



рис.1. Зависимости интегральной (кривая 1) и дифференциальной (кривая 2) проводимостей от температуры для вольфрамовой проволоки

Таким образом, для цепей постоянного тока использование дифференциальной проводимости позволяет значительно глубже проникнуть в специфику физических процессов, описываемых в классическом и квантовом приближении, а использование интегральной проводимости не отслеживает специфику физических процессов.

Список публикаций:

[1] Н. Ашкрофт, Н. Мермин. Физика твёрдого тела. Том 2 / Перевод с англ. М.: Мир, 1979. 424 с.

[2] Гоц С. С., Захаров Ю. А., Бахтизин Р. З. Модель дробового шума в макроскопических металлических образцах на низких частотах// Актуальные проблемы нано- и микроэлектроники: тезисы докладов Всероссийской молодежной конференции. – Уфа: РИЦ БашГУ, 2016. С. 52-53.

[3] Мартынов В. А., Голубев А. Н., Алейников А. В. Применение метода переменных состояния к анализу стационарных и динамических режимов нелинейных электромагнитных устройств// Вестник ИГЭУ. – 2015. № 4. С. 27 – 33.

[4] Захаров Ю. А., Гоц С. С. Усовершенствование методики измерения температуры нагретой проволоки методом термосопротивления// Инновации и наукоемкие технологии в образовании и экономике: материалы международной молодежной научной конференции. – Уфа: РИЦ БашГУ, 2016. С. 55 – 58.

## Исследование свойств поверхностного слоя конструкционных и инструментальных сталей, обработанных при низкой температуре в плазме электронного пучка

*Колеух Дианна Сергеевна*

*Крутиков В.И., Спиринов А.В., Мамаев А.С.*

*Институт электрофизики УрО РАН*

*Спиринов Алексей Викторович, к.т.н.*

*[diannochka@bk.ru](mailto:diannochka@bk.ru)*

На сегодняшний день одним из перспективных направлений металлообработки является магнитно-импульсная обработка (МИО). Основной проблемой в этой области является малый ресурс основного инструмента обработки – индуктора, который обусловлен интенсивными термомеханическими нагрузками, возникающими при протекании через индуктор в рабочих условиях большого тока, сопровождающегося перегревом токового слоя, а также из-за воздействия на проводник давления сильного магнитного поля. Поэтому задача изучения механических свойств индукторов и их изменения в процессе эксплуатации и выбор материала, стойкого к сильным импульсным магнитным полям, несомненно, имеют актуальность.

Для изготовления индукторов целесообразно применять высокопрочные тугоплавкие материалы, способные работать в условиях интенсивных термомеханических нагрузок, например, конструкционные стали. В последних работах авторов [1,2] для магнитно-импульсной сварки труб использовали одновитковые индукторы из стали 30ХГСА. Использование для этого стали обусловлено её невысокой стоимостью, доступностью и высокой прочностью. Кроме того, прочностные свойства стали могут быть улучшены, например, ионно-плазменной обработкой. Этот подход по модификации рабочей поверхности стальных индукторов в аргон-азотной плазме разряда предложен авторами недавно [3], и полученный результат (эффект) в полной мере еще не изучен. В настоящей работе приведены результаты исследований прочностных свойств, структурных и микроструктурных характеристик поверхностного слоя легированных сталей семи марок, обработанных в плазме электронного пучка при низкой температуре, 400 – 500°C.

В работе были исследованы отечественные конструкционные стали 30ХГСА, 40Х, 50ХГА, специально разработанная для изготовления азотируемых деталей жаропрочная релаксационностойкая сталь 38Х2МЮА, инструментальные штамповые стали 3Х2В8Ф и 4Х5В2ФС, а также высокоуглеродистая инструментальная сталь У8А. Тестовые образцы представляли собой пластинки с размерами 10x20x2 мм. Для сравнения часть

образцов была подвергнута отжигу, другая – закалке с последующим отпуском. Часть закаленных образцов азотировали в аргон-азотной плазме электронного пучка ( $Ar:N_2 = 0,8$ ,  $p = 3$  Па) при плотности ионного тока на образец около  $3 \text{ mA/cm}^2$  в течение 4 часов при температурах 400 и 500°C. Использование низкотемпературного азотирования в плазме разряда позволяет проводить обработку закаленных образцов, что оказывается существенным при изготовлении индуктора. Детальное описание оборудования и процесса ионно-плазменного азотирования можно найти в [4]. Фазовый состав, структурные и микроструктурные характеристики модифицированного слоя и распределение по глубине микротвердости  $H_v$  исследовали стандартными методами: рентгеновским методом (Bruker D8 Discover,  $Cu_{K\alpha 1,2}$ ), методом оптической микроскопии (Olympus BX41RF) и методом индентирования (Nanotest 600).

По результатам РФА все исследованные образцы после закалки и среднего отпуска (400°C) были однофазны и состояли из  $\alpha$ -Fe, включая высокоуглеродистую сталь У8А, для которой не обнаружено второй фазы типа цементита. Основной фазой на поверхности после азотирования при 400°C является все еще  $\alpha$ -Fe, ее содержание для большинства сталей составляет 70 – 95%. При этом начинают формироваться нитридные фазы различной структуры. Следует выделить стали марок 38Х2МЮА, 3Х2В8Ф и 4Х5В2ФС, которые уже при 400°C достаточно быстро насыщаются азотом. В этих сталях содержание нитридных фаз составляет 15 – 60%. Причем фазовая картина для штамповых сталей 3Х2В8Ф и 4Х5В2ФС – еще более сложная, поскольку обнаруживаются карбидные и нитридные фазы вольфрам-железа. В инструментальной стали У8А для данного режима обработки обнаружено достаточное количество фазы цементита  $Fe_3C$  (7%). Азотирование при 500°C приводит к формированию на поверхности в слое  $\sim 10 - 15$  мкм глубиной лишь фаз на основе нитридов. При этом на глубине более 20 мкм основной фазой является твердый раствор азота в  $\alpha$ -Fe, что было выявлено исследованиями шлифованной поверхности азотированной пластины из 30ХГСА. Отметим также, что фазовый состав азотированного слоя в сталях, полученный в настоящей работе, несколько отличается от литературных данных, например [5], где проведены исследования азотирования сталей 30ХГСА и 38Х2МЮА в тлеющем разряде при температуре 550°C и использовании газовой смеси аргона, азота и ацетилена.

Оптическая микроскопия, проведенная на поперечных протравленных шлифах пластин, показала, что после азотирования при 400°C слой, состоящий из нитридов, визуально проявляется лишь для стали 38Х2МЮА. В объеме структура конструкционных сталей 30ХГСА, 40Х, 50ХГА, 38Х2МЮА представляет собой мартенсит закалки и остаточный аустенит. Более мелкоигольчатую структуру мартенсита имеет штамповая сталь 4Х5В2ФС. Структура же штамповой стали 3Х2В8Ф близка к структуре эвтектоидной стали У8А, имеющей структуру зернистого перлита и троостита. С увеличением температуры азотирования происходит формирование нитридных фаз на поверхности, визуально различаемых для всех сталей на глубине около 10 мкм, происходит заметное измельчение структуры материала в поверхностном слое на глубину более 50 мкм за счет насыщения матрицы  $\alpha$ -Fe азотом.

Исследование распределений микротвердости  $H_v$  по толщине пластин, измеренных на поперечных шлифах азотированных при 400 и 500°C образцов, показало, что стали можно разделить на две группы, отличающиеся содержанием хрома: 1) 30ХГСА, 40Х, 50ХГА ( $\sim 1\%$  Cr), 2) 38Х2МЮА, 3Х2В8Ф, 4Х5В2ФС (1,7–5% Cr) и отдельно У8А. Стали первой группы имеют близкие профили  $H_v$  при обеих температурах азотирования, так же как и стали второй группы. При этом последние имеют более крутые профили  $H_v$ , что свидетельствует о существенном влиянии хрома на диффузию азота. Поверхностная микротвердость таких сталей при температуре азотирования 400°C уже составляет 8,5 – 11 ГПа в отличие от сталей первой группы, для которых последняя составляет 6,5 – 7 ГПа. С повышением температуры азотирования до 500°C скорость диффузии азота возрастает и поверхностная микротвердость повышается приблизительно на 2 ГПа практически для всех сталей за исключением стали У8А, твердость которой в обоих режимах азотирования практически одинаковая, 5,3 – 5,7 ГПа. Также определено, что при азотировании в плазме электронного пучка при температуре 400 и 500°C толщина модифицированного слоя составляет соответственно 70 – 100 и 150 – 200 мкм для всех сталей за исключением высокоуглеродистой стали У8А. Полученные результаты были использованы для изготовления модельных одновитковых индукторов, прошедших термическую обработку и последующее азотирование в плазме электронного пучка при 500°C в течение 4 часов. Изготовленные индукторы позволят в дальнейшем провести исследование изменения прочностных и микроструктурных характеристик поверхностного модифицированного слоя индуктора при его эксплуатации, т.е. в условиях неравномерного нагрева протекающим током и воздействия давления сильного магнитного поля. Это позволит определить применимость той или иной стали в качестве материала индуктора для МИО.

Работа выполнена в рамках гос. задания № 0389-2014-0002, частично поддержана грантом РФФИ № 16-08-00919-а и программой фундаментальных исследований УрО РАН № 15-17-2-27.

Список публикаций:

- [1] V.I. Krutikov, D.S. Koleukh, A.V. Spirin, et al., *Известия ВУЗов. Физика*, Т.59, №9/3, 5 (2016).
- [2] В.И. Крутиков, С.Н. Паранин, Д.С. Колеух и др., *Известия ВУЗов. Физика*, Т. 57, № 11/3, 264 (2014).
- [3] A. Spirin, V. Krutikov, D. Koleukh, et al., *Book of abstract of EFRE-2016, Tomsk, Russia, October 2-7*, 242 (2016).
- [4] Н.В. Габрилов, А.С. Мамаев, *ПЖТФ* Т.35, В.15, 57 (2009).
- [5] К.Н. Рамазанов, *Вестник УГАТУ*, Т.10, № 1 (26), 100-107 (2008).