протяжении почти всего полуцикла ее охлаждения вплоть до температур 500-350⁰C, при которых протекают обратные термодинамически равновесные переходы к упорядоченным состояниям с различной, зависящей от температуры, степенью порядка в соответствующих подрешетках макрофазы α -титана. (здесь уместно напомнить, что при снижении температуры системы эти упорядоченные состояния могут характеризоваться разными значениями параметра порядка в различных подрешетках, образованных разнотипными атомами внедрения).

В соответствии с вышесказанным, при охлаждении системы попеременно наблюдается не только тенденция к замедлению в темпе снижения значений трансляционных параметров гексагональной решетки, но и некоторое возрастание параметров a и c при уменьшении температуры (отрицательное значение КЛТР для параметра a в интервале $\Delta T = 430-350^0C$ и $280-200^0C$, а также для параметра c в интервале $\Delta T = 540 - 420^0C$ – см. табл. 2).

Сопоставление температурных интервалов обратимых фазовых переходов упорядочение-разупорядочение в полуциклах «нагрев – охлаждение» свидетельствует о температурном

гистерезисе наблюдаемого фазового перехода, что является типичным для размытых фазовых переходов такого рода [17,24].

По завершении термоцикла обогащенная внедренными азотом и углеродом макрофаза α -титана с повышенным благодаря этому обстоятельству решеточными параметрами оказывается при комнатной температуре в термодинамически равновесном и стабильном состоянии, но на новом его уровне (рис.6).

Б) Нитрид титана. Кроме анализа поведения макрофазы α -титана наибольший интерес представляет температурное поведение нестехиометрической микрофазы кубического нитрида титана TiN_z . Ограничимся здесь рассмотрением лишь ее температурного поведения. В исходном состоянии данная микрофаза имеет компонентный состав, довольно близкий к стехиометрическому. Однако она находится в существенно метастабильном состоянии, что, по-видимому, связано с избытком азота в ее кристаллической решетке. Об этом свидетельствует сильно завышенное (на 3,9%, по сравнению со стехиометрическим), значение параметра решетки этой фазы при комнатной температуре (рис. 7). Действительно, для фазы TiN стехиометрического состава равновесное значение параметра $a = 0,42350$ нм при комнатной температуре заметно ниже [16,27].

Как следует из рис. 5, при термоциклировании в интервале температур $200 - 500^{\circ}C$ азот интенсивно покидает указанную микрофазу. При этом как в процессе нагрева, так и при охлаждении материала в указанной температурной области концентрация нитридной микрофазы в порошке падает с одинаковой скоростью. Это обстоятельство указывает на сходство процессов, протекающих в данной фазе в обоих полуциклах в указанном температурном интервале. Сходство обусловлено уменьшением относительного содержания нитрида титана в порошке благодаря прогрессирующему уходу атомов азота из данной фазы в обоих полуциклах. Более детально о процессах, происходящих в этой фазе можно судить по температурному ходу параметра решетки (см. рис.7). При нагреве порошка в температурном интервале $150 - 300^{\circ}C$ параметр решетки нитрида TiN_z уменьшается из-за выхода избыточных атомов азота и перехода системы в термодинамически равновесное состояние. При дальнейшем увеличении температуры в интервале $300 - 450^{\circ}C$ количество азота в нитриде титана продолжает уменьшаться, состав фазы становится нестехиометрическим с недостатком по азоту, но зато в системе включается процесс сверхструктурного упорядочения - растет дальний порядок в первоначально неупорядоченной азотной подрешетке. Благодаря этому процессу значение параметра решетки нитрида титана заметно увеличивается. При последующем нагреве порошка в интервале температур $500 - 700^{\circ}C$ относительное объемное содержание микрофазы TiN_z в порошке несколько стабилизируется и даже немного возрастает за счет азота, диффундирующего в нитрид из микрофазы карбонитрида. Однако при столь высоких температурах начинается процесс энтропийного размывания сверхструктуры в упорядоченной азотной подрешетке нитрида титана. Одновременное действие указанных процессов приводит сначала к температурной стабилизации значения параметра решетки нитридной фазы, а затем к его резкому уменьшению благодаря преобладанию процесса разупорядочения в этой температурной области.

Охлаждение порошка до $T = 500^{\circ}C$ сопровождается некоторым увеличением, а ниже этой температуры - дальнейшим уменьшением относительной концентрации микрофазы TiN_z из-за продолжающегося ухода из него азота вплоть до температуры $300^{\circ}C$. При охлаждении материала ниже этой температуры до комнатной относительная концентрация нитрида титана в порошке вновь увеличивается из-за перераспределения азота между всеми

имеющимися микро- и макрофазами. Накладывающееся на этот колебательный процесс естественное линейное по температуре уменьшение параметра кристаллической решетки TiN_z обуславливает чередование температурных участков относительного постоянства параметра решетки и участков его плавного изменения. Резкие колебания значения параметра решетки TiN_z в температурном интервале $500 \rightarrow 350^\circ C$ свидетельствуют о размытом фазовом переходе 1 рода в материале, который происходит при постепенном повышении параметра порядка внедренных атомов и вакансий в азотной подрешетке данной фазы [8-10,14].

Качественно аналогичным образом ведут себя относительные концентрации и параметры кристаллической решетки присутствующих в системе микрофаз оксидов и карбонитридов.

Не останавливаясь на детальном обсуждении температурного поведения микроструктурных характеристик рассматриваемых фаз, таких как области когерентного рассеяния (D), микроискажения 2 (ϵ) и 3 рода $\langle U^2 \rangle_\Sigma$, а также температура Дебая θ_D , можно лишь сделать заключение об их нелинейных изменениях в термоцикле с характерными особенностями, локализованными в тех же температурных областях, что и особенности поведения параметров решетки рассмотренных фаз. Этот очевидный вывод обусловлен тем обстоятельством, что в основе температурного поведения всех микроструктурных характеристик вышерассмотренных фаз лежат в равной степени как диффузионно-концентрационные переходы, так и процессы упорядочения (сверхструктуризации), протекающие в кристаллических подрешетках соответствующих фаз внедрения, которые являются неотъемлемыми структурными составляющими частиц титанового порошка промышленного производства.

Заключение. Результаты данного исследования показывают, что титановый порошок промышленного производства марки ПТМ-1, удовлетворяющий условиям ГОСТ 14-22-57-92, является достаточно сложной многофазной и многокомпонентной иерархически организованной системой, содержащей, наряду с макрофазой гексагонального α -титана (точнее - твердого раствора внедрения атомов C, N и O в α -Ti), также заметное количество микро- (а, м.б. и нано-) фаз внедрения переменного состава, имеющих широкие области гомогенности: оксидов, карбидов, нитридов, карбонитридов и оксинитридов титана. Под влиянием термоциклического воздействия при не слишком высоких температурах, оставляющих неизменным качественный состав фаз и компонент в системе, микроструктурные характеристики частицах порошка существенно изменяются. В макро-, микро- (и вероятно, наноструктурных) фазовых составляющих материала частиц происходит термодиффузионный обмен атомами внедрения, приводящий к изменению количественных соотношений между всеми фазами. Существенным фактором влияния режима термоциклирования на состояние этих фаз являются происходящие в них процессы структурного упорядочения в подрешетках, образованных вакансиями и атомами внедрения - азотом, кислородом и углеродом. Для более подробного анализа процессов структурного упорядочения и разупорядочения в таких системах необходимо проведение дополнительных нейтронографических температурных исследований данного материала.

Полученные результаты могут использоваться при разработке прецизионных технологий создания нового поколения материалов медицинской и аэрокосмической техники.

Рентгенодифракционные исследования проведены на оборудовании ЦКП ФМИ ИФХЭ РАН.

Список литературы

1. Каблов Е.Н. Авиакосмическое материаловедение // Все материалы. Энциклопедический справочник. - 2008. - № 3. - С.2-14.
2. Колеров М.Ю., Спектор В.С., Скворцова С.В., Мамонов А.М., Гусев Д.Е., Гуртова Г.В. Проблемы и перспективы применения титановых сплавов в медицине // Титан. 2015. - №2 (48). - С.42-53.
3. Мамонов А.М., Чернышова Ю.В., Сафарян А.И., Карпов В.Н., Сарычев С.М. Исследование влияния инновационных технологий обработки на структуру и физико-химические свойства циркониевого и титанового сплавов для имплантируемых медицинских изделий // Титан. - 2015. - №4 (50). - С.4-11.
4. Борен К., Хафмен Д. Поглощение и рассеяние света малыми частицами. - М.: Мир, 1986. - 664с.
5. Гаврилова Н.Н., Назаров В. В., Яровая О. В. Микроскопические методы определения размеров частиц дисперсных материалов. - М.: РХТУ им. Д.И. Менделеева, 2012. - 52с.
6. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронографический анализ. - М.: Металлургия, 1994. - 328с.
7. Русаков А.А. Рентгенография металлов. - М.: Атомиздат, 1977. - 480с.
8. Гусев А.И., Ремпель А.А. Структурные и фазовые переходы в нестехиометрических соединениях. - М.: Наука, 1988. - 308с.
9. Гусев А.И. Нестехиометрия, беспорядок, ближний и дальний порядок в твердом теле. - М.: Физматлит, 2007. - 856с.
10. Гусев А.И.. Нестехиометрия и сверхструктуры// УФН. -2014. - Т. 184, № 9. - С.905–945.
11. Миркин Л.И. Справочник по рентгеноструктурному анализу поликристаллов. - М.: Физматгиз, 1961. - 863с.
12. Фетисов Г.В. Синхротронное излучение. Методы исследования структуры веществ. - М.: Физматлит, 2007. - 672с.
13. Физический энциклопедический словарь. - М.: Советская энциклопедия. Т 5, 1966. - 576с. с
14. Швейкин Г.П., Алямовский С.И., Зайнулин Ю.Г., Гусев А.И., Губанов В.А., Курмаев Э.З. Соединения переменного состава и их твердые растворы. - Свердловск: УНЦ АН СССР, 1984. - 294с.
15. Корнилов И.И., Глазова В.В. Взаимодействие тугоплавких металлов переходных групп с кислородом. - М.: Наука, 1967. - 256с.
16. Новикова С.И. Тепловое расширение твердых тел. - М.: Наука, 1974. - 294с.
17. Ландау Л.Д., Лившиц Е.М. Статистическая физика. Ч.1. - М.: Наука. 1976. - 584с.
18. Самсонов Г.В., Веницкий И.М. Тугоплавкие соединения (справочник). - М.: Металлургия, 1976. - 560с.
19. Тот Л. Карбиды и нитриды переходных металлов. - М.: Мир, 1971. - 296с.
20. Андриевский Р.А., Уманский Я.С. Фазы внедрения. - М.: Наука, 1977. - 240с.
21. Липатников В.Н., Гусев А.И. Упорядочение в карбидах титана и ванадия. - Екатеринбург: Уро РАН, 2000. - 267с.
22. Костенко М.Г., Ремпель А.А.. Термодинамическая модель упорядочения нестехиометрического монооксида титана TiO_y в кислородной и титановой подрешетках // ФТТ. - 2011. - Т. 53, № 11. - С.1808-1814.

23. Валеева А.А., Ремпель А.А., Гусев А.И. Структура и теплоемкость неупорядоченного и упорядоченного монооксида титана TiO_y // Журнал структурной химии. - 2003. - Т. 44, № 2. - С.269-276.
24. Гуфан Ю.М. Структурные фазовые переходы. - М.: Наука, 1982. - 304 с.
25. Виноградов Д.Н., Зуфман В.Ю. Шашкеев К.А., Шворнев Л.И., Солнцев К.А. Исследование фазовых изменений массивных титановых прессформ в процессах окислительного конструирования // Перспективные материалы. - 2011. - № 6. - С.59-64.
26. Виноградов Д.Н. Структура и свойства массивных композитных изделий на основе титана, полученных с применением подхода окислительного конструирования. Автореферат ... канд. тех. наук. - М.: ИМЕТ РАН, 2012. - 25с.
27. Самсонов Г. В. Нитриды. - Киев: Наукова думка, 1969. - 380с.

Дата поступления: 30 сентября 2019 г.

УДК 621.785.532

ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ ЦЕМЕНТУЕМЫХ ЗУБЧАТЫХ КОЛЕС

© Ольга Александровна Цинколенко, Богдан Станиславович Золотов, Евгений
Александрович Головачев, Кирилл Иванович Шебешев

Московский Государственный Технический Университет им. Н. Э. Баумана, Москва, Россия
vladisl-2013@yandex.ru

Аннотация. В работе рассмотрены вопросы повышения эксплуатационных характеристик тяжело нагруженных зубчатых колес, изготовленных из высокопрочных сталей. Приведены сведения о режимах вакуумной цементации. Разработан технологический процесс, обеспечивающий наличие карбидов на профилях зубьев, отсутствие карбидной сетки в цементованном слое и оптимальные механические свойства зубчатых колес. Предложены рекомендации по выбору режимов диффузионного насыщения зубчатых колес из теплоустойчивых сталей для обеспечения износостойкости, контактной выносливости, изгибной прочности.

Ключевые слова: цементация, диффузионное насыщение, зубчатые колеса, технология, износостойкость, контактная выносливость.

IMPROVING THE OPERATING PROPERTIES OF CARBURIZED GEAR WHEELS

© O. Tsinkolenko, B. Zolotov, Ye. Golovachev, K. Shebeshev

Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia
vladisl-2013@yandex.ru

Abstract. The paper describes the issues of improving the operating characteristic of heavily loaded gears made of high-strength steels. Information on the modes of vacuum cementation is given. A technological process has been developed that ensures the presence of carbides on the tooth profiles, the absence of a carbide mesh in the cemented layer and the optimal mechanical properties of the gears. Recommendations on the choice of modes of diffusion saturation to ensure wear resistance, contact endurance, bending strength of gears made of heat-resistant steels are proposed.

Keywords: carburization, diffusion saturation, gear wheels, technology, wear resistance, contact fatigue.

Введение. Большинство зубчатых колес газотурбинных двигателей работает в условиях высоких контактных напряжений, скоростей скольжения, температурных воздействий [1, 2]. Эти факторы, обуславливают высокие требования к качеству упрочнения зубчатых колес.

Реализация таких требований диктует необходимость применения цементуемых теплостойких комплексно-легированных сталей 20Х3МВФ-Ш, 16Х3НВФМБ-Ш, 16Х2НЗМФБАЮ-Ш [1, 3]. Особенность химического состава теплостойких сталей – наличие активных карбидообразующих элементов (Cr, Mo, W, V, Nb). Следствие этой особенности – формирование в приповерхностной части цементованного слоя частиц карбидной фазы – легированного цементита $\text{Fe}(\text{Cr}, \text{Mn})_3\text{C}$ и специальных карбидов: Me_7C_3 , Me_{23}C_6 , VC и NbC. Образование высокоуглеродистой карбидной фазы сопровождается снижением концентрации углерода в мартенсите (структурной основе слоя) и как следствие его твердости до 700...740 HV (58...59 HRC), что ниже требуемых (60...63 HRC) значений. Поэтому структура поверхности с определенной долей карбидной фазы является оптимальной, способной обеспечивать требуемую высокую твердость и работоспособность зубчатых колес [1].

Для образования карбидной фазы необходима высокая насыщающая способность технологической атмосферы. Такой способностью обладает газовая среда из ацетилена, применяемая при вакуумной цементации. Цементация в ацетилене низкого давления – новый процесс, получивший широкое применение за рубежом. Авторы работ [4, 5] назвали вакуумную цементацию в ацетилене последним достижением в области развития технологии науглероживания. Для ее реализации зарубежные фирмы производят вакуумные автоматизированные установки, обеспечивающие диффузионное насыщение углеродом и последующую малодеформационную «сухую» закалку в потоке азота [6].

Такие установки, имеющие высокую стоимость, в нашей стране не производят. Покупать импортное оборудование приходится без технологии упрочнения; за рубежом не применяют отечественные теплостойкие стали.

Цель работы – разработка технологии вакуумной цементации теплостойких сталей с учетом требований, предъявляемых к структуре цементованного слоя для обеспечения эксплуатационных свойств зубчатых колес.

Материалы и оборудование эксперимента. При поиске оптимальных технологических решений вакуумную цементацию проводили на опытно-промышленной установке, оснащенной управляющим компьютером и системами автоматического регулирования технологических параметров [7-9]. Ацетилен подавали циклически в виде чередования активных стадий, когда в рабочую камеру подавали цементационный газ, и пассивных (диффузионных) стадий при выключенной подаче газовой среды.

Предметом исследования были образцы $\varnothing 50 \times 20$ мм из стали 16Х3НВФМБ-Ш. Науглероженные образцы использовали для исследований структуры цементованного слоя, распределения в нем концентрации углерода и твердости. Металлографические исследования выполняли для двух состояний: 1 - после диффузионного насыщения и высокого отпуска при температуре 650 °С, 5 ч; 2 - после полного цикла упрочняющей термической обработки по режимам, принятым для исследуемой стали.

Результат науглероживания оценивали по концентрационным кривым, полученным послойным анализом, выполненным спектральным методом. Насыщенность слоя углеродом оценивали эффективной толщиной ($h_{\text{эф}}$, как наиболее насыщенную ($C \geq 0,4 \%$) часть слоя), концентрацией углерода на поверхности ($C_{\text{пов}}$) и на расстоянии 0,2 мм от поверхности ($C_{0,2}$) после удаления припуска в 0,2 мм шлифованием. Эффективную толщину слоя в соответствии с ОСТ 1.41.467-73 определяли металлографически по структуре после диффузионного насыщения и высокого отпуска, как расстояние от поверхности образца до половины переходной зоны.

Обсуждение экспериментов. Для разработки технологии вакуумной цементации важно понимание механизма формирования цементованного слоя. Как показано в проведенных ранее работах [7, 10], цементованный слой формируется в результате интенсивного каталитического разложения молекул ацетилена на поверхности металла. Реализуется интенсивный перенос углерода из газовой среды на насыщаемую поверхность. В течение активной стадии цикла поверхность теплостойкой стали покрывается почти сплошным слоем карбидов. По данным металлографического и микрорентгеноспектрального анализов такой слой образуют тонкие плоские карбиды легированного цементита [7, 11]. На пассивной (диффузионной) стадии цикла значительная часть этих карбидов растворяется, поставляя атомы углерода в твердый раствор. От цикла к циклу эти процессы повторяются.

Таким образом, цементованный слой формируется под слоем карбидной фазы в кинетическом режиме, интенсивность которого определяется скоростью растворения карбидов поверхностного слоя. Скорость поступления углерода в твердый раствор оказывается высокой, достаточной для пересыщения твердого раствора, образования в нем карбидной зоны. Ее толщина превышает 50 мкм уже после 3-х минут насыщения. Играя роль посредника в передаче углерода из газовой среды в твердый раствор, поверхностный слой из карбидной фазы выполняет еще несколько важных функций: поддерживает высокий и постоянный углеродный потенциал газовой среды и устанавливает режим саморегулирования. Поверхность карбидов не обладает каталитической активностью, поэтому не вызывает диссоциацию молекул ацетилена. Углерод перестает поступать к той части насыщаемой поверхности, которая закрыта карбидами. Создаются условия высокой повторяемости результатов обработки.

Вакуумная цементация - многофакторный процесс. Для ее проведения технологические факторы целесообразно разделить на две группы: 1) условно постоянные факторы - температура процесса, расход ацетилена, давление, поддерживаемые в процессе насыщения на постоянном уровне; 2) управляющие факторы - время диффузионного насыщения и режим циклической подачи ацетилена.

Влияние постоянных факторов. Температура - важный технологический фактор, определяющий скорость диффузионного насыщения. Диапазон выбора температуры достаточно широк: от 880 до 980 °С. При повышении температуры существенно сокращается продолжительность процесса, но изменяется строение карбидной зоны: укрупняются частицы карбидов, уменьшается их число на единице площади, снижается доля карбидной фазы. Для вакуумной цементации теплостойких сталей целесообразна температура 940 °С, которая обеспечивает наряду с высокой скоростью диффузионного насыщения мелкие частицы карбидов.

Расход ацетилена должен быть достаточным для обеспечения заданной насыщенности цементованного слоя. Его определяют приблизительно на основе несложного расчета [11].

Давление в принятом на практике интервале значений 4...15 ГПа практически не оказывает влияния на характеристики слоя [11].

Расход ацетилена, как и величина давления, являются контролируемыми факторами. При проведении экспериментов их значения составляли: расход ацетилена $6 \cdot 10^{-3}$ м³/ч; - давление 8 ГПа (6 мм. рт. ст.).

Влияние управляющих факторов. Факторы управления, к которым относят: а) общее время насыщения τ ; б) временной режим подачи ацетилена, который характеризует большая группа параметров (структура цикла в виде комбинаций времен стадий τ_a и τ_n ; суммарное время активных стадий циклов $\Sigma\tau_a$, суммарное время диффузионных стадий циклов $\Sigma\tau_n$ и их отношение $\Sigma\tau_a : \Sigma\tau_n$, общее число циклов n за время насыщения τ).

Влияние общего времени цементации. Время диффузионной выдержки определяет эффективную толщину диффузионного слоя и протяженность карбидной зоны. Кинетика роста диффузионного слоя подчиняется параболической зависимости: $h_{эф} = k \cdot \sqrt{\tau}$, где k - кинетический коэффициент. В соответствии с экспериментально установленным значением $k = 0,46$ рассчитано общее время диффузионного насыщения для групп зубчатых колес, применяемых в авиационных двигателях, как $\tau = (h_{эф}/k)^2$, табл. 1.

Таблица 1

Расчетное время цементации при $t = 940$ °C для основных групп зубчатых колес

№ группы	Эффективная толщина слоя, мм		Время цементации, ч
	до шлифования	после шлифования	
1	0,7...0,9	0,5...0,7	2,4
2	0,9...1,1	0,7...0,9	5,1
3	1,1...1,3	0,9...1,1	6,8
4	1,3...1,5	1,1...1,3	9,3

Сочетание временных параметров циклирования определяет множество вариантов обработки. При диффузионном насыщении использовали две схемы циклического режима подачи ацетилена: 1) простую или периодическую $n \cdot (\tau_a/\tau_{п})$, например, $20 \cdot (5/10)$; 2) сложную или аperiodическую $n_1 \cdot (\tau_{a1}/\tau_{п1}) + n_2 \cdot (\tau_{a2}/\tau_{п2})$, например, $8 \cdot (13/17) + 2 \cdot (9/21)$.

Результаты науглероживания при простой схеме циклического режима. Влияние суммарного времени активных стадий насыщения $\Sigma\tau_a$. От суммарного времени стадий насыщения $\Sigma\tau_a$ и, как следствие, от отношения продолжительности стадий зависит поступление углерода в поверхностный слой, запас в нем углерода, который на пассивных стадиях перераспределяется диффузионным путем. Поэтому этот временной фактор служит важным инструментом управления насыщенностью слоя, толщиной и строением карбидной зоны. Ниже в качестве примера представлены результаты металлографических исследований, выполненные при общем времени насыщения $\tau = 300$ мин, неизменном времени активной стадии цикла $\tau_a = 2$ мин и различном времени пассивной стадии $\tau_{п} = 20, 10, 6, 4$, и 2 мин, что соответствует отношению продолжительности стадий циклов $\Sigma\tau_a : \Sigma\tau_{п} = 0,1; 0,2; 0,3; 0,5; 1,0$ (табл. 2).

Таблица 2

Влияние времени стадий насыщения $\Sigma\tau_a$ и отношения продолжительности стадий $\Sigma\tau_a : \Sigma\tau_{п}$ на характеристики цементованного слоя

Время стадий насыщения $\Sigma\tau_a$, мин	Отношение стадий, $\Sigma\tau_a : \Sigma\tau_{п}$	Число циклов, n	Эффективная толщина слоя, $h_{эф}$, мм	Толщина активной карбидной зоны, $h_{ак}$, мм
28	0,1 (1:10)	14	1,05	0,10
50	0,2 (1:5)	25	1,05	0,14
75	0,3 (1:3)	38	1,10	0,20
100	0,5 (1:2)	50	1,10	0,29
150	1,0 (1:1)	75	1,15	0,35

Из таблицы следует, что эффективная толщина слоя практически не зависит от параметра $\Sigma\tau_a$. Толщина карбидной зоны растет пропорционально увеличению времени активных

стадий $\Sigma\tau_a$ и отношению времен стадий $\Sigma\tau_a : \Sigma\tau_n$ от 0,1 до 1,0. Различие в микроструктуре цементованного слоя видно на рис. 1.

Рис. 1. Микроструктура приповерхностного слоя образцов, насыщенных при различном отношении продолжительности стадий цикла (указано под рисунком)

Результаты проведенного количественного анализа частиц карбидной зоны подтверждают, что при увеличении отношения времен стадий циклов $\Sigma\tau_a : \Sigma\tau_n$ от 0,1 до 0,3 заметно увеличивается объемная доля карбидной фазы (рис. 2). В соответствии с распределением карбидной фазы изменяется распределение концентрации углерода по толщине приповерхностной зоны цементованного слоя (рис. 3). Увеличивается концентрация углерода на поверхности и несколько менее интенсивно на расстоянии 0,2 мм от поверхности (рис. 4).

Рис. 2. Распределение объемной доли V_k частиц карбидной фазы по толщине h диффузионного слоя при различном отношении продолжительности стадий циклов $\Sigma\tau_a : \Sigma\tau_n$ (указано на кривых)

Рис. 3. Распределение концентрации углерода C по толщине h диффузионного слоя при различном отношении продолжительности стадий циклов $\Sigma\tau_a:\Sigma\tau_p$ (указано на кривых)

Рис. 4. Изменение концентрации углерода $C_{\text{пов}}$ и $C_{0,2}$ в зависимости от отношения продолжительности стадий циклов $\Sigma\tau_a:\Sigma\tau_p$

Влияние числа циклов. При неизменном общем времени процесса τ увеличить число циклов n можно только за счет уменьшения времени цикла: $\tau_a + \tau_p$. К такому результату приводит уменьшение времени: пассивной τ_p стадии; активной τ_a стадии; времени каждой стадии τ_a и τ_p . Влияние числа циклов за счет уменьшения времени пассивной стадии равносильно увеличению времени активных стадий $\Sigma\tau_a$ и отношению продолжительности стадий $\Sigma\tau_a : \Sigma\tau_p$. Влияние этих параметров рассмотрено выше и отражено в табл. 2. Из нее следует, что сокращение времени пассивных стадий τ_p от 20 до 2 мин при постоянном общем времени насыщения в 300 мин сопровождается увеличением числа циклов от 14 до 75 и заметным ростом толщины карбидной зоны. Ее рост свидетельствует о доминирующей роли поверхностного слоя карбидов в передаче углерода из газовой среды к насыщаемой поверхности. Насыщенность слоя углеродом возрастает в связи с тем, что снижается доля поверхности, не закрытая карбидами.

Аналогичный результат получен в серии опытов, в которых увеличение числа циклов достигали за счет сокращения времени как активной τ_a , так и диффузионной τ_p стадии (рис. 5). Время насыщения составляло 308 мин. Особенность этой серии опытов состояла в том, что (во всех опытах, кроме опыта при $n = 1$) выдерживали постоянным суммарное время

активных и пассивных стадий, которое составляло соответственно $\Sigma\tau_a = 66$ мин; $\Sigma\tau_n = 242$ мин. При числе циклов $n = 1$ параметры τ_a и τ_n должны быть равными. Такое условие отвечает выполнению двухстадийного режима, при котором $\tau_a = \tau_n = 154$ мин. Такое сочетание стадий обеспечило слабую насыщенность слоя. Карбидная зона отсутствовала. При $n = 6$ и схеме циклов $[6 \cdot (11/40, 3)]$ объемная доля карбидной фазы составляла 8 %, а концентрация углерода у поверхности 1,1 %. При $n = 13$: $[13 \cdot (5/18, 7)]$ объемная доля карбидной фазы возрасла до 15 %, а концентрация углерода почти до 1,5 %. При $n = 33$: $[33 \cdot (2/7, 3)]$ и $n = 66$: $[66 \cdot (1/3, 6)]$ достигалась наиболее высокая насыщенность диффузионного слоя (рис. 5, а).

Рис. 5. Зависимость концентрации углерода $C_{\text{пов}}$ (а) и $C_{0,2}$ (б) от числа циклов насыщения ($t=940$ °С; $\tau = 308$ мин; $\Sigma\tau_a = 66$ мин; $\Sigma\tau_n = 242$ мин)

Из рис. 5 следует, что наиболее заметный рост концентрации углерода на поверхности и толщины карбидной зоны происходит при увеличении числа циклов до 30. Вероятно, что при слишком большом числе циклов возникнет недостаток времени, необходимый для более полного растворения карбидной фазы на поверхности.

Результаты науглероживания при сложных схемах подачи ацетилена. Наряду со сложными схемами циклирования (№ 2; 3; 4) исследовали простые схемы (№ 1 и 5) (табл. 3). При формировании сложных схем общее количество циклов n было разбито на 2 или 3 группы циклов. В этих группах варьировали как количество циклов, так и продолжительность стадий. При этом общее число циклов и время активных стадий $\Sigma\tau_a$ было одинаковым для всех схем циклирования.

Из данных таблицы следует, что изменение схемы циклов при постоянном времени активных стадий $\Sigma\tau_a$ оказывает слабое влияние на характеристики слоя. Вместе с тем следует считать предпочтительными сложные циклы, содержащие от 2 до 3 последних циклов с увеличенной стадией диффузии для устранения пересыщения поверхности углеродом. Назначение первой группы циклов – обеспечить активное науглероживание поверхности; второй и третьей группы – создать условие для более интенсивного диффузионного отвода углерода от поверхности.

Таблица 3

Влияние схемы циклирования на характеристики цементованного слоя

 $(t = 940\text{ }^{\circ}\text{C}, \tau = 300\text{ мин}; \Sigma\tau_a: \Sigma\tau_n = 0,20)$

№	Схема циклов	Число циклов, n	Время активных стадий, $\Sigma\tau_a$	$h_{\text{эф}}$, мм	$h_{\text{ак}}$, мм	V_k , %	$C_{\text{пов}}$, %
1	$25 \cdot (2/10)$	25	50	1,05... 1,10	0,23±0,2	21±2	1,93... 2,14
2	$18 \cdot (2/6) + 7 \cdot (2/20)$						
3	$15 \cdot (2/7) + 6 \cdot (2/10) + 4 \cdot (2/20)$						
4	$12 \cdot (2/5) + 7 \cdot (2/10) + 6 \cdot (2/20)$						
5	$10 \cdot (5/25)$	10					

Таким образом, влияние управляющих временных факторов сводится к следующим закономерностям:

- время цементации определяет эффективную толщину цементованного слоя;
- параметры временного режима циклической подачи ацетилена ($\Sigma\tau_a, \Sigma\tau_n, \Sigma\tau_a: \Sigma\tau_n, m, \tau_a$ и τ_d) практически не изменяют эффективную толщину цементованного слоя; они управляют его насыщенностью, толщиной и строением карбидной зоны и, как следствие, распределением концентрации углерода и твердости;
- $\Sigma\tau_a$ - основной управляющий параметр циклического режима, от величины которого зависит отношение продолжительности стадий $\Sigma\tau_a: \Sigma\tau_d$; увеличение $\Sigma\tau_a$ (отношения $\Sigma\tau_a: \Sigma\tau_d$) сопровождается ростом насыщенности слоя углеродом, толщины карбидной зоны и доли карбидов в ней;
- схема циклов (комбинация факторов n, τ_a и τ_d) при постоянном значении $\Sigma\tau_a$ (отношения $\Sigma\tau_a: \Sigma\tau_d$) оказывает слабое влияние на характеристики слоя, в частности, на протяженность карбидной зоны;
- предпочтительны сложные циклы, содержащие 2-3 последних цикла с увеличенной стадией диффузии τ_d для устранения пересыщения поверхности углеродом.

Установленные закономерности могут быть использованы для управления толщиной и строением карбидной зоны цементованного слоя с учетом требований к эксплуатационным свойствам материалов зубчатых колес – износостойкости, контактной выносливости, циклической прочности. Для предупреждения изнашивания необходима высокая концентрация углерода на поверхности и соответствующая ему развитая карбидная зона с высокой плотностью карбидных частиц. При этом условии абразивные частицы или микронеровности сопряженной поверхности вынуждены скользить по твердым частицам карбидов. Важно «экранировать» рабочую поверхность частицами карбидов, перевести изнашивание в процесс истирания карбидов. Это требование обеспечивает проведение насыщения без циклирования. Однако из-за необходимости зубошлифования поверхностная корка карбидов будет удалена, а сам процесс будет затруднен.

Предпочтительны циклические режимы с увеличенным временем насыщения и отношением стадий $\Sigma\tau_a: \Sigma\tau_n$, равным 0,5–1,0. Время диффузионной стадии для последних 2 или 3 циклов целесообразно назначать увеличенным до 20...30 минут для снижения пересыщения поверхности и облегчения процесса зубошлифования. Примерами таких циклических

режимов для слоя с эффективной толщиной ~ 1 мм служат режимы: $8 \cdot (13/17) + 2 \cdot (9/21)$; $7 \cdot (13/17) + 3 \cdot (9/21)$ или $6 \cdot (13/17) + 4 \cdot (9/21)$.

Сопротивление контактной усталости – эксплуатационное свойство зубчатых колес, определяющее их ресурс и несущую способность. В соответствии с механизмом контактной усталости, изложенным в работе [12, 13], для предупреждения поверхностного выкрашивания рабочей поверхности зубьев, предъявляются жесткие требования к характеристикам цементованного слоя. Необходимо обеспечить хорошо развитую карбидную зону с мелкими и равномерно распределенными частицами карбидов и, как следствие, плавным снижением твердости по толщине слоя. Для того чтобы сохранить насыщенность мартенсита легирующими элементами, доля частиц карбидной фазы должна быть оптимальной (17...20 %). Этому значению соответствует концентрация углерода на рабочей поверхности в 1,3...1,5 % и твердость 61...62 HRC. Протяженность карбидной зоны должна составлять 0,4 мм и более, чтобы превышать на $\sim 0,2$ мм толщину припуска, удаляемого при зубошлифовании. Для обеспечения указанных требований предпочтительны режимы с увеличенным временем диффузионной стадии, отношением стадий $\Sigma\tau_a:\Sigma\tau_n$, равным 0,3...0,4. В качестве примера могут быть использованы режимы: $10 \cdot (5/15) + 6 \cdot (4/12)$; $15 \cdot (5/10) + 3 \cdot (5/20)$ или $10 \cdot (5/10) + 4 \cdot (5/20) + 2 \cdot (3/27)$.

Достаточная циклическая прочность – важное условие работоспособности зубчатых передач. Для теплостойких сталей согласно [14 - 16], наибольшее значение прочности зубьев при изгибе достигается при концентрации углерода на поверхности 0,9...1,0 % и толщине слоя 0,7...0,9 мм. Для обеспечения таких характеристик диффузионных слоев требуется карбидная зона с мелкими и редкими частицами карбидов. Плотность упрочняющей фазы должна быть в той мере, в которой она, увеличивая объемные изменения поверхностного слоя, способствуют формированию в нем высоких остаточных напряжений сжатия.

Заключение. 1). Формирование оптимальной структуры с мелкими и редкими частицами карбидов обеспечивают циклические режимы с увеличенным временем диффузионной стадии и отношением стадий $\Sigma\tau_a:\Sigma\tau_n$, равным 0,1...0,2. К их числу относятся режимы: $8 \cdot (4/26) + 2 \cdot (3/27)$ и $7 \cdot (5/25) + 3 \cdot (2/28)$.

2). При вакуумной цементации возможен широкий диапазон изменения характеристик диффузионного слоя – его насыщенности, твердости, структурного и фазового состава, что дает возможность обеспечивать на требуемом уровне то эксплуатационное свойство, которое является определяющим для данного вида зубчатой передачи.

3) Установленные закономерности могут быть использованы для управления толщиной и строением карбидной зоны цементованного слоя с учетом требований к эксплуатационным свойствам зубчатых колес – износостойкости, контактной выносливости, циклической прочности.

Список литературы

1. Елисеев Ю.С., Крымов В.В., Нежурин И.П. и др. Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей. - М.: Высш. шк., 2001. - 493 с.
2. Алексеев В.И., Ананьев В.М., Булыгина М.М. и др. Авиационные зубчатые передачи и редукторы. - М.: Машиностроение, 1981. - 374 с.
3. Банас И.П., Алексеева Г.П., Уткина А.Н. Современные стали для высоконапряженных зубчатых колес // Вестник машиностроения. - 1985. - № 9. - С.12-15.

4. Grafen W., Edenhofer B. Acetylene low-pressure carburising – a novel and superior carburizing technology // Heat treatment of metals. - 1999. - V. 26, № 4. - P. 79–85.
5. Kula P., Olejnik J., Kowalewski J. New vacuum carburizing technology // Heat treatment progress. - 2001. - V. 1, №. 1. - P. 57–65.
6. Atena H., Schrank F. Neiderdruck-Aufkohlung mit Hochdruck-Gasabsschreckung // HTM. - 2002. - V. 4, №57. - P. 247–256.
7. Фахуртдинов Р.С., Пахомова С.А., Рыжова М.Ю. Проблемы модернизации оборудования для вакуумной цементации // Проблемы машиностроения и надежности машин. - 2017. - № 2. - С. 113–118.
8. Бузаверов К.А., Гресс М.А., Рыжова М.Ю., Шебешев К.И. Упрочняющая термическая обработка экономно легированной стали после цементации // Вестник научно-технического развития. - 2019. - № 2 (138). - С. 3-8.
10. Пахомова С.А., Фахуртдинов Р.С., Рыжова М.Ю. Особенности вакуумной цементации деталей для горнодобывающей промышленности // Современные инновационные технологии подготовки инженерных кадров для горной промышленности и транспорта. 2016. № 3. С. 108-116.
11. Макушина М.А., Климкина А.А., Пахомова С.А. Исследование технологической наследственности разных способов цементации // В сборнике: Будущее науки-2016. Сборник научных статей 4-й Международной молодежной научной конференции: в 4-х томах. - 2016. - С. 86-89.
12. Рыжов Н.М., Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С. Управление насыщенностью углеродом диффузионного слоя при вакуумной цементации теплостойких сталей // МиТОМ. - 2004. - №8. - С. 22-27.
12. Пахомова С.А. Совершенствование технологии поверхностного упрочнения шестерен из высокопрочных сталей // Тяжелое машиностроение. - 2009. - № 10. - С. 35-38.
13. Шебешев К.И., Бузаверов К.А., Рыжова М.Ю., Гресс М.А. Повышение контактной выносливости зубчатых колес из стали 25X13H2 // Вестник научно-технического развития. - 2018. - № 6 (130). - С. 10-15.
14. Пахомова С.А., Рыжова М.Ю., Фахуртдинов Р.С., Смирнов А.Е., Макушина М.А., Пикалов А.И., Усова В.В., Юшин Н.А. Контактная выносливость и износостойкость теплостойкой стали после разных видов цементации // Вестник научно-технического развития. - 2016. - №9 (109). - С. 19-28.
15. Пахомова С.А., Манаев О.И. Разработка технологии вакуумной цементации стали 19ХГН // В сборнике: Фундаментальные научные исследования: теоретические и практические аспекты. Сборник материалов 3 Международной научно-практической конференции. - 2017. - С. 422-426.
16. Гришин В.И. Повышение контактной выносливости деталей из цементуемой стали 12Х2Н4А // Вестник научно-технического развития. - 2016. - № 11 (111). - С. 3-9.

Дата поступления: 30 сентября 2019 г.