

## РЕЗЮМЕТА

на трудовете на гл.ас. д-р инж. Пламен Недков Петров,  
представени за участие в конкурс за заемане на академичната длъжност „доцент“ в  
професионално направление

**5.1. „Машинно инженерство“, по учебна дисциплина „Материалознание и  
технология на материалите – II част“, публикуван в Държавен вестник, брой 103 стр.  
32 от 30.12.2015г.**

За участие в конкурса са предложени 34 научни труда и 2 учебни пособия,  
разпределени както следва:

- I. Статии в научни списания и годишници в България- 18 бр.
- II. Доклади в международни конференции в Чужбина-2 бр.
- III. Доклади в международни конференции в България-14 бр.
- IV. Учебни пособия и методически разработки-3 бр.

Трудовете представени за участие в конкурса са разделени е две групи.

Първа група (**A**), публикации равностойни на монографичен труд, общо 17  
публикации с обединяващо заглавие “Повърхностни термични и химико-термични  
обработки“:

- Статии в научни списания и годишници в България- 8 бр.
- Доклади в международни конференции в Чужбина-2 бр.
- Доклади в международни конференции в България-7 бр.

***Тематично трудовете от група A са систематизирани в следните области:***

1. Повърхностни термични обработки с концентрирани енергийни потоци;
2. Химико-термично обработване на конструкционни стомани в среда от амоняк и въглероден двуокис- газово карбонитриране, оксикарбонитриране и оксинитриране;
3. Химико-термично обработване на корозионноустойчиви стомани в среда от амоняк и въглероден двуокис- газово карбонитриране при понижени температури;
4. Механични характеристики на стомани, при нормална и повишени температури, след химико-термично обработване (по метода „Карбонит“).

Втората група (**B и B**) включва **19** труда, разпределени както следва:

- Статии в научни списания и годишници в България- 10 бр.
- Доклади в международни конференции в България- 7 бр.
- Учебни пособия и методически разработки-3 бр.

***Тематично трудовете от група B са систематизирани в следните области:***

1. Технологии за заваряване и наваряване. Изпитване на заварени съединения. Електроди за заваряване;
2. Повърхностни обработки и покрития;
3. Структурен анализ. Структурни изменения при експлоатация на стоманени изделия;
4. Метали и сплави използвани в строителството.

***Тематично трудовете от група B са систематизирани в областта  
„Материалознание и технология на материалите“.***

## СЪДЪРЖАНИЕ

<b><u>A. ПУБЛИКАЦИИ, РАВНОСТОЙНИ НА МОНОГРАФИЧЕН ТРУД.....</u></b>	<b>6</b>
<b>I. Статии в рецензирани научни списания и годишници в България.....</b>	<b>6</b>
[A1] Ставрев Д. , Д. Вълев, Ж. Димитров, П. Янев, <b>П. Петров</b> , Е. Делинешев , Роботизирани технологии за плазмено-дъгово повърхностно уякчаване на машиностроителни детайли, София, Машиностроене ,10, 1990, стр. 447-451, ISSN 0025-445X.....	6
[A2] <b>Петров Пл.</b> , Р. Русев, Окислително-редукционни процеси при газово карбонитриране в среда от NH <sub>3</sub> и CO <sub>2</sub> , Известия на СУ –Варна, серия “Технически науки” 2’2002, 1’2003, стр.38-43, ISSN 1310-5833.....	7
[A3] <b>Петров Пл.</b> , Р. Русев, Структурни изменения на карбонитрирания слой на 08кп при кратковременни термични въздействия във въздушна среда, Известия на СУ – Варна, серия “Технически науки” 2’2003, 1’2004, стр. 18-23 , ISSN 1310-5833.....	8
[A4] <b>Петров Пл.</b> , Р. Русев, Д. Цанева, М. Илиева, М. Йорданов, Нови възможности за повишаване на корозионната устойчивост на желязото след газово карбонитриране в среда от амоняк и въглероден двуокис по метода CARBONIT, Известия на СУ –Варна, серия “Технически науки” 2’2004, 1’2005, стр. 9-17, ISSN 1310-5833.....	9
[A5] Тошков В., Р.Русев, <b>П. Петров</b> , Е.Русева, Д. Цанева, По някои дискуссионни въпроси върху морфологията на „S”-фазата в нитридния слой, получен при ниски температури (400 <sup>0</sup> С) след йонно азотиране и газово карбонитриране, Известия на СУ – Варна, серия “Технически науки” 2’2004, 1’2005, стр. 3-8, ISSN 1310-5833.....	10
[A6] <b>Петров Пл.</b> , Изменения в механичните характеристики на 20X след газово карбонитриране по метода „Карбонит”, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки” 2’2005, 1’2006, стр. 16-20, ISSN 1310-5833.....	11
[A7] Аргиров Я.Б., <b>П.Н.Петров</b> , Изменения на някои от механичните свойства на стомана 08кп при повишени температури след газово карбонитриране по метода „КАРБОНИТ””, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки”, Варна , 2’2008, 1’ 2009, стр.51-58, ISSN 1310-5833.....	12
[A8] Петров Пл., Оксикарбонитриране в атмосфери, получени от течни субстанции, съдържащи метанол, вода и карбамид, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки”, Варна , 1’2015, стр.87-93, ISSN 1310-5833.....	13
<b>II. Доклади в международни конференции в чужбина.....</b>	<b>14</b>
[A9] Roussev R., S. Harizanowa, S. Malinow, <b>P. Petrow</b> , Nitrooxidation of Ferrous Materials, 10th Congress of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering, 1-5 Sep. 1996, Brighton, UK, p.181-182 .....	14
[A10] Roussev R. , S. Malinow, <b>P.Petrow</b> , Modeling the Formation, Build-Up, and Growth of Carbonitride Phases and Layers in the “ CARBONIT “ Process, ASM Heat Treating Society Conference & Exposition, 15-18 Sept. 1997, Indiana USA, 11 pp.....	15
<b>III. Доклади в международни конференции в България.....</b>	<b>16</b>
[A11] Ставрев Д., <b>П. Петров</b> , Аргонодъгово повърхностно избелване на разпределителни валове за ДВГ, Научна сесия, Сливен,1994 г.,Доклади том 2, стр.193-197.....	16

- [A12] **Петров П. Н.**, „Някои възможности за рутинен контрол на химико-термичното обработване при газово карбонитриране по метода „Карбонит””, XXIII Национална конференция “Дни на безразрушителния контрол’2008”, Брой 2 (105), Созопол, Юни 2008 год., стр.128-133.....17
- [A13] Пършоров И.М., Р.Д.Русев, Е.В.Русева, **П.Н.Петров**, С.И.Пършоров, Технология за получаване на окси-карбонитридни покрития в газова среда, 9 МНТК по Авангардни материали и обработки АМО ‘2009, сборник доклади, 25–27 юни 2009, Кранево, стр. 167-172, ISSN-1313-4264.....18
- [A14] Русев Р. Д, Ж. К. Димитров, **П. Н. Петров**,”Развитие на научните аспекти при изследването на дифузионните слоеве, получени при температури на азотиране и карбонитриране под 450°С”– АМО Кранево 2009, стр. 133-138, ISSN-1313-4264.....19
- [A15] Dimitrov D.M., **P.N. Petrov**, “Case Hardening of Sintered Steels Based on AstalloyCrM(Fe-3Cr-0.5Mo) Powder Grade in Nitriding and Carbonitriding Atmospheres”, VI International Conference ”Strategy of Quality in Industry and Education”, “Proceedings” v.1(1), June 4-11, 2010, Varna, Bulgaria, pp 586- 592.....20
- [A16] Русев Р.Д., В.Тошков, Ж. К. Димитров, Е. В. Русева, **П. Н. Петров**, М. Г. Йорданов , „Върху някои структурни и физико-механични характеристики на “S” - нитридни слоеве”- Част 1. АМО Варна 2010, стр. 156-161, ISSN-1313-4264.....21
- [A17] Русев Р.Д., В.Тошков, Ж. К. Димитров, Е. В. Русева, **П. Н. Петров**, М. Г. Йорданов , „Върху някои структурни и физико-механични характеристики на “S” - нитридни слоеве”- Част 2. АМО Варна 2010, 162-167 стр. ISSN-1313-4264.....22

## **Б.ПУБЛИКАЦИИ ИЗВЪН ГРУПАТА РАВНОСТОЙНИ НА МОНОГРАФИЧЕН ТРУД.....23**

- І. Статии в рецензирани научни списания и годишници в България.....23**
- [Б1]. Русев Р.Д., П. Д. Дичев, К. Д. Камбуров, **П.Н. Петров**, Е.В.Русева, Възстановяване на съдове под налягане от стомана 38ХН3МА, Годишник на ТУ-Варна, 2001г., стр.16-21, ISSN 1311-896X.....23
- [Б2] Русев Р.Д., К.Камбуров, **П.Петров**, Е.Русева, Р.Петкова, Ж.Димитров, Влияние на структурното и субструктурното състояние на топлоустойчива стомана 12Х1МФ върху нейните механични и експлоатационни качества, Годишник на ТУ-Варна, 2001г., стр.633-640, ISSN 1311-896X.....24
- [Б3] Русев Р.Д., П. Д. Дичев, К. Д. Камбуров, **П.Н. Петров**, Е.В.Русева, Изследване на наварени съединения от стомана 38ХНМА след стендови изпитания , близки до експлоатационните, Машиностроителна техника и технологии, №1, стр. 60-63, ТУ-Варна, Варна, 2002г, ISSN 1312-0859.....25
- [Б4] Русев Р.Д., **П. Н. Петров**, К. Д. Камбуров, Ж.К. Димитров, Я.П.Петрова, Относно някои особености на структурата и свойствата на армировъчни стомани, клас АПІ и качествата на заварените съединения,Варна, годишник на ВСУ, т.8, 2002г. , стр. 412-419, ISSN 1310-00X.....26.
- [Б5] Йорданов М.Г., Д. Цанева, **П. Петров**, М. Илиева, Корозионно поведение на стомана Х18Н9Т с магнетронно отложени покрития от CrN , Механика на машините, кн. 44, стр..83-86, Сливен, 2002г, ISSN 0861-9727.....27
- [Б6] Русев П. Д., Пл. Д. Дичев, Б.С. Тодоров, Д. Й. Минчева, **П. Петров**,” Определяне на технологичните характеристики на електроди за заваряване на стомани перлитен и аустенитен клас”, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки” 2’2005, 1’2006, стр. 25-29, ISSN 1310-5833.....28

- [Б7] **Петров П. Н.**, „Механични характеристики и фазов състав на 304L след нискотемпературно газово карбонитриране (400°C) и изпитване на опън при повишени температури”, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки” 2’2006, 1’2007, стр. 42-47, ISSN 1310-5833.....29
- [Б8]. Петрова Я. П., **П. Н. Петров**, „Метали и сплави използвани, като основни елементи на демпфери при строителството на сгради и съоръжения”, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки” 2’2006, 1’2007, стр. 48-53, ISSN 1310-5833.....30
- [Б9] **Петров П.Н.**, Оксикарбонитриране на конструкционни стомани в среда от амоняк и въглероден двуокис, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки”, Варна, 2’2008, 1’ 2009, стр.44-50, ISSN 1310-5833.....31
- [Б10] Пършоров С., С. Гюров, И. Пършоров, Р. Русев, **П. Петров**, “Продължителна корозионна устойчивост на комбинирани покрития”, XXIV Национална конференция „Дни на безразрушителния контрол’2009”, Научни известия на НТСМ, бр. 1 (111), 06.2009г., стр. 212-215.....32

## **II. Доклади в международни конференции в България.....33**

- [Б11] Ставрев Д., П. Дичев, **П. Петров**, Особенности при заваряване на статорни пакети за високомоментни електродвигатели, Научна сесия с международно участие, ВВУ”Н. Й. Вапцаров”, Варна , 1994г.....33.
- [Б12] Тонев Б., **П. Петров**, Остатъчни напрежения при газопламъчно напластяване по “Студен метод”, Научна сесия, Сливен, 1994г., Доклади том 2, стр.187-192.....34
- [Б13] Русев Р.Д., С.С. Малинов, **П.Н. Петров**, Г. Мугрев , Анализ на причините за разрушаване на корабни валове, Юбилейна научна сесия ‘97 “35 години ТУ-Варна “ - предадена за печат; XIII Национална конференция по безразрушителен контрол с международно участие, Созопол, 10-12.06, 1998, Сборник с доклади, стр. 170-179, ISSN 1310-3646.....35
- [Б14] **Петров П.**, Русев Р., Димитров Ж., Петкова Р., Структура на карбонитридният слой на 08X18H10 след газово карбонитриране в среда от амоняк и въглероден двуокис с добавка на хлоросъдържащи съединения, Габрово, 20 години катедра “Материалознание и технология на материалите“, сборник научни трудове март’ 2001, стр.247-252... ..36
- [Б15] Русев Р.Д., П. Д. Дичев, К. Д. Камбуров, **П.Н. Петров**, Е.В. Русева, Наваряване на стомана 38ХН3МА с електроди аустенитен и аустенито-феритен клас, МНК УНИТЕХ’01, Габрово, 22-23.11, 2001г.; Машиностроителна техника и технологии, №1, стр. 75-77, ТУ-Варна, Варна, 2005г, ISSN 1312-0859.....37
- [Б16] Russev R. D., R. Petkova., **Pl. Petrov**, G.Dimitrov, K. Kamburov, Study of the structure changes in low alloyed Cr-Mo-V steel , after izothermal heating at 700°C, Meet/Marind’2002, v5, p.215-219 7-11.10.2002, Varna, Bulgaria, ISBN 954-20-0215-7....38
- [Б17] Русев Р. П. Петров, Б. Лалев, Възстановяване на челни уплътнения на хидравлични помпи, чрез газово карбонитриране, 25 юбилейна научна конференция с международно участие МТФ’2007, 62 години МТФ, 14-16 септември, 2007, Созопол, т.3, стр. 48-53.....39

## **В. УЧЕБНИ ПОСОБИЯ И МЕТОДИЧЕСКИ РАЗРАБОТКИ.....40.**

### **Учебни пособия.....40**

- [В1] Ставрев Д.С. , Д. Нанкова, Сл. Харизанова, Н. Недев, П. Дичев, **П. Петров**, С. Киров, Технология на машиностроителните материали – ръководство за лабораторни упражнения, ВТП, ТУ-Варна, 2005г. ( преиздадено в 2012г.), ISBN 954-20-0227-0....40

[B2] Скулев Хр. , Н.Атанасов, С. Киров, Пл. Дичев, **Пл.Петров**, Я. Аргиров, Технология на машиностроителните материали, Ръководство за лабораторни упражнения, Университетско издателство при ТУ-Варна, 2010, ISBN-978-954-20-0500-1.....41

**Методически разработки**.....42

[B3] Йорданов, М.Г., И.А. Зюмбилев, **П.Н. Петров** , Структура и свойства на йонно-карбонитрирани стомани-методическа разработка на лабораторно упражнение, Известия на СУ-Сливен, т.21, стр.116-120, ISSN:1311-2864.....42

## А. ПУБЛИКАЦИИ, РАВНОСТОЙНИ НА МОНОГРАФИЧЕН ТРУД С ОБЕДИНЯВАЩО ЗАГЛАВИЕ “ПОВЪРХНОСТНИ ТЕРМИЧНИ И ХИМИКО-ТЕРМИЧНИ ОБРАБОТКИ“

### **I. Статии в рецензирани научни списания и годишници в България, общо 8 броя**

[A1] Ставрев Д. , Д. Вълев, Ж. Димитров, П. Янев, **П. Петров**, Е. Делинешев , Роботизирани технологии за плазмено-дъгово повърхностно уякчаване на машиностроителни детайли, София, Машиностроене,10, 1990, стр. 447-451, ISSN 0025-445X

Представени са възможности за плазмено-дъгово повърхностно уякчаване на материали използвани предимно в двигателостроенето. Обхванати са няколко марки сив чугун ( СЧ20, СЧ25, ВЧ 500-7) и алуминиево-силициева сплав AlSi12Cu2MgNiTi. За всеки от посочените материали са представени по два технологични режима на уякчаване от течно състояние- със, или без легиране. При втория вариант, за легиране е използвана обмазка от молибденов прах и бутадиенстиролна боя, предварително нанесена на обработваната повърхност. Графично са представени: изменението на повърхностната твърдост HV5 в зависимост от линейната енергия и скоростта на движение на топлинния източник, при предварително подгряване 400<sup>0</sup>С и 700<sup>0</sup>С; схеми на контури за повърхностно уякчаване в характерни натоварени зони на разпределителен вал, повдигач и бутало; изменението на твърдостта HV5 по дълбочина на уякчената зона след плазмено дъгово разтопяване , като за ВЧ500-7, за сравнение, е добавено и изменението след легиране с молибденов прах; диаграма изясняваща термичната устойчивост на СЧ 25 след време на задържане 4 часа при различни температури от стайна до 700<sup>0</sup>С; разпределението на твърдостта HV5 по дълбочина на уякчената зона на алуминиево-силициевата сплав, във варианти без стареене, след стареене 24 часа при 150<sup>0</sup>С и след стареене 24 часа при 250<sup>0</sup>С. Показани са някои характерни структурни изменения в уякчаваните спалви-квазиледебуритни структури в сивите чугуни и диспергиране на силиция в алуминиево-силициевата сплав. Посочени са някои технико-икономически предимства на плазмено-дъговото повърхностно уякчаване. Направени са следните изводи:

- използването на роботизирани технологии за плазмено-дъгово повърхностно уякчаване позволява, чрез разтопяване от течно състояние, със, или без легиране на повърхностния слой, да се получат квазиевтектични дисперсни структури, при наличието на неравновесни фази със специфични свойства;

- получените структури се характеризират с висока твърдост и термична устойчивост, обуславяща повишени експлоатационни свойства в сравнение с конвенционалните технологии за уякчаване на чугуни и силумини;

- в сравнение с конвенционалните методи на повърхностно уякчаване, образуваните слоеве се характеризират с плавен преход на твърдостта по дълбочина и гарантирано сцепление с основната структура;

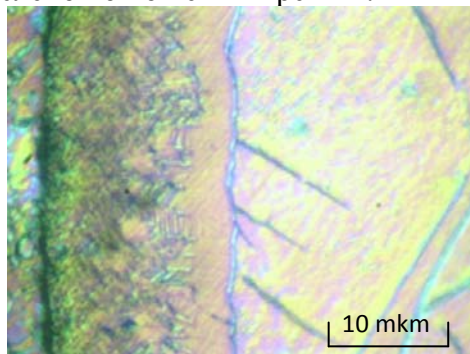
- Комплексните технико-икономически достойнства на роботизираното плазмено-дъгово уякчаване се изразяват в минимални капитални вложения, висок коефициент на полезно действие, незначителни разходи на материали и средства за обновяване на екипировката и пълна автоматизация на процеса.

[A2] **Петров Пл., Р. Русев**, Окислително-редукционни процеси при газово карбонитриране в среда от  $\text{NH}_3$  и  $\text{CO}_2$ , Известия на СУ –Варна, серия “Технически науки” 2’2002, 1’2003, стр.38-43, ISSN 1310-5833

Химико-термичното обработване от типа газово карбонитриране е окончателна обработка в производственият цикъл на ред машиностроителни изделия. Един от възникващите проблеми, водещ до брак, или по-точно до влошаване на търговския вид на продукцията, е нежеланата (непредвидена) оксидация на насищаната повърхност на изделията. Възможните причини за възникването на такъв проблем най-често се свързват с използването на недостатъчно чист амоняк по време на процеса, дефекти в уплътненията на ретортата или шланговете за подвеждане на входящите газове, нарушаване на целостта на ретортата по различни причини, въвеждането на по-голямо от необходимото количество въглероден двуокис и др.

Целта на авторите в настоящата статия е да установят подходящи параметри на технологичният режим за редуциране на окислени при процес на газово карбонитриране изделия при запазване на характеристиките за този процес свойства.

Изследвани са: влиянието на предварителната оксидация върху степента на дисоциация на амоняка, измененията в морфологията на повърхностните слоеве и техният фазов състав след окисляване на карбонитрирани образци от технически чисто желязо във въздушна среда при температура  $560^\circ\text{C}$  и  $400^\circ\text{C}$  с продължителност 120 минути, както и след редуциращ процес в среда от  $\text{NH}_3$ , чиято продължителност бе подбрана на базата на получените резултати от предходните изследвания. Показана е получената микроструктура след редуциране в амонячна среда на пробно тяло окислено по по-тежкия режим:



Микроструктура в поляризирана светлина на армко желязо след ГКН при  $560^\circ\text{C}$ , следващо оксидиране при  $560^\circ\text{C}$  във въздушна среда 100 min и следващо редуциране в среда от дисоцирал амоняк при  $560^\circ\text{C}$  в продължение на 45 min.

Проследено е и изменението на разпределението на микротвърдостта  $\text{HV}_{0,01}$  след оксидиране при  $400$  и  $560^\circ\text{C}$  на карбонитрираните пробни тела и следващо редуциране с цел премахване на оксидните слоеве.

Анализирани са получените резултати, като е установено, че редуцирането в среда от амоняк успешно може да се използва за отстраняване на нежеланото оксидиране.

В заключение са формулирани следните по-важни изводи:

- неочакваното, нежелано окисляване на детайли при газово карбонитриране може успешно да бъде отстранено чрез следващо редуциране в среда от дисоцирал амоняк при  $560^\circ\text{C}$ .

- редуциране с продължителност от 45 min е достатъчна за възстановяване на външният вид на карбонитрирани детайли окислени до формирането на окисен слой с дебелина до 2  $\mu\text{m}$ . При по-голяма дебелина е желателно времето да се повиши.

- при допълнително изискване за повишена износоустойчивост на наситените повърхнини е препоръчително след редуциране да бъде извършена финална обработка, при която да бъде снет слой с дълбочина  $\sim 5 \mu\text{m}$ .

[А3] **Петров Пл., Р. Русев, Ж. Димитров** Структурни изменения на карбонитрирания слой на 08кп при кратковременни термични въздействия във въздушна среда, Известия на СУ –Варна, серия “Технически науки” 2’2003, 1’2004, стр. 18-23, ISSN 1310-5833

В настоящата статия е разгледан проблем свързан със структурните изменения в карбонитрирана стомана 08кп след краткотрайни термични въздействия, възникнал при производството на бутала за автомобилни двигатели в завод “Дружба” ЕАД – гр. Разград, свързан с интензивна корозия на вложките в тях от карбонитрирана стомана 08кп, след престоя им в складовите помещения. Поставената цел е да се пресъздадат, доколкото е възможно, аналогични на реалната технология условия на термично въздействие върху стоманата (включващо заливане на вложките със стопилка от алуминиева сплав) и да се подбере по-подходящ режим на карбонитриране, който да намали или да предотврати възникващата корозия. Търсенето на по-подходящи режими бе извършено в следните направления:

- съчетаване на карбонитриране със следващо оксидиране с цел да се повиши корозионната устойчивост на стоманата, като по този начин технологията се доближава до традиционно използваното в тези случаи химично оксидиране.

- провеждане на режими на карбонитриране при условия осигуряващи изграждането на по-дебела карбонитридна (свързана) зона, даваща възможност , след термичните въздействия да се запази непрекъснат корозионноустойчив карбонитриден слой с по-голяма дебелина.

Образци от 08кп предоставени от производителя са карбонитрирани по технологични режими при 560<sup>0</sup>С, 585<sup>0</sup>С и 620<sup>0</sup>С. Структурата и фазовият им състав са изследвани след карбонитриране и след следващо нагряване до 740<sup>0</sup>С във въздушна среда, задържане 3 или 5 минути и следващо охлаждане на въздух. Част от пробите преди нагряването са оксидирани, а друга след това са нагreti до 500<sup>0</sup>С и охладени във вода. Фазовият анализ е извършен с рентгеноструктурен дифрактометър ДРОН 4С, а микроструктурният с оптичен микроскоп НЕОРНОТ 2. Твърдостта на някои зони от наблюдаваните структури е определена с приставка Nanemapp. Получените резултати са сравнени със структурата и фазовия състав на кородиралите вложки.

Някои от направените изводи са:

- предварителното оксидиране е неподходящ технологичен вариант за подобряване на корозионната устойчивост на 08кп при термични въздействия включващи нагряване до 740<sup>0</sup>С.

- Въпреки относително краткото време на нагряване, формирането на FeO, при температура 740<sup>0</sup>С, в повърхността на вложките, не може да се избегне, което е предпоставка за следващата им корозия. Повишаването на корозионната им устойчивост може да се потърси в изграждането на по-дебел нитриден слой , който да намали степента на деазотиране, както и в осигуряване на подходяща технология за декапиране на вложките след отливането на буталата, за премахване на изградените оксидни слоеве.

- Тъй като основна цел на химико-термичната обработка на вложките от 08кп е повишаване на корозионната им устойчивост, може да се използва технологичният вариант среднотемпературно газово карбонитриране за да се осигури получаването на по-дебел карбонитриден слой. Основание за това дава и факта, че след нагряване до 740<sup>0</sup>С, формиращата се при нискотемпературно газово карбонитриране структура се променя и е по-близка до структурите след средно или високотемпературно газово карбонитриране.



[А4] **Петров Пл.**, Р. Русев, Д. Цанева, М. Илиева, М. Йорданов, Нови възможности за повишаване на корозионната устойчивост на желязото след газово карбонитриране в среда от амониак и въглероден двуокис по метода CARBONIT, Известия на СУ –Варна, серия “Технически науки” 2’2004, 1’2005, стр. 9-17, ISSN 1310-5833

С цел експериментално потвърждение на възможностите за повишаване на корозионната устойчивост на желязото и неговите сплави след карбонитриране, използвайки въглеродния двуокис, като окислителна среда, предвид наличието му в технологията на газово карбонитриране по метода “CARBONIT”, в работата се изследва корозионната устойчивост на образци от армко желязо след 7 различни технологични варианти на химико-термична обработка по този метод: №1-газово карбонитриране с продължителност 2h и съотношение на  $\text{NH}_3/\text{CO}_2=7,5/1$ ; №2-газово карбонитриране с продължителност 4h и съотношение на  $\text{NH}_3/\text{CO}_2=7,5/1$ ; №3-газово карбонитриране с продължителност 2 h и следващо оксидиране; №4-газово карбонитриране с продължителност 4 h и следващо оксидиране; №5-газово оксикарбонитриране (процесите на насищане с азот, въглерод и кислород протичат едновременно в печното пространство) при съотношение на  $\text{NH}_3/\text{CO}_2=9/8$ ; №6-газово оксикарбонитриране при съотношение на  $\text{NH}_3/\text{CO}_2=9/8$  и следващо оксидиране; №7-газово оксинитриране при съотношение на  $\text{NH}_3/\text{CO}_2=5/13$ . Извършени са микроструктурен анализ, рентгеноструктурен фазов анализ и са снети потенциодинамични криви, отразяващи корозионната устойчивост на подложените на ХТО железни образци в 0,1М разтвор на  $\text{NaSO}_4$ , като заместител на моделиращият морска вода 3%-ен разтвор на  $\text{NaCl}$ , с цел намаляване дела на питингова корозия, който би бил съществен, тъй като желязото попада в зоната на материалите с повишена склонност към този тип корозия. Въз основа на коментар и анализ на резултатите, са определени най-подходящите от изследваните режими за ХТО на армко желязото по метода “CARBONIT”.

В заключение е изведено, че:

- за повишаване на корозионната устойчивост на армко желязото, освен наложените се в практиката процеси газово карбонитриране с продължителност 2 - 2,5h по метода “CARBONIT”, с успех могат да се приложат процеси на оксикарбонитриране, изразяващи се в едновременно дифузионно насищане с азот, въглерод и кислород;
- процесите оксикарбонитриране осигуряват по-висока корозионна устойчивост поради наличие на свързана зона под оксидния слой, в сравнение с процесът оксинитриране, формиращ привидно оксиден слой.
- оксидирането на армко желязото след карбонитриране или оксикарбонитриране по метода “CARBONIT”, с цел повишаване на корозионната му устойчивост, води до положителни резултати след всеки от посочените процеси;
- най-висока корозионна устойчивост на желязото със и без следващо оксидиране, осигурява оксикарбонитрирането по метода “CARBONIT” при  $560^\circ\text{C}$ , с продължителност 4 часа при съотношение на  $\text{NH}_3/\text{CO}_2= 9/8$ ;
- добра корозионна устойчивост на желязото осигурява съчетанието газово карбонитриране по метода “CARBONIT” при  $560^\circ\text{C}$  с продължителност 2 или 4 часа при съотношение  $\text{NH}_3/\text{CO}_2= 7,5/1$  и следващо оксидиране –вариант, който в най-голяма степен отговаря на утвърдените в практиката технологии за азотиране.

[A5] Тошков В., Р.Русев, **П. Петров**, Е.Русева, Д. Цанева, По някои дискуссионни въпроси върху морфологията на „S”-фазата в нитридния слой, получен при ниски температури (400<sup>0</sup>С) след йонно азотиране и газово карбонитриране, Известия на СУ –Варна, серия “Технически науки” 2’2004, 1’2005, стр. 3-8, ISSN 1310-5833

Настоящата работа е опит на авторите да се включват във вече твърде нашумялата дискусия сред изследователите на азотиращите процеси относно морфологията на така наречената „S”-фаза, получена при дифузионно насищане на високолегирани аустенитни и аустенито-феритни стомани при ниски температури (400±20<sup>0</sup>С).

Първите данни за тези нискотемпературни процеси на азотиране и карбонитриране, както и за строежа на нитридния слой датират от 1985-1986 г, като в последни години интересът към този проблем е силно нараснал, формирането на азотиран слой притежаващ нов фазов състав, състоящ се от нов тип азотиста фаза (S-фаза), която гарантира свръх висока твърдост и повишена корозионна устойчивост. Все още, обаче, остават доста дискуссионни въпроси относно морфологията на формирания слой.

Изследванията са направени върху два вида типични за случая стомани (X5CrNi18-10 и 316L по AISI), дифузионно обработени по два метода: йонно азотиране в среда от NH<sub>3</sub> (стомана 316L) при температура 420<sup>0</sup>С и газово карбонитриране в среда от NH<sub>3</sub> + CO<sub>2</sub> (стомана X5CrNi18-10) при температура 400<sup>0</sup>С. В доклада са изложени и анализирани данните по структурата и субструктурата, фазовия строеж, микротвърдостта, вътрешните напрежения и електрохимичните параметри на азотирания слой.

В резултат на проведените анализ е изтъкнато, че:

- S-фазата се отделя от матричния аустенит ( $\gamma$ ) с рязка междуфазова граница, което може да бъде само в резултат на скок в концентрацията на фронтално дифундиращият азот. Нещо повече, между S и  $\gamma$ -фазите се наблюдава тънък междинен слой, който по-добре се откроява на кос шлиф, специално изготвен за по-ясното му проявяване. Фазовият състав на този слой все още не е определен. За него няма данни в проучената литература;

- налице е структурна наследственост, доказваща ориентационната зависимост на S-фазата и матричния аустенит (границите и субструктурата на аустенитните зърна се съхраняват при формирането и в зърната на S-фазата;

- в азотирания им обем се наблюдава дисперсно отделена нитридна фаза. Не се образува рязка междуфазова граница във феритното зърно, свидетелстваща за скок в концентрацията на азота;

- феритните зърна (за дуплекс стоманата), попаднали в дифузионната зона, не се трансформират в S-фаза, като на границата S/ $\alpha$ , се наблюдава особено субструктурно състояние в двете фази, изразяващо се в повишена плътност на дефекти с деформационен произход;

- Проведените потенциостатични и потенциодинамични изследвания на електрохимичните свойства на изследваните проби в 3 % - ен воден разтвор на NaCl потвърдиха литературните данни, че азотирането на 316L при ниски температури повлиява в благоприятна посока поведението на стоманата при външна поляризация.

- наличието в слоя на непознатата до скоро S-фаза обуславя принципно нови повърхностни физико-механични свойства на тези стомани, някой от които не са типични за конвенционалните режими на азотиране, като свръх високата твърдост и вътрешни натискови напрежения и особено подобрените електрохимични характеристика, определящи повишената корозионна устойчивост на стоманите след азотиране или карбонитриране в разглеждания случай.

[А6] **Петров Пл.**, Изменения в механичните характеристики на 20Х след газово карбонитриране по метода „Карбонит“, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки” 2’2005, 1’2006, стр. 16-20, ISSN 1310-5833

Газовото карбонитриране е често използван вид химико-термично обработване с което се цели повишаване на износоустойчивостта, корозионната устойчивост или границата на умора на детайлите. Подобряването на споменатите експлоатационни свойства се свързва с получаването на дифузионен слой с карбонитридна зона на повърхността на детайлите и с формирането в него на характерни за използваният метод остатъчни напрежения на натиск. Получаваното в случая нехомогенно по химичен състав напречно сечение на детайлите неизбежно води до изменения на целият комплекс от механични характеристики на обработваните стомани. С намаляването на напречното сечение на образците се повишава нехомогенността му, като делът на полученият дифузионен слой постепенно се доближава, а в някои случаи дори може да превиши делът на основната сплав. В настоящата статия авторът си поставя за цел да бъде изследвано влиянието на това съотношение върху границата на провлачане и някои други механични характеристики на стоманата получавани при изпитване на опън, натиск, огъване и умора

Изпитването на опън е проведено на цилиндрични 5-кратни пробни тела от 20Х с диаметър 4, 5 и 6 mm, след газово карбонитриране с продължителност 5 h при 560°C и съотношение  $\text{NH}_3/\text{CO}_2 = 10/1$ . Механичните изпитвания на опън и натиск са извършени с помощта на универсална машина за изпитване ZDM 5 при стайна температура. Допълнително са определени граничите на провлачане при огъване на образец с диаметър 10 mm без проведено химико-термично обработване и на образец с диаметър 3,8 mm след газово карбонитриране с продължителност 9 h. При обработката на резултатите е използвана и методиката за построяване на опростена диаграма на Смит. Построената, по допълнително получените резултати за границата на провлачане на стоманата при огъване, диаграма на Смит дава възможност да определим граничните напрежения при умора на материала в резултат на несиметричен цикъл на натоварване. Построени са линии съответстващи на различни коефициенти на асиметрия  $r$ , като по точките на пресичане на тези линии с диаграмата на граничните напрежения на Смит, са определени максималните, минималните и средните гранични напрежения при циклично натоварване

Направени са следните изводи:

- Газовото карбонитриране води до нарастване на границата на провлачане на 20Х при изпитване на опън, натиск или огъване, като повишаването е толкова по-значително, колкото е по-голям делът на дифузионната зона в площта на напречното сечение на пробните тела;
- При изпитване на опън се наблюдава и сравнително по-незначително нарастване якостта на опън на стоманата, като за карбонитрираните пробни тела тя е приблизително еднаква, независимо от дебелината на дифузионната зона;
- При съотношение на площите на дифузионната зона и сърцевината на изделия от 20Х по-малки от 0,5 за конструктивни изчисления следва да се използва условна граница на провлачане;
- Възможностите на карбонитрираната стомана 20Х за работа при несиметрични цикли на огъване, значително превишават същите на стоманата без химико-термично обработване, като ефекта нараства с понижаване на коефициента на асиметрия;
- Определената якост на опън на пробните тела отстъпва по стойност на якостта на опън на стоманата след цементация (по справочни данни).

[А7] Аргиров Я.Б., **П.Н. Петров**, Изменения на някои от механичните свойства на стомана 08кп при повишени температури след газово карбонитриране по метода „КАРБОНИТ”, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки”, Варна, 2’2008, 1’ 2009, стр.51-58, ISSN 1310-5833

Газовото карбонитриране (ГКН) на тънкостенни детайли води до съществени изменения в механичните им свойства. Част от детайлите обработени по този начин работят при повишени експлоатационни температури вложени в автомобилни двигатели, шприц машини, съоръжения за леене в пресформи, екструдери и др. За други работата при повишени температури е възможна в аварийни ситуации или след интензивно износване. В настоящата работа целта е проследяване изменението на структурата, свойствата и характера на лома на нисковъглеродни стомани при повишени температури след краткотрайно въздействие (необходимото време за нагриване на пробните тела и за изравняване на температурата в обема им) в интервала 100-340 °С във въздушна среда. Пробни тела от 08кп и сходната и 10кп след газово карбонитриране, както и такива без проведено химико-термично обработване, са подложени на изпитване на опън при температури 20, 100, 170 и 340°С, като за целта е използвана трисекционна пещ с регулатор TR3-1000 за осигуряване на повишените температури. На всяко пробно тяло е извършен първоначален фрактографски анализ с помощта на стереомикроскоп Carl Zeiss.

Вид	T <sub>изп.</sub> °C	h mm	R <sub>e</sub> N/mm <sup>2</sup>	R <sub>m</sub> N/mm <sup>2</sup>	A %	$\frac{R_e}{R_m}$	Вид	T <sub>изп.</sub> °C	h mm	R <sub>e</sub> N/mm <sup>2</sup>	R <sub>m</sub> N/mm <sup>2</sup>	A %	$\frac{R_e}{R_m}$
без газово карбонитриране	20	0,5	386	437	10,6	0,88	след газово карбонитриране	20	0,8	356	426	15,0	0,83
	100	0,5	363	429	7,3	0,85		100	0,8	316	456	6,3	0,69
	170	0,5	348	476	8,4	0,73		170	0,8	551	585	12,5	0,97
	340	0,5	310	483	10,6	0,64		340	0,8	218	411	26,3	0,53
	20	0,8	273	349	33,5	0,78		20	0,5	500	515	5,0	0,97
	100	0,8	223	323	23,0	0,69		100	0,5	456	538	4,8	0,84
	170	0,8	254	377	14,5	0,67		170	0,5	452	528	3,7	0,86
	340	0,8	187	374	20,0	0,5		340	0,5	332	525	11,1	0,63

След анализ на получените резултати са направени следните изводи:

- Сравнявайки механичните характеристики на изследваните стомани в състояние на доставка с тези след проведената химико-термична обработка, установяваме, че якостните характеристики (якост на опън и граница на провлачане) нарастват, а пластичните (относително удължение и запас на пластичност) намаляват, т.е, потвърждават се твърденията посочени в обхванатата литература.

- Най-висока якост след ГКН за стомана 08кп (дебелина 0,8 mm) се отчита при температура на изпитване 170°С, а за 10кп (дебелина 0,5mm) при 100°С.

- При температура на изпитване 170°С на машинната графика в пластичната област се отчитат колебания с вълнов характер за стомана 08кп (без ГКН и с ГКН).

- При температура на изпитване 340°С запаса от пластични свойства на стоманите значително нараства.

- Понижаването на пластичните характеристики след газово карбонитриране се потвърждава и от характера на получените ломове след разрушаване при различни температури.

- Получените стойности за механичните характеристики се отнасят само за краткотрайно нагриване на стоманите.

[A8] **Петров Пл.**, Оксикарбонитриране в атмосфери, получени от течни субстанции, съдържащи метанол, вода и карбамид, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки”, Варна, 1‘2015, стр.87-93, ISSN 1310-5833

В настоящата работа авторът си поставя за цел да се установят възможностите за провеждане на газово оксикарбонитриране в газова среда получена от смеси от метанол, вода и карбамид, подавани, в ретортата на пещите за химико-термично обработване, по капков път.

За провеждане на изследванията са подбрани образци от технически чисто желязо и често подлаганата на карбонитриране цементуема стомана 18ХГТ. Използваните технологични режими на насищане са съгласно Табл.1, след което пробите са подложени на микроструктурен анализ, определена е повърхностна твърдост, построени са криви на разпределение на микротвърдостта от повърхността към сърцевината на основния материал и е проведен рентгеноструктурен фазов анализ.

**Табл.1** Използвани технологични режими за химико-термично обработване

№	T, °C	τ, h	Използвана течна субстанция
1	530	4	метанол : вода – 1:1 с разтворен карбамид 130g/l
2	530	4	метанол : вода – 10:1 с разтворен карбамид 130g/l
3	530	4	метанол с разтворен карбамид 130g/l

Установено бе, че повишаването на количеството вода в сместа отстранява проблемът с въвеждането на течната субстанция в ретортата на пеща (свързан с формиране на кристали, затрудняващи движението по тръбопровода към ретортата), но и намалява значително азотиращата способност на получената атмосфера.

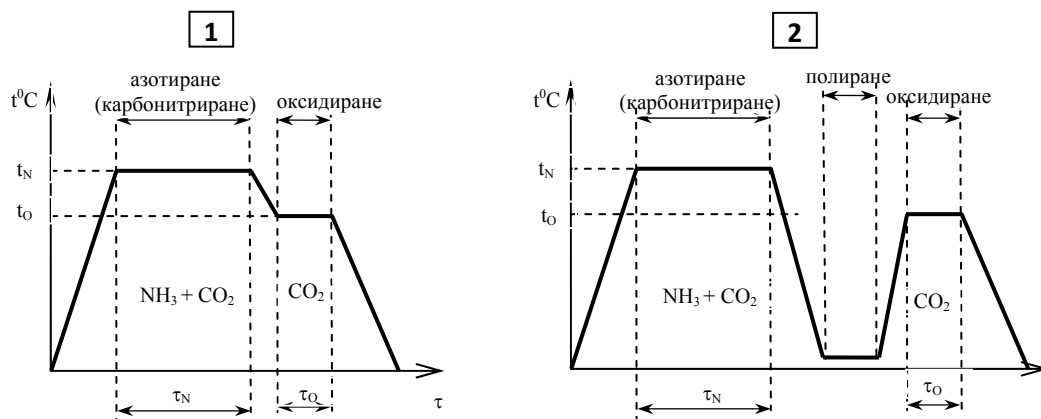
На базата на проведените микроструктурен анализ и фазов анализ, е анализиран характерът на протичащите процеси и са направени следните изводи:

- Проведеното химико – термично обработване на изследваните стомани в атмосфера, получена от течна субстанция, съдържаща равни количества метанол и вода, при разтворени 130g/l карбамид, с успех може да се използва с цел оксидиране, тъй като осигурява равномерен и плътен слой от магнетит ( $Fe_3O_4$ ).
- Подбраната температура на насищане ( $530^{\circ}C$ ) осигурява получаването на еднофазен оксиден слой без наличие на хематит ( $Fe_2O_3$ ).
- При използваната дълготрайност на процесите е установено, че в получените оксидни слоеве не присъства хематит ( $Fe_2O_3$ ), което е доказателство, че оксидиращата способност на получените атмосфери е значително по – ниска от тази на въздуха и гарантира получаването на оксиден слой само от магнетит ( $Fe_3O_4$ ).
- При необходимост от получаване на оксидни слоеве с по – малка дебелина следва да се намали продължителността на процесите на ХТО.
- Азотиращият потенциал на получените атмосфери е недостатъчен, т.е. предложените режими следва да се прилагат при изисквания за постигане на по – добра корозионна устойчивост на детайлите. За постигането на износоустойчивост от изследваните режими следва да се предпочита режим 3 с препоръка за удължаване на времето за насищане до 6 – 8ч.
- Едновременно наличие на оксиден и карбонитриден слой, т.е. процес на оксикарбонитриране в атмосфери, получени от метанол, вода и карбамид, следва да се търси в количествените съотношения метанол : вода до 10:1, тъй като при това съотношение азотиращият потенциал на средата не е достатъчен за изграждането на непрекъснат нитриден слой под оксидния.

## II. Доклади в международни конференции в чужбина, общо 2 броя

[A9] Roussev R., S. Harizanowa, S. Malinow, **P. Petrow**, Nitrooxidation of Ferrous Materials, 10th Congress of the International Federation for Heat Treatment and Surface Engineering, 1-5 Sep. 1996, Brighton, UK, p.181

Работата е кратко резюме за нови технологични варианти на метода CARBONIT за газово карбонитриране. Новите варианти са два, като основното в тях е, че е добавено следващо оксидиране на изделията след азотиране (карбонитриране). Разликата между вариантите е, че в единият от тях между основната обработка – азотиране (карбонитриране) и следващата – оксидиране, е добавена междинна операция-полиране на изделията. Представени са циклограми на предлаганите нови варианти:



Първият вариант е наречен непрекъснато или „черно“ оксинитриране (оксикарбонитриране), а вторият прекъснато или „цветно“ оксинитриране (оксикарбонитриране), като обозначенията на технологичните параметри са:  $t_N$  – температура на азотиране (карбонитриране);  $t_O$  – температура на оксидиране;  $\tau_N$  – време на азотиране (карбонитриране);  $\tau_O$  – продължителност на оксидиране.

Подчертано е, че чрез избор на технологичните параметри могат да се оптимизират твърдостта и оксидирането на детайлите. Наблегнато е, че акцентът в случая е към втората част на процеса, т.е. следващото оксидиране. Посочено, че то може да се извърши непосредствено след азотирането (карбонитрирането), в същата пещ, като това осигурява по-тъмни, по-пастелни тонове, а ако са необходими по ярки цветове, следва да се избере втория предложен вариант, включващ полиране непосредствено след азотирането (карбонитрирането) и следващо оксидиране, което може да бъде извършено в други предвидени за целта пещи. Представена е номограма за избор на технологичните параметри на процеса оксидиране според желания цвят на обработваните детайли. Посочена е възможността по представените технологични варианти да бъдат получавани черен, сив, зелен, син, розов, червен, оранжев и жълт цвят, а също и цвят на старо злато. Наблегнато е също, че за качеството на повърхностния слой по отношение на твърдост, корозионна устойчивост и цвят, е от значение и структурата на изградения предварително нитриден (карбонитриден) слой и че се препоръчва детайлите да имат изграден слой, съдържащ хомогенен и непрекъснат  $\epsilon$ -карбонитриден слой с дебелина 10-15  $\mu\text{m}$ , като в 1/3 от тази дебелина към повърхността, слой е порист.

[A10] Roussew R. , S. Malinow, **P.Petrow**, Modeling the Formation, Build-Up, and Growth of Carbonitride Phases and Layers in the “ CARBONIT “ Process, ASM Heat Treating Society Conference & Exposition, 15-18 Sept. 1997, Indiana USA, 11 pp

[A10] Русев, Р.Д. , С.С. Малинов, **П.Н. Петров**, Моделиране на кинетиката на зараждане и изграждане на фазите при процеса “ Carbonit “, Юбилейна научна сесия ‘97 “35 години ТУ-Варна “ - предаден за печат вариант на български език

В работата вниманието е насочено към моделиране на процесите протичащи при дифузионно насищане на железни сплави с азот и въглерод, като е фокусирано към нискотемпературните процеси (имат се предвид традиционните процеси на карбонитриране при температури 500-620°C), при които по време на насищането се изграждат нови фази и слоеве. Направен е кратък преглед на публикуваното по моделиране на дифузионните процеси и са отразени в резюмиран вариант постиженията в тях.

Предложени са модели на последователността на фазаобразуване на желязна повърхност и последващо нарастване на карбонитридния слой и неговите съставни зони за процеса “CARBONIT”, протичащ в среда от амоняк и въглероден двуокис. При разработване на моделите, цялостния процес на карбонитриране е условно разделен на два основни етапа: а/ нестационарен (неустановен) етап-процес на първоначално нарастване на концентрацията на азот и въглерод на желязната повърхност, до достигане на равновесие на концентрацията на тези компоненти в газовата и твърдата среда ; б/ стационарен (установен) етап-на нарастване на карбонитридния слой и неговите съставни зони в дълбочина, при константна (равновесна) концентрация на азот и въглерод на повърхността. На базата на експериментални данни за фазовия състав на повърхността на железни пробни тела, насищани при различни температури , и при различни времена (в диапазона 1 до 60 минути) на насищане за всяка от тях е предложен физически модел за първия етап. Изяснена е последователността на изграждане на отделните фази, както и в коя точка от тройната диаграма Fe-N-C попадаме след различните времена на насищане. Отчитайки динамиката на процеса и приемайки някой допускания е предложен и математичен модел за този етап.

Физическият модел за вторият етап е разработен на базата на правилата на реакционната дифузия, а математичния модел за него е на база решаване на система диференциални уравнения (втори закон на Фик).

На основа предложените математични модели са разработени софтуерни програми за моделиране на процеса на изграждане и нарастване на карбонитридния слой и неговите зони при процеса „CARBONIT“. Програмите са разработени на програмните езици на MathCAD и Maple, които са предпочетени заради математичният им апарат и възможностите за анимация и проследяване на процеса във времето. Представени са концентрационни профили на азот и въглерод за различни моменти от време от нестационарния етап.

Посочени са коефициентите на дифузия използвани при моделирането и пресмятанията за стационарния етап.

Направени са заключенията:

- Получените резултати от моделирането са в добро съответствие с експерименталните резултати;
- Предложените модели се основават изцяло на принципите на реакционната дифузия на азот и въглерод за трикомпонентната система Fe-N-C, като формирането на карбонитридния слой се извършва в два етапа (нестационарно и стационарно).

### III. Доклади в международни конференции в България, общо 7 броя

[A11] Ставрев Д., П. Петров, Аргонодъгово повърхностно избелване на разпределителни валове за ДВГ, Научна сесия, Сливен, 1994 г., Доклади том 2, стр.193-197

В работата е описан автоматизирания модул за аргонодъгово уякчване (избелване) на разпределителни валове от чугун внедрен в производството на МЗ „Старт“ –гр. Враца. Представен е схематично комплектовъчен план на модула, съдържащ: робот тип RM600 M, микропроцесорна система за управление ТСУ 900M, пост за предварително електросъпротивително подгряване на разпределителните валове, пост за термично обработване, аргонодъгов източник и водоохлаждаема станция.

След уякчване на пробна серия от разпределителни валове бе проведен микроструктурен анализ на уякчваните гърбици и ексцентрик и бе изследвано разпределението на микротвърдостта по дълбочина на избеления слой. Установено бе, че структурата на повърхността е характерният след скоростно охлаждане нисковъглероден квазиледебурит. Дебелината на избеления слой достига до 2 mm след шлифование на гърбиците и ексцентрика до окончателни размери.

Изследвана бе и термичната устойчивост на уякчения слой при нагряване до 200, 400 и 600 °C и задържане четири часа за всяка температура. За сравнение паралелно са нагрявани и пробни тела след обемно закаляване. Подчертано е, че въпреки по-ниската микротвърдост на повърхността на избеления слой спрямо обемно закаленото пробно тяло, избеленият слой има някои предимства. Тази малко по-ниска твърдост се дължи на по-големите количества остатъчен аустенит. Но този аустенит свързва отделните твърди структурни съставни в слоя, а в следствие, в условията на работа на вала, се наклепва и твърдостта и износоустойчивостта му нарастват. При повишаване на температурата на задържане се наблюдава значително по-добра термична устойчивост на избелените слоеве в сравнение с обемно закалените пробни тела.

Изводи и заключения:

- При обемно закалените пробни тела от СЧ30, микротвърдостта  $HV_{0,1}$  спада с увеличаване на температурата на задържане, поради разпадането на мартензита до перлитни структури, като при температура на задържане 600°C достига едва 210  $HV_{0,1}$ . Квазиледебуритния избелен слой при същата температура е с твърдост 520  $HV_{0,1}$  до дълбочина  $\approx 1$  mm. Дълбочината на уякчения слой намалява, поради структурни изменения в зоната на фазови промени от твърдо състояние;

- По-добрата термична устойчивост на избеления слой предполага по-дълъг експлоатационен период на разпределителните валове след аргонодъгова термична обработка в сравнение с тези термообработени по конвенционалните методи, както и повишена устойчивост при аварийни ситуации от типа лошо мазане, или липса на такава;

- Сканирането на аргонодъговата горелка по профила на гърбицата и ексцентрика се осъществява с помощта на програма въведена в системата за управление. Използваната система за управление ТСУ 900M позволява едновременно въвеждане на програми за термично обработване на различни типове разпределителни валове. При предварително подготвени куплиращи елементи вал-подгряващо устройство и вал-пост за обработка, пренастройването на автоматизирания модул за термообработка на друг тип разпределителен вал може да се извърши за 30 минути, като доближава модула до универсалните машини.



[A12] **Петров П. Н.**, „Някои възможности за рутинен контрол на химико-термичното обработване при газово карбонитриране по метода „Карбонит””, XXIII Национална конференция “Дни на безразрушителния контрол’2008”, Брой 2 (105), Созопол, Юни 2008 год., стр.128-133

Част от технологичните проблеми, съпътстващи химико-термичното обработване - газово карбонитриране, са свързани с разсейване на резултатите по отношение на постигнатата повърхностна твърдост и дълбочина на карбонитрирната, и дифузионната зони, в различните насищани стомани.

Целта на настоящата работа е посредством обработка на предварително получени резултати да се осигури възможност за съкращаване на времето и работата необходими за рутинен контрол на детайлите след газово карбонитриране и да се придобие експериментален опит за контрол на корозионна устойчивост на детайлите. В нея са представени и обработени резултати от газово карбонитриране на няколко марки конструкционни и инструментални стомани по метода „КАРБОНИТ”. Стоманите са наситени при температура 530 и 560<sup>0</sup>С при степен на дисоциация на амоняка, съответно 50 и 60 % и съотношение на входящите газове NH<sub>3</sub>/CO<sub>2</sub>=10/1. Използвана е различна продължителност на насищане 3, 5, 8 и 2, 4, 6 h , съответно при двете посочени температури, при което са получени различни, по отношение на дебелината на карбонитрирната и дифузионната зони, повърхностни слоеве, с различна повърхностна твърдост.

На всяка стомана, след всеки от използваните технологични режими, е определена дебелината на карбонитрирната зона и разпределението на микротвърдостта HV<sub>0,05</sub>. По кривите на разпределение на микротвърдостта е определена дебелината на ефективно уякчения слой. С помощта на програма „Statistica 5.0” са построени тримерни графични зависимости  $\delta = f(HV_5, HV_{10})$ , като е използвано линейно изглаждане на повърхностите. По този начин са получени прости математични изрази, подходящи за целите на рутинния контрол на химико-термичното обработване.

Постигнатата корозионна устойчивост е оценена с помощта на капкова проба с разтвор за помедняване (1,5 г CuSO<sub>4</sub>, 1,5 ml H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> и 100 ml дестилирана вода) и капкова проба с реактив на Хейн. Изменението в интензитета на червения цвят на капката на повърхността на 08кп е установено с помощта на програма “ Image Pro+”. Сравнени са резултатите получени за стомана 08кп, съответно в изходно състояние; след газово карбонитриране, след термична оксидация при 400<sup>0</sup>С във въздушна среда и след газово оксикарбонитриране с продължителност 4 h при 560<sup>0</sup>С (NH<sub>3</sub>/ CO<sub>2</sub>=6/11).

Направени са следните изводи:

- Точността на изразите за определяне на дебелините на карбонитрирния и ефективно уякчения слой може да бъде повишена с увеличаване броя на технологичните режими.

- При използване на представените изрази за провеждане на рутинен контрол на параметрите на повърхностните слоеве след газово карбонитриране на стоманите е необходимо да се извърши проверка за съответствие на проведената предварителна термична обработка.

- При контрол на постигнатата корозионна устойчивост, с помощта на капка от реактив на Хейн или разтвор от меден сулфат, за качествата на полученият повърхностен слой, освен по изменението на цвета, може да се съди и по скоростта на разширяване на капката.

- Оценката на корозионната устойчивост на защитни слоеве включващи оксидни слоеве с черен цвят е затруднена и е необходимо подбиране на по подходящ софтуер.

[A13] Пършоров И.М., Р.Д.Русев, Е.В.Русева, **П.Н.Петров**, С.И.Пършоров, Технология за получаване на окси-карбонитридни покрития в газова среда, 9 МНТК по Авангардни материали и обработки АМО '2009, сборник доклади, 25–27 юни 2009, Кранево, стр. 167-172, ISSN-1313-4264

Целта на настоящата работа е да се изследва възможността за реализация на принципно нов екологосъобразен технологичен подход, с който да се заменят т.н. TENIFER-процеси., при които се използват високо токсични и канцерогенни вани за течна нитроцементация и течна оксидация. Технологично, в този случай, процесите на нитроцементация и оксидация в течни вани от цианиди, цианати и нитрати се заменят с газово карбонитриране и парна оксидация, като се използват : разработената безгенераторна технология за газово карбонитриране в среда от амоняк и въглероден двуокис в ТУ-Варна и разработената технология в ИМет-БАН на базата парна оксидация за получаване на многокомпонентни окисни покрития със структура шпинел.

Във връзка с разработването на договор с иновационния фонд „Научни изследвания“ в ИМет –БАН и фирма „ Гидекс“ –гр, Севлиево, под ръководството на научен и технически екип от ТУ-Варна се извърши преустройство и компютързация на съществуващи съоръжения за цементация и се осигури възможност за последователно нанасяне на карбонитридни и оксидни покрития в тях.

Като материал за свидетели за контрол на процесите в случая е подбрана топлоустойчива инструментална легирана стомана X32CrMoV3.3, която е предварително термично обработена –закаляване в масло от температура 1020-1040°C и отвърщане 2 часа при 620 °С до работна твърдост 42-46HRC. В работата са посочени конкретните технологични режими на карбонитриране и оксидиране. Отчетено е повишение на твърдостта на повърхността на стоманата след химикотермичното и обработване с повече от 8-10 единици като достига стойности 55-61HRC. Проведени са микроструктурен и рентгеноструктурен анализ след карбонитриране на стоманата и след следващото оксидиране. Наред с някои особености на провеждане на газовото карбонитриране са изтъкнати някои предимства на многокомпонентните оксидни слоеве със структура тип шпинел:

- легирацията метал се разтваря в оксида на желязото, с което се намалява количеството на намиращите се в решетката на оксида дефекти и намалява скоростта на дифузия на елемента предизвикващ корозия;
- полученият сложен оксид на желязото с друг легиращ елемент удовлетворява условието за непрекъснатост и има специфичен обем по-голям от този на основния метал. Това позволява да се получи оксиден слой, здраво свързан с основния метал;
- легирането на окиса с метал, който има по-голямо химическо сродство към реагента, предизвикващ корозия, води до получаването на защитен оксиден слой с добри защитни свойства към този елемент;
- защитните свойства на сложните оксиди са толкова по-големи, колкото по-малък е йонният радиус на легиращия елемент в сравнение с йонния радиус на желязото. По-малкият радиус води до намаляване параметъра на решетката, а оттам и намаляване скоростта на дифузия на реагента, от който се предпазва основния метал.

*Извод:* Съществува технологична възможност за замяна на токсичните и канцерогенни процеси –TENIFER с процеси съчетаващи газово карбонитриране и парна оксидация за нуждите на практиката.

[A14] Русев Р. Д, Ж. К. Димитров, **П. Н. Петров**, "Развитие на научните аспекти при изследването на дифузионните слоеве, получени при температури на азотиране и карбонитриране под 450°C" – АМО Кранево 2009, стр. 133-138, ISSN-1313-4264

При азотиране или карбонитриране под 450°C на стомани високолегирани с хром, в твърдия разтвор, който може да бъде както  $\gamma$ , така също и  $\alpha$ , е възможно да се разтворят големи количества азот и /или въглерод, при което той става мртастабилен. Тази метастабилност е причина за отделянето на хромови нитриди, които са определящи за изменението на физико-механичните свойства на дифузионния слой. Доколко и в каква степен протича този процес на отделяне при тези температури, се анализира в настоящия доклад. В литературата няма единомислие относно фазовия строеж на така формирания слой, който определено се различава от слоя получен при конвенционалното азотиране (над 450°C) Авторите на статията, съобразявайки се с общите теоретични постановки от теорията на фазовите превръщания, подкрепени със собствени изследвания, излагат вижданията си за морфологията на така формираните нитридни слоеве.

Някои от установените експериментално факти са :

- Освен повишена твърдост и вътрешни натискови микронапрежения е налице пълна наследственост спрямо основната структура на стоманата и специфична пластинчата субструктура в слоя. Това показва, че кристалът на аустенита се съхранява в слоя, но с нова силно издребнена и строго ориентирана субструктура;

- Независимо от голямата структурна и субструктурна наследственост на нитридният слой с аустенитната матрица на стоманата, се формира ясно изразена фронтална граница, свидетелстваща за концентрационен скок на дифундиращият елемент (азота). На самата граница се регистрира тънък хомогенен слой от фаза с неизвестен състав. Всичко това е доказателство за реакционен характер на дифузията, както и за известно структурно обособяване на фазите в слоя;

- При формиране на нитридният слой на дуплексни стомани, фронталната граница разделяща слоя от стоманата има различен строеж в аустенитната и феритната фаза, като в аустенита тя е рязка, а във ферита по-размита;

- модифицираният нитриден слой променя структурата си в рамките на дебелината си, изразяваща се в: поява на порестост по границите в приповърхностните зони, намаляване на феритните участъци към повърхността на слоя за дуплексни стомани, което е в съответствие с доказаната в литературата склонност на нитридните слоеве към порообразуване от рекомбинация на азота, както и възможността за полиморфно превръщане  $\alpha \rightarrow \gamma$  при азотиране на дуплексните стомани;

- При на аустенитен прах с аналогичен химичен състав на стомана AISI 316 се установи почти пълното му превръщане с фазов състав, съответстващ на модифицираната структура на нитридният слой за стоманата.

Заклучение:

Свърхнискотемпературното азотиране на корозионноустойчивите аустенитни и дуплексни стомани при температури малко над и под 400 °C създава термодинамични условия за протичане на дифузия на азота в легираните аустенит и ферит, като силно ги пресища. Отделянето на хромовите карбиди при тези температури е в стадий предотделяне, при който аустенита се модифицира, като концентрационно се разслоява по отношение на хрома и азота, образувайки пластинчати кластери в зависимост от големината и ориентацията на неговия кристал.

[A15] Dimitrov D.M., **P.N. Petrov**, "Case Hardening of Sintered Steels Based on AstaloyCrM(Fe-3Cr-0.5Mo) Powder Grade in Nitriding and Carbonitriding Atmospheres", VI International Conference "Strategy of Quality in Industry and Education", "Proceedings" v.1(1), June 4-11, 2010, Varna, Bulgaria, pp 586- 592

В днешно време много структурни компоненти, дори и високо натоварени, може успешно да бъдат заменени от спечени такива. Праховата металургия (PM), като формообразуваща технология, е много рентабилна за масово производство на стоманени изделия, особено след като наскоро бе разработен клас ниско легирани с Cr и Mo прахове. Хромът е няколко пъти по-евтин в сравнение с традиционните легиращи елементи като Ni и Si. Основният недостатък на тези прахове е тяхният висок кислороден афинитет. Използването им за изделия от типа зъбни колела може да се подобри чрез различни варианти на уякчаване. Анализирайки някои проблеми свързани с предлаганите в литературата технологии за уякчаване на порестите сплави от този тип, авторите си поставят целта да проверят възможностите за уякчаване на прахово-металургичната сплав AstaloyCrM +C в насищащи с азот и въглерод атмосфери В първоначалните спечените проби от предварително приготвена сплав AstaloyCrM (Fe-3% Cr-0.5% Mo) като основа е използван прах -Hoganas-AB клас. Сместа е получена с добавяне на естествен графит и 0.6% лубрикант "Kenolube". Пресовани са правоъгълни пробни тела  $30 \times 12 \times 6 \text{ mm}^3$  (пресовани при 800MPa и спечени при 1140°C в атмосфера съдържаща 85% N<sub>2</sub> + 15% H<sub>2</sub>. След синтероването е получена плътност 7,2 g/cm<sup>3</sup>, като са подготвени пробни тела със съдържание на въглерод от 0,15% и 0,3%. Проведено е химико-термично обработване в три варианта – азотиране при 750 и 800°C в среда от амониак с продължителност 60 мин. и нитроцементация при 875°C, с продължителност 20 мин., в среда получена от метанол с добавен ацетон (като въглеродосъдържаща добавка) и карбамид (като азото съдържаща добавка).

Установено е, че нитроцементацията е ефективен процес за повишаване на повърхностната твърдост на славта. За проверка окисляването на структурата в този случай е направен рентгеноструктурен анализ след механично отнемане, чрез шлифване, на 50 µm от дебелината на повърхностния слой. В рентгенограмата не се наблюдават пикове на окиси, което означава, че няма окисляване на структурата в дълбочина.

След анализ на резултатите, са формулирани изводите:

- в резултат от азотирането при 750°C е получен повърхностен слой с твърдост и дебелина около 50 µm, и е отчетено понижаване на якостта на сплавта, поради намаляване на твърдостта на основния материал. Процес от този тип може да се препоръча за детайли с по-ниска плътност и по-малка дебелина, за който газовата атмосфера би могла да насити цялото им напречно сечение.

- След нитроцементацията е постигната твърдост 55-60HRC. Въпреки че има известно количество карбиди в повърхностния слой, не се наблюдават карбидни или оксидни мрежи. Структурата на повърхностния слой е високовъглероден мартензит с твърдост над 800HV<sub>0.05</sub>, а в сърцевината е формиран нисковъглероден мартензит с твърдост 500-600HV<sub>0.05</sub>. Намаляването на времето на насищане от 20 на 15 или дори до 10 мин., ще доведе до получаването на структура без карбидни частици, без да се понижат твърдостта и якостта получени за сплавта.

- Получените деформации са подобни на описаните в други предлагани процеси за уякчаване на тези сплави.

[A16] Русев Р.Д., В.Тошков, Ж. К. Димитров, Е. В. Русева, **П. Н. Петров**, М. Г. Йорданов, „Върху някои структурни и физико-механични характеристики на “S”-нитридните слоеве”- Част 1. АМО, Варна 2010, стр. 156-161, ISSN-1313-4264

Установената възможност за дифузионно формиране на навъглероден и азотиран уякчен слой на високолегирани корозионноустойчиви аустенитни и дуплексни стомани при температури под 450°C, с което се запазва основното им качество на висока корозионна устойчивост, през последните години представлява интерес, не толкова в технологично отношение, колкото в изучаването на морфологията на така получените слоеве. В това отношение не правят изключение и авторите на настоящата работа. Използвайки дългогодишния си опит по изследването и внедряването на йонното азотиране и газовото карбонитриране, съответно лабораториите в ТУ-София и ТУ-Варна обединиха усилията си по тази нова тематика. Първата съвместна работа беше публикувана през 2007 год, а през 2009 година на конференцията АМО'09 бяха представени последните до този момент съвместни изследвания относно S-нитридните слоеве. След това изследванията продължиха, получиха се нови факти и отговори на редица въпроси, които тогава бяха все още непотвърдени. Тези факти дават основание на авторите с настоящата работа да дадат по-точен отговор на основния въпрос: “Нитридният слой, получен при температури под 450°C, е вид състояние на аустенита или се изгражда от нова фаза, означена като S-фаза?”. Очевидно е от самото заглавие на статията, че те поддържат второто схващане. Освен това, тези факти са изложени в необичайна спрямо общо приетата форма на научна статия, която се изразява в това, че авторите формулират най-важните дискуссионни въпроси и дават своя отговор на тях, като излагат и дискутират някой свой резултати, отнасящи се до морфологията на “S” нитридните слоеве. На базата на проведен микроструктурен анализ (включително на коси шлифове, подходящи за изучаването на тънки слоеве), както и на проведен послоен фазов анализ, са дискутирани резултати свързани с морфологията, механизмите на формиране и пластична деформация на “S”- фазата, както и дифузионните процеси на изграждането и, по следните поставени въпроси:

1. Защо “S” нитридните слоеве се изграждат на аустенитна, а не на феритна основа?
2. На какво се дължи структурната наследственост на S нитридните слоеве от структурата на аустенита в стоманата?
3. Каква е природата на пластинчатата субструктура на S-фазата?
4. Съществува ли дифузионна зона под слоя от S-фаза?

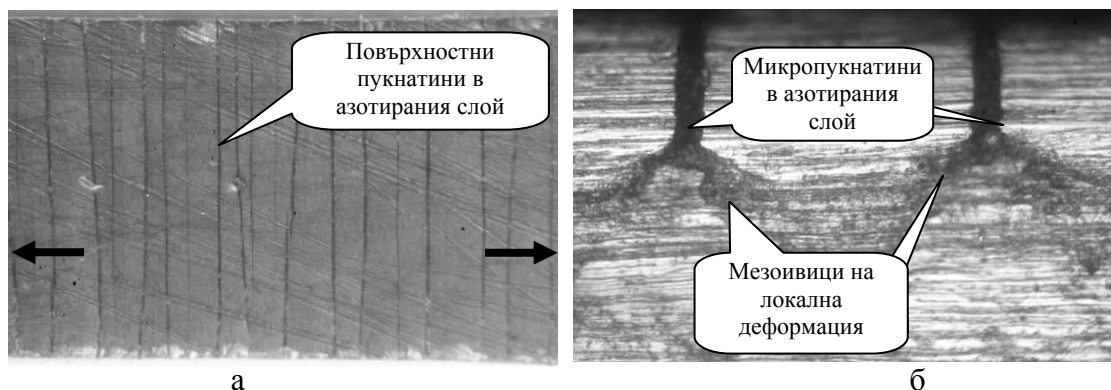
Формулирано е заклЮчението: Азотирането, респективно карбонитрирането, при температури под 450°C на високолегирани неръждаеми стомани от аустенитен и аустенито-феритен клас води до изграждането на еднофазен нитриден слой вследствие на модифицирането на аустенита в ново фазово състояние (S-фаза), характеризиращо се с изоморфна на аустенита кристална решетка, но с определен интервал. Хромовите атоми в РЦК решетката на S-фаза се преподреждат, в съответствие с позициите на внедрените азотни атоми в нея, образувайки кластери, в резултат на което кристалите на тази фаза се субструктурират чрез вторично двойникуване.

[A17] Русев Р.Д., В.Тошков, Ж. К. Димитров, Е. В. Русева, **П. Н. Петров**, М. Г. Йорданов , „Върху някои структурни и физико-механични характеристики на “S” - нитридните слоеве”- Част 2. АМО Варна 2010, стр. 162-167, ISSN-1313-4264

В настоящата работа се излагат и анализират някои от най-новите резултати на авторите относно структурната стабилност, модула на еластичност и корозионното поведение на “S”-нитридните слоеве за няколко типа стомани (AISI 316, SAF 2205 и 1Ch18N10T) спрямо конвенционалните нитридни слоеве за същите стомани. Установено е, че особенният характер на посочените характеристики на “S” – нитридните слоеве се дължи на две основни причини: изоморфността на S-фазата спрямо аустенита и ограниченото отделяне или пълно отсъствие на хромови нитриди. Работата е структурирана в две части, като в тази част- 2, се третират особеностите на физико-механичните свойства и механизмите на разрушаване на този тип слоеве. Представени са резултати и са дискутирани въпроси :

1. Относно твърдостта
2. Относно модула на еластичност на S–фазата
3. Относно остатъчните макронапрежения
4. Относно механизма на разрушаване
5. Относно корозионните свойства

Анализирани са резултати от получената микротвърдост и модул на еластичност с помощта на метода на “FISCHERSCOPE” А механизма на разрушаване е проследен при изпитване на опън на пробни тела след химико-термично обработване. В тази връзка са наблюдавани някои характерни особености :



Образуване на повърхностни пукнатини при опън на азотирана стомана  $X2CrMoSiS 18-2-1$  (а) и разпространение на мезовици на нееластична деформация на границата “повърхностен слой - основна матрица” (б)

След анализ на резултати от проведените в работата изследвания е формулирано заключението:

Високият фазов напрегнатост на S-фаза, произтичащ от нейната морфология е причина за високата ѝ твърдост и значителните остатъчни натискови напрежения, които обуславят специфичния характер на разрушаване. Изоморфността на S-фазата с аустенита и непосредственото участие на хромовите атоми в изграждане на кристалната и решетка са причина за запазване на относително високата корозионна устойчивост на S-нитридните слоеве.

## **Б.ПУБЛИКАЦИИ ИЗВЪН ГРУПАТА РАВНОСТОЙНИ НА** **МОНОГРАФИЧЕН ТРУД**

### **I. Статии в рецензирани научни списания и годишници в България, общо 10 броя**

[Б1]. Русев Р.Д., П. Д. Дичев, К. Д. Камбуров, П.Н. Петров, Е.В.Русева, Възстановяване на съдове под налягане от стомана 38ХНЗМА, Годишник на ТУ-Варна, 2001г., стр.16-21, ISSN 1311-896X

Основната задача формулирана от авторите е изследване възможността за възстановяване на съдове работещи под налягане ( $p \leq 200 \text{ atm}$ ) от средновъглеродна, среднолегирана стомана 38ХНЗМА. Проведените в работата научни изследвания са част от комплексна задача, отнасяща се до възстановяването и ремонта на серия от съдове, работещи при високи хидравлични налягания. За възстановяването им най-често се използва електродъгово наваряване. Изследванията са проведени в три последователни етапа: 1) Наваряване върху образци от посочената стомана при различни температури на предварително подгриване; 2) Наваряване на стоманата с две марки електроди ("WELDSTEEL-303", САЩ и „ЭА 395-9, Русия) с предварително подгриване и следваща термообработка; 3) Изследване на образци с наварен метал след стендови изпитания, при условия близки до експлоатационните.

В тази работа е обхванат първият етап.

Изследвани са три температурни интервала, 20 °С, 200-250 °С и 280-300 °С. Наваряването е извършено само с електроди "WELDSTEEL-303", като е избран диаметър на електродите 3,25 mm, заваръчен ток 100-110 А и напрежение 24-26 V. Проведен е структурен анализ на навареното съединение и са определени механичните характеристики на основния материал (изпитване на опън) и ударната жилавост на навареното съединение. След анализ на резултатите са направени следните изводи:

- В навареното съединение отсъстват макродефекти (пори, пукнатини и неметални включвания), които да го правят опасно за конкретния случай;
- независимо от рязкото разграничаване на наварения от основния метал, връзката между тях е качествена и в процеса на изпитания (статични и динамични) не е регистриран случай на концентриране и протичане на разрушаване на границата между двата метала;
- Структурата и свойствата на основния метал проявяват стабилност при нагриване до 550°С, което позволява да се прилага предварително подгриване;
- Високата прокаляемост на стоманата, при свободно охлаждане на въздух след наваряването, предизвиква формиране на закалена зона в зоната на термично въздействие с твърдост от 500-600 HV<sub>5</sub>. Това закаляване не се предотвратява при предварително подгриване. Температурата на последното оказва влияние само на структурата на мертензита и върху степента на нискотемпературно самоотвърщане.
- Образуването на закалена зона около наварения метал намалява ударната жилавост, окрепостява метала и концентрира разрушаването в себе си, което показва, че този технологичен проблем не може да бъде решен единствено чрез прилагане на предварително подгриване;
- Препоръчително е следващият етап на изследването да бъде насочен в посока предварително подгриване и съпътстващо нагриване в процеса на наваряване, с последващо регулируемо изотермично охлаждане.

[Б2] Русев Р.Д., К.Камбуров, **П.Петров**, Е.Русева, Р.Петкова, Ж.Димитров, Влияние на структурното и субструктурното състояние на топлоустойчива стомана 12Х1МФ върху нейните механични и експлоатационни качества, Годишник на ТУ-Варна, 2001г., стр.633-640, ISSN 1311-896Х

Един от проблемите в топлоенергетичните централи е свързан с оценка на остатъчния ресурс на материалите, използвани в различни енергетични съоръжения . Широко използван материал в тази област е топлоустойчивата стомана 12Х1МФ, от която се изработват различни типоразмери тръби и други изделия за топлоенергетиката. Разчетите на остатъчния ресурс на материалите са свързани пряко с изменението на механичните им свойства и структурното им състояние в процеса на експлоатация. В настоящата работа авторите си поставят за цел: да изследват измененията в структурата и субструктурата на 12Х1МФ, както след продължителна експлоатация , така и след кратковременни (до 10часа) прегрявания до температури в различна степен превишаващи максимално допустимата за тази стомана температура от 600°С; да анализират връзката структура – свойства, в различните структурни състояния на стоманата; на базата на получените резултати да анализират вероятните причини за възникнали аварийни ситуации в някои обекти от българската енергетика.

Изследване на някои от посочените параметри на стоманата след прегряване бе проведено върху 6 бр. образци. Първият от тях е с традиционната термична обработка преди експлоатация, а следващите със съответно прегряване над максимално допустимата температура: вторият – до 600°С; третият до 650°С; четвъртият до 700°С; петият до 750°С и шестият до 800°С. Продължителността на задържане при всяка температура бе 6 часа. Изследвани са микроструктурата, фазовият състав и дюрOMETричните характеристики на някои фази.

Направени са предположения за възможните причини за възникване на аварийни ситуации със съоръжения съдържащи изделия от тази стомана и са формулирани следните изводи:

- аварията възникващи в енергетичните съоръжения от 12Х1МФ могат да бъдат в резултат на всяка една от гореспоменатите причини или комбинация от тях. Най-често влошаването на механичните характеристики поради коагулация на карбидите е съчетано с намаляване на площта на напречното сечение на изделията , предизвикано от интензивна повърхностна, а понякога и интеркристална корозия. Влошаването на механичните свойства предизвикано от прегряване на съоръженията е свързано с многократни аварии в една и съща зона ( зоната на прегряване), като в същата зона се наблюдават отново продукти от интензивна корозия;

- наличието на пет бала допустими структури след термична обработка при производството на изделия от 12Х1МФ, обуславящи различна продължителност на експлоатация до възникване на авария, налага препоръката за провеждане на структурен анализ, като входящ контрол при доставка на този материал за създаването на енергетични съоръжения;

- като входящ контрол би могъл да се използва и рентгеноструктурен фазов анализ, като предпочитания фазов състав е с малки количества свободни карбиди и уширени интегрални максимуми на ферита свидетелстващи за по-пълното им разтваряне. В тази връзка за сравнение могат да се използват представените в настоящата работа резултати от фазовия анализ на стоманата в различните й структурни състояния;

- наблюдаваните изменения в структурата и свойствата на изследваната стомана могат да се мултиплицират и към други перлитни топлоустойчиви стомани с карбидообразуващи легиращи елементи.



[БЗ] Русев Р. Д., П. Д. Дичев, К. Д. Камбуров, **П. Н. Петров**, Е. В. Русева, Изследване на наварени съединения от стомана 38ХНМА след стендови изпитания, близки до експлоатационните, *Машиностроителна техника и технологии*, №1, стр. 60-63, ТУ-Варна, Варна, 2002г, ISSN 1312-0859

Настоящото изследване се явява продължение на изследванията, проведени в предварителни работи на авторите свързани с възстановяване на кородирани съдове работещи под налягане и обхваща следващ етап от работата, а именно: Изследване на образци от стомана 38ХНМА, с наварен метал, след стендови изпитания, при условия близки до експлоатационните.

Изследванията са насочени към евентуално откриване на макродефекти (основно пукнатини) в навареното съединение, следствие появата на еластични и пластични деформации, създадени от напреженията породени от изпитванията. Изследвани са две серии образци, наварени с два електрода (WELDSTEEL-303 и ЭА 395-9) и изпитани при ниско (289 МПа) и високо (750 МПа) хидравлични налягания.

От анализа на макро и микроструктурата на наварените съединения не се установиха елементи и дефекти, които да са основание за окачествяване на съединенията като негодни. Независимо от видимата макропластична деформация на пробите изпитани при високите налягания, не се регистрираха микропукнатини в областта на максималните опънови напрежения (във външните зони на наварения метал) за електрод WELDSTEEL-303 и електрод ЭА 395-9. И за двата вида наварени съединения се установи известно повишаване на твърдостта на повърхността на наварения метал, което е следствие на протеклата пластична деформация от действието на изпитателните напрежения.

Чрез рентгенов дифрактометричен метод ( $\sin^2\psi$ ) в Cr-K $_{\alpha}$  излъчване са измерени остатъчните напрежения в изследваните проби, след стендови изпитания. Измерването на напреженията се осъществява на повърхността в три зони: в наварения метал (в областта на максималните работни напрежения); в зоната на термично влияние и в основния метал (в близост със зоната на термично влияние).

В наварения метал остатъчните напрежения са натискови – за електрод WELDSTEEL-303 (-100МПа), а за ЭА 395-9 (-20МПа). Натискови са напреженията и в зоната на термично влияние. Извън навареното съединение са регистрирани опънови остатъчни напрежения (+120МПа).

Проведените изследвания върху лабораторни образци и пробни тела в условия аналогични на експлоатационните, дават основание да се пристъпи към възстановителни процедури с приложение на технологията на ръчно електродъгово наваряване на поразени от корозия съдове под налягане, изработени от подобряема стомана 38ХН3МА.

За целта е необходимо да се спазват следните технологични препоръки и изводи:

- за възстановителни операции да се използват основно електроди тип ЭА 395-9; (допуска се използването и на електроди тип WELDSTEEL – 303 в случаите, в които се прилага нанасянето на повърхностна корозионна защита).

- наваряването да се извършва с предварително и съпровождащо подгриване на изделието до температури не по-високи от 300°C.

- непосредствено след наваряването е необходимо да се осъществи регулируемо охлаждане, като съпътстващото подгриване да продължи не по-малко от 20 мин., като в този период температурата се поддържа между 350 и 400°C .

[Б4] Русев Р.Д., **П. Н. Петров**, К. Д. Камбуров, Ж.К. Димитров, Я.П.Петрова, Относно някои особености на структурата и свойствата на армировъчни стомани, клас АIII и качествата на заварените съединения, Варна, годишник на ВСУ, т.8, 2002г., стр. 412-419, ISSN 1310-00X

Отразената в доклада работата е анализ на проблем възникнал при необходимост от заваряване на арматурна стомана клас А-III. Причината е доставянето на стоманата от чужди производители и наличието на някои разлики в нормативните изисквания за якост на заварените съединения в различните държави. Доставената от външен производител стомана, по механични показатели съответства на изискванията на БДС4758-84 и тъй като съгласно стандарта е указано, че ако стоманата отговаря на изискванията за механични свойства, то минусовите отклонения на въглерод и силиций не се ограничават, то следва, че отговаря на посочения стандарт и по химичен състав. При външните производители обаче, механичните показатели са постигнати не чрез легиране на стоманата, а чрез термомеханичното и уякчване, като тази технология е широко навлязла в руската и украинската практика.

Структурата на стоманата след този тип обработка е от бейнитен тип и обезпечава якост на опън над 650 МПа, както и особено повишена граница на провлачане – около 450 МПа.

При заваряване обаче, тази структура се явява с влошена термична устойчивост, поради по-малкото съдържание на легиращи елементи и якостта и рязко спада в околосшевните зони, като е невъзможно да покрие изискванията за якост предявени в нашата нормативна документация по въпроса. Потърсено бе технологично решение в посока повишаване на скоростта на охлаждане на съединението.

Направени са следните заключения:

- Арматурната стомана клас А-III често се доставя в уякчено състояние, което гарантира безпроблемното и приемане по отношение на механичните показатели, тъй като задължително този тип стомани се окачествяват и контролират по механични свойства. Това обаче предполага едно по-голямо разсейване в химичния състав и на самите механични показатели, което налага едно по-внимателно сортиране, маркиране и складиране на стоманата, както и по-стриктен контрол на качествата на различните доставки;

- При заваряване на този тип стомани се получава едно по-голямо отслабване в околосваръчните зони, спрямо иначе високата им якост, което се дължи на термично неустойчивия характер на предварително уякчената структура от завода производител.

Този факт не е отчетен в разработената методика за пресмятане и контрол на нормативните показатели за якостта на заварените съединения в Наредбата за изменение на Наредба № 3 от 1994 г., по която у нас те се окачествяват и приемат. Това реално води до невъзможност да се достигнат тези нормативни показатели. Този казус в ГОСТ 10922-90 е решен, чрез окачествяване на якостта на заварените съединения по нормативната якост на стоманата ( $R_m=590$  МПа), а не по реалната и якост;

- Компенсиране на отслабването на якостта на завареното съединение е възможно да се постигне с допълнителна термична обработка, която на практика може да се реализира със скоростно охлаждане (воден душ) на завареното съединение. За да бъдат изпълнени условията за якост на заварените съединения по БДС 4765-75 и Наредба № 3 -94 (ДВ, бр. 97 от 1994 г.) и Наредбата за изменение на Наредба № 3 -94, публикувана в ДВ, бр. 53 от 1999 г., тази допълнителна обработка задължително трябва да се провежда, а ако съединенията се приемат по ГОСТ 10922-90, тя не е необходима.

[Б5] Йорданов М., Д. Цанева, **П. Петров**, М. Илиева, Корозионно поведение на стомана X18H9T с магнетронно отложени покрития от CrN, Механика на машините, кн. 44, стр.83-86, Сливен, 2002г, ISSN 0861-9727

Хромовият нитрид притежава много добра устойчивост срещу окисление, износване и електрохимична корозия, поради което е добра алтернатива на твърдите, но с недостатъчна устойчивост срещу окисление, покрития от TiN, получени чрез PVD –методи, а също и на електролитното хромово покритие.

Целта в представената работа е изследване корозионното поведение в 3 %-ен воден разтвор на NaCl на стомана X18H9T с магнетронно отложени при различни температури и преднапрежения, покрития от CrN.

Върху предварително полирани до  $Ra = 0,05 \mu m$  и обезмаслени в ултразвукова вана образци от X18H9T с размери  $\varnothing 20 \times 3 mm$  по метода на реактивното магнетронно разпрашаване са нанесени покрития от CrN с дебелина 6,5 и 4  $\mu m$ . Покритията са получени в еднокамерна вакуумна пещ с вграден небалансиран постояннотокаов плосък магнетрон. Използвана е синтерована от Cr с чистота 99,998% мишена. Използвани са 6 температури на нанасяне:  $T_s = 450, 500, 550, 600, 650, 850^\circ C$  (при  $U_s = 0V$ ) и 4 преднапрежения на подложките  $U_s = 0, -50, -100, -200V$  (при  $T_s = 500^\circ C$ ).

Определени са повърхностната морфология и фазовия състав на покритията. Изследвано е влиянието на  $T_s$  и  $U_s$  върху електрохимичното поведение на покритата с CrN стомана в 3 %-ен воден разтвор на NaCl в сравнение със същото на непокрита стомана. Дискутирани са механизма на корозия на покритата с CrN стомана X18H9T в 3 %-ен воден разтвор на NaCl, както и влиянието на условията на нанасяне на покритията от CrN върху техните корозионно-защитни свойства.

Морфологията на покритията е изследвана в план и в напречен шлиф с помощта на металографски микроскоп NIKON-ОПТИНОТ при увеличения  $\times 400$  и  $\times 1000$ . Извършен е рентгеноструктурен фазов анализ на покритията с рентгенов дифрактометър ДРОН 4С-01 в  $Co-K_{\alpha}$  лъчение. Корозионните електрохимични изследвания са извършени в моделен 3%-ен разтвор на NaCl при стайна температура по два метода: 1) измерване на свободния потенциал на корозия E и 2) снемане на потенциодинамичните криви на анодна поляризация по триелектродна схема, чрез използване на потенциостат Radelkis OH-405, при скорост на сканиране 60 mV/min в диапазона от -0,6 до +1,5V.

От проведените експерименти и получени резултати са направени следните важни изводи:

- Фазовият състав на покритията от всички режими отговаря на съединението CrN. При повишаване на температурата на отлагане има тенденция към ориентиране на кристалите успоредно на по-плътното направление  $\{111\}$ , а при прилагане на преднапрежение на подложката към направление  $\{200\}$ ;

- При подходящи условия на формиране, покритието от CrN върху стомана X18H9T може да служи, освен за подобряване на механичните характеристики на стоманата, и като защитно покритие, понижавайки скоростта на корозия. Покритията, отложени при  $T_s = 550^\circ C$  и  $600^\circ C$ , а също така и тези, формиращи при преднапрежение  $U_s = -100V$  и  $-200V$  при  $T_s = 500^\circ C$ , подобряват корозионното поведение на стомана X18H9T в 3%-ен разтвор на NaCl.

- Покритията, отложени при  $U_s = 0V$  и  $U_s = -50V$  при  $T_s \leq 500^\circ C$ , и тези при  $T_s = 850^\circ C$ , влошават корозионното поведение на стомана X18H9T в 3%-ен разтвор на NaCl.

[Б6] Русев Р. Д., Пл. Д. Дичев, Б. С. Годоров, Д. Й. Минчева, **П. Н. Петров,**”  
Определяне на технологичните характеристики на електроди за заваряване на стомани перлитен и аустенитен клас”, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки” 2’2005, 1’2006, стр. 25-29, ISSN 1310-5833

В работата са сравнени технологичните характеристики на два типа електроди с базична обmazка-OK67.45 (Швеция) и НИИ-48 (Русия), предназначени за работа с постоянен ток на обратна полярност (DC+) , имащи добри показатели при заваряване (освен на аустенитни и аустенитно-феритни стомани) и на други стомани с ограничена заваряемост, като манганови стомани, закаляеми стомани, стомани перлитен клас и др.

Електродите съдържат 18% хром, 8 % никел и 6% манган. Сравняваните електроди са най-разпространените на пазара от този клас, като единият от тях НИИ-48 е предпочитан заради по-ниската си цена. По химичен състав, хромов еквивалент, никелов еквивалент и позицията им в диаграмата на Шефлер, електродите са аустенитен клас с 5-6 % феритна фаза. За съпоставянето на технологичните характеристики на електродите, за всеки от тях са определени: коефициент на стопяване-  $\alpha_{ст}$ , [g/Ah] ; коефициент на наваряване-  $\alpha_n$ , [g/Ah]; загуби- $\phi$ , [%]; рандеман- R, [%].

При съпоставка на геометричните им характеристики е установено, че електродът OK67.45 е дебелообмазан, а НИИ-48 –средно обмазан.

За определяне на механичните характеристики на електродите (якост на опън-  $R_m$ , граница на провлачане- $R_e$ , относително удължение- $A$ , напречно свиване- $Z$ , ударна жилавост KCU) са извършени механични изпитвания, съгласно БДС 1086-88, БДС 4642-68, БДС 472-77. Пробните тела за изпитване на опън са изработени от метала на шева, като оста им съвпада с оста на шева. Съпоставени са получените стойности за механичните характеристики на електродите и са анализирани получените ломове. За подготвените с двата електрода челни заваръчни съединения са извършени макроструктурен и микроструктурен анализ, като е определено и разпределението на твърдостта HV<sub>5</sub> в отделните зони на напречните сечения на заваръчните шевове. Установена е разлика в получената твърдост, като стойностите при работа с НИИ-48 са значително по-високи. При проведения микроструктурен анализ са регистрирани разлики в структурно отношение в отделните зони на заваръчните съединения изпълнени с двата електрода. Метала на шева е с аустенитна структура и в двата случая, но за НИИ-48 е с по-силно изразен дендритен характер, а при OK67.45 е по-дисперсна. Микроструктурата в зоната на термично влияние също се различава, като при НИИ-48 е бейнито- трооститна, а при OK67.45 е сорбито-трооститна.

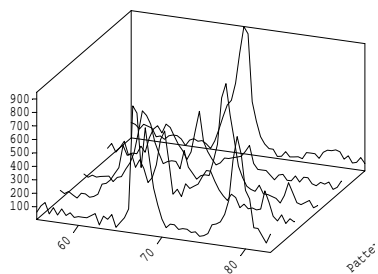
След анализиране на получените резултати са формулирани следните изводи и заключения:

- технологичните характеристики на електродите тип НИИ-48 и тип OK67.45 са с близки стойности, с изключение на отклонения в загубите на метал и в рандемана;
- електродите тип OK67.45 имат по-висок рандеман и по-ниски загуби (и за двата параметъра отклонението спрямо тези на НИИ-48 е около 8 %);
- в случаите когато и двата електрода са дебелообмазани, те могат да бъдат взаимозаменяеми.

[Б7] **Петров Пл. Н.**, „Механични характеристики и фазов състав на 304L след нискотемпературно газово карбонитриране (400<sup>0</sup>С) и изпитване на опън при повишени температури”, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки” 2’2006, 1’2007, стр. 42-47, ISSN 1310-5833

Сравнително нова насока в която се развиват азотиращите технологии за химико-термично обработване на стомани е използването им за повишаване на износоустойчивостта и корозионната устойчивост на аустенитни и дуплексни неръждаеми стомани. Такава възможност при добавяне на хлоросъдържащи съставки в атмосферата предоставят и технологиите за дифузионно насищане в газова среда, сред които и безгенераторната - „Карбонит”, разработена в ТУ-Варна. Споменатите свойства на стоманите от този тип се постигат чрез използването на нискотемпературни режими на насищане при температури по-ниски от 450<sup>0</sup>С. При тези режими на повърхността им се изгражда тънък слой от т.н. „s”- фаза.

Целта в настоящата работа е да се установи, чрез изпитване на опън при повишени температури, стабилна ли е „s”- фазата след кратки термични въздействия при температури до 600<sup>0</sup>С. Представени са резултати в графичен вид-диаграми от изпитване на опън в координати R-ε, дифрактограми от проведения фазов анализ, графични зависимости и хистограми демонстриращи измененията на механичните свойства на стоманата при повишаване на температурата на изпитване на опън, а в табличен вид са посочени и конкретните определени числени стойности за различните механични характеристики. Измененията във фазовия състав са визуализирани и в обща 3-d рентгенограма:



Направени са следните изводи:

- S-фазата получена на повърхността на стомана 304L е нестабилна и дори след краткотрайни термични въздействия във въздух ( $T > 200^{\circ}\text{C}$ ) претърпява изменения.
- Краткотрайни термични въздействия (до 30 мин.) при температура 200<sup>0</sup>С в тези условия водят до промени в напрегнатото състояние на s-фазата, вероятно дължащо се на деазотирането и.
- След краткотрайно нагряване до температура 400<sup>0</sup>С (във въздушна атмосфера) на повърхността на 304L с изградена чрез карбонитриране s-фаза протичат фазови превръщания, водещи до поява на ε-фаза (железен нитрид или комплексен -и с други от легиращите елементи) в наситения повърхностен слой на стоманата.
- След краткотрайно нагряване до температура 600<sup>0</sup>С (около 1h във въздушна атмосфера) получената след карбонитриране s-фаза на повърхността на 304L не се регистрира. Ускореното при тези условия деазотиране на стоманата води до разпадането ѝ на аустенитно-феритна структура на повърхността и с преобладаващо количество на ферита.
- Независимо от фазовите изменения протичащи в карбонитрираната при 400<sup>0</sup>С стомана 304L след краткотрайни термични въздействия, при температури до 600<sup>0</sup>С, якостните ѝ характеристики остават по-големи а пластичните и по-малки от тези на стоманата без проведено химико-термично обработване. При температура 600<sup>0</sup>С механичните характеристики определени чрез изпитване на опън на стоманата преди и след химико-термично обработване на практика се изравняват.

[Б8]. Петрова Я. П., **П. Н. Петров**, „Метали и сплави използвани, като основни елементи на демпфери при строителството на сгради и съоръжения”, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки” 2’2006, 1’2007, стр. 48-53, ISSN 1310-5833

Осигуряването на устойчивост на новостроящи се сгради и съоръжения при земетресения е проблем с непрекъснато нарастваща популярност. Един от различните подходи използвани за решаването му е въвеждането на демпфиращи устройства в конструкциите им. За изработването им, се използват различни материали, сред които и метали, и сплави. В настоящата работа, целта на авторите е да направят кратък преглед кои от тях са най-често използвани, като демпфиращи материали в областта на строителството, както и какви са основните им свойства.

Интересът към темата е предизвикан от изключително широкия спектър на приложимост на демпфиращи сплави за поглъщане на вибрации и шум с различни честоти и амплитуди, възникващи в различни сфери на промишленото производство, за погасяване на сеизмични трептения, шум и вибрации в автомобилите и др. Многото възможности за приложимост на демпфиращи, материали предизвикват и голямо разнообразие в разработваните видове сплави и механизми за осигуряване на висок демпфиращ ефект. Открити са групи материали използвани в конструкциите на демпфери работещи по различен принцип. Механизмите, които осигуряват демпфиращите свойства на металите, най-често споменавани в литературата са: дислокационен механизъм в сплави с ниска точка на топене; хетерогенен механизъм в композитни материали; термоеластичен механизъм – в частични композити напреженията индуцират трансфер на топлина между частиците и матрицата при определена честота на трептене. В краткия преглед на всички видове антисейсмична защита е уточнено, че освен системи за сеизмично изолиране се използват и демпфери, които могат да бъдат пасивно разсейващи или активни, като по-предпочитани от тях са първите основно заради простотата на конструкциите им. От практическа гледна точка, чистите метали със стенно центрирана кристална решетка и ниска температура на топене, са перспективни за използване в сеизмичната защита, в качеството си на работно тяло на демпферите от екструзивен тип. Отразени са и някои специфични свойства и характеристики, които трябва да имат демпфиращите материали от различни по конструкция и принцип на действие демпфери.

На базата на анализирани литературни данни са формулирани следните изводи :

- Металните демпфери, явяващи се част от пасивноразсейващите енергия, са от предпочитаните при антисейсмична защита на сгради и съоръжения;
- По-важни свойства на металите и сплавите свързани с демпфиращата способност на различните видове метални демпфери са пластичност, свръхпластичност, вътрешно триене, температура на протичане на фазовите превръщания при приложени напрежения и др;
- Металите участват и в състава на композитни фрикционни демпфери, като в тези случаи, освен вътрешното триене, съществена роля имат и коефициентите на триене между материалите в композита;
- Често използвани за демпфери в строителството метали и сплави, според литературните източници са: средновъглеродни стомани, олово, сплави на индий и калай, сплави с памет на формата от системите Ni – Ti, Cu – Al и Fe – Mn;
- Интересът към металните демпфери се повишава и поради възможността да бъдат конструирани и предлагани демпфери за защита на стари сгради и съоръжения (архитектурни паметници или със значима архитектурна стойност).

[Б9] **Петров П.Н.**, Оксикарбонитриране на конструкционни стомани в среда от амоняк и въглероден двуокис, Известия на СУ-Варна, серия “Технически науки”, Варна, 2’2008, 1’ 2009, стр.44-50, ISSN 1310-5833

В предходни изследвания е установено, че един от технологичните режими, използван за оксикарбонитриране на армко желязо показва значително повишаване на корозионната му устойчивост в слабоагресивни среди в сравнение с други подбрани технологични варианти на този метод. Поведението на останалите сплави –стомани и чугуни в същите условия, допълнително следва да се изясни.

Целта в настоящата работа е да се получат данни за фазов състав, повърхностна твърдост и дебелина на карбонитридната и дифузионната зони след оксикарбонитриране на традиционно подлагани на карбонитриране стомани – С22, 40Cr4 и 21MnCr5 (по БДС съответно стомани-20, 40Х и 18ХГТ), като за стомана 18ХГТ е посочен аналог с близък но неточен състав, поради което по нататък са използвани старите означения. Да се установят различията в повърхностната твърдост и структурата на дифузионния слой след газово оксикарбонитриране с цел постигане на по-голяма корозионна устойчивост, в сравнение с режимите осигуряващи максимална повърхностна твърдост на насищаните стомани.

Използвана е следната последователност: предварително шлифване на подбрани повърхности от пробите (до шкурка 600) и обезмасляване (с метилов алкохол); химико-термично обработване по два технологични режима (1-оксикарбонитриране в лабораторна пещ 560°C, 4 h в среда от NH<sub>3</sub> и CO<sub>2</sub>, при съотношение 9/8; 2- оксикарбонитриране в лабораторна пещ 560°C, 4 h в среда от NH<sub>3</sub>/CO<sub>2</sub>=9/8 и следващо оксидиране 450°C, 2 h в среда от CO<sub>2</sub>); фазов анализ (извършен с дифрактометър УРС 50ИМ); определяне на повърхностната твърдост HV5; микроструктурен анализ (извършен с помощта на металографски микроскоп НЕОРНОТ 2 и специализирана дигитална камера ProgRes CT3; разпределение на микротвърдостта HV0,05 от повърхността в дълбочина, определена с приставка HANEMAN към металографския микроскоп. След анализиране на резултатите са изведени следните изводи:

- Морфологията на оксикарбонитридния слой на конструкционни стомани в значителна степен се определя от състоянието на ретортата за химико-термично обработване. Препоръчително е за различните му варианти в среда от амоняк и въглероден двуокис да се използват различни реторти.

- При използване на една и съща реторта за различни цели и различни варианти на обработване, за изграждането на по-плътен оксиден слой следва да се извърши допълнително оксидиране в среда от въглероден двуокис.

- Понижаването на повърхностната твърдост при оксикарбонитриране, в сравнение с карбонитриране целящо максимална твърдост, зависи от въглеродното съдържание, степента на легиране на стоманите и провеждането на допълнително оксидиране и варира в широки граници .

- Прилагането на следващо оксидиране води до допълнително понижаване на повърхностната твърдост на стоманите.

- При предложените варианти на оксикарбонитриране оксидния слой е изграден от Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> (магнетит).

**Заклучение:** Еднотипните по морфология и фазов състав слоеве, получени след оксикарбонитриране, в сравнение с предходните резултати получени за технически чисто желязо предполагат, че те също ще бъдат с повишена корозионна устойчивост в слабоагресивни среди, сходна с установената за оксикарбонитрираното армко желязо.

[Б10] Пършоров С., С. Гюров, И. Пършоров, Р. Русев, **П. Петров**, “Продължителна корозионна устойчивост на комбинирани покрития”, XXIV Национална конференция „ Дни на безразрушителния контрол’2009”, Научни известия на НТСМ, бр. 1 (111), 06.2009г., стр. 212-215

Целта на нанасянето на комбинирани окси-карбонитридни покрития върху стоманени повърхности по т.н. **TENIFER** – метод е да се повиши тяхната корозионна устойчивост. Това се свързва с огромен икономически ефект. **TENIFER** - Методът включва процес на карбонитриране в течни цианидни или цианатни вани и последваща оксидация в течни нитратни вани. И двата процеса поддържат особено токсична и канцерогенна работна среда, което е основен недостатък на този метод. На базата на съвместна разработка на ТУ – Варна и Института по металознание „Акад А. Балеvски”-БАН е създаден метод, който заменя „типичния” Tenifer-процес в течна среда с такъв в газова, като се използват: разработената безгенераторна технология за **газово карбонитриране** в ТУ-Варна, която успешно може да замени течната нитроцементация, включена в TENIFER – процеса и разработената технология в ИМет-БАН на базата на парна оксидация, при която могат се получават **многокомпонентни окисни покрития** със структура шпинел, която може да замени течната оксидация.

Като материал на изследване са избрани топлоустойчиви инструментални легирани стомани EURONORM X32CrMoV3.3 и X40CrMoV5.1, предназначени за изработване на инструментални екипировки като кокили за леене на цветни сплави и пресформи за пластмаси. Този тип стомани са предназначени за работа при тежки термоциклични режими. Образците са с цилиндрична форма с диаметър 15 mm и дебелина 3 mm са закалявани в масло и отвърнати 2 часа по стандартни режими до работна твърдост 42HRC -46HRC. След окончателната термична обработка по разработената в ТУ-Варна технология, на образците е извършено газово карбонитриране в активна газова среда - газообразен амоняк и въглероден двуокис при температура на карбонитриране 550°C и време на задържане 6 часа. След карбонитрирането, по разработената технология в ИМет, е извършена оксидация при температура 580°C в продължение на - 2 часа. Като оксидант са използвани водни 1-1,5% разтвори на ванадиеви и/или молибденови съединения.

Експериментите за корозионна устойчивост бяха проведени по стандартизирана методика за продължителни корозионни изпитания, съгласно EURONORM 50905/ част 4. Методиката е подбрана поради факта, че тя се прилага задължително при изпитанията на покритията, получени по TENIFER-метода. Съгласно стандарта, като корозионна среда е използван 3%-разтвор на NaCl и 0,1% разтвор на воден пероксид (H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>). Преди потапянето на пробните тела те се обезмасляват. С аналитична везна се изследва първоначалното тегло на пробата и изменението му на всеки 24 часа в продължение на 16 дни. Изпитанията се извършват при стайна температура. Получените резултати показваха, че:

- Многокомпонентните окисни покрития, получени при оксидация с водни разтвори на ванадиева сол имат съпротивление на продължителна корозионна устойчивост при стайна температура близко до това на карбонитридните и окислени повърхности с водна пара.
- Многокомпонентните окисни покрития, получени при оксидация с водни разтвори, съдържащи молибденова сол, не осигуряват достатъчна защита на повърхностите срещу продължителна корозия при стайна температура и образуването на хематит - Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.



## II. Доклади в международни конференции в България, общо 7 броя

[Б11] Ставрев Д., П. Дичев, П. Петров, Особенности при заваряване на статорни пакети за високомоментни електродвигатели, Научна сесия с международно участие, ВВУ”Н. Й. Вапцаров”, Варна, 1994г.

Основната цел на настоящата работа е създаване на технология за роботизирано заваряване на статорите на електродвигатели тип Н112, Н132 и Н160 в условията на завод „Динамо“-гр. Сливен, като високата производствена програма изисква заваряване едновременно с 2, 4 или 6 дъги.

Проведените изследвания са базирани на прилагането на аргоно-дъгово заваряване. Габаритните размери на статорите за високомоментни двигатели не позволяват якостта на конструкцията да се определя само от заваръчни шевове между статорните ламели, а се гарантира чрез заваряване на шини към ламелите и статорните плочи. Това налага избор на режими при заваряване на ламели при притиснат пакет (напрежение на притискане 80 МРа); при изпълнение на ъглов шев ламели-шина; при заваряване на плоча-шина и при заваряване плоча-ламели, като съответно статорните ламели са с дебелина  $\delta=0,5$  mm, шината с дебелина  $\delta=4$  mm, статорната плоча с дебелина  $\delta=20$ mm.

Извършени бяха предварителни изследвания при различни режими на заваряване в условията на ТУ-Варна. Допълнително в условията на завод „Динамо“ –гр. Сливен, при окомплектоване на автоматизирания модул за заваряване, бе установен следният оптимален режим:  $I_p=150$  А,  $V_3=11$  m/h, при задържане в началото на заваряване на дъгата върху статорната плоча за време 3 s, достатъчно за подгриване на плочата и формиране на заваръчна вана. Заваръчните шевове се полагат вертикално, при движение на горелките отдолу нагоре. След успешното решаване на някои технологични проблеми свързани с необходимостта за заваряване на различни по химичен състав материали –статорни ламели, шина от нисковъглеродна стомана и плоча от лята стомана с негарантиран химичен състав и др., бе окомплектован автоматизиран модул за заваряване на статорни пакети включващ: робот тип „Портик“; система за управление ЗИТ 500М; захранващ блок с 6 инверторни източника ИТЗ 250, осигуряващи максимален заваръчен ток 250 А при напрежение на дъгата 30V ; палетни станции за притискане на пакетите, окомплектовани с хидравлични цилиндри и хидравлична станция с работно налягане 160 atm; фундаментна плоча за набиране на пакетите; блок дежурни дъги; източник за ръчно аргонодъгово заваряване, захранващо табло.

В заключение са направени следните изводи:

- създадена е технология с използването на роботизирана система за заваряване на едрогабаритни статорни пакети за високомоментни електродвигатели при едновременна работа на ВИГ–горелки по схема 4-2 при разход на аргон  $5$  dm<sup>3</sup>/min за горелка;
- якостта и качеството на получените заваръчни шевове отговарят на изискванията на конструктивната документация за статорни пакети Н112, Н132 и Н160, а постигнатата производителност, удовлетворява производствената програма;
- създадената технология е внедрена в условията на завод „Динамо“ –гр. Сливен след предварително изработена пробна серия от 300 броя статорни пакети, доказала предимствата на технологията във връзка с подобряването на експлоатационните характеристики на получените електродвигатели.

[B12] Тонев Б., **П. Петров**, Остатъчни напрежения при газопламъчно напластяване по „Студен метод“, Научна сесия, Сливен, 1994г., Доклади том 2, стр.187-192

В настоящата работа поставената цел е определяне на остатъчните напрежения в основния материал и покритието, след газопламъчно напластяване. Покритията са нанесени по „студен метод“ с помощта на газова горелка, конструирана за работа с пропан-бутан и кислород. Формирането на покритието след напластяване способства за реализиране на определено вътрешно напрегнато състояние, което обуславя по-нататъшните свойства на системата покритие-основен метал. Именно това налага изследванията в тази насока.

Напластяването по „студен метод“ се извършва след предварителна подготовка на повърхността на образците, включваща: нарязване на накъсана резба; пясъкоструйна обработка за да се повиши якостта на сцепление между покритието и основния метал. За нанасяне на покритието бе използвана апаратура за газопламъчно напластяване посредством горивна смес от пропан-бутан и кислород, състояща се от двуйнжекторна горелка с принудително инжектиране на горивен газ и прах за напластяване и апаратура, осигуряваща притока на пропан-бутан и кислород с необходимите параметри. Напластен бе прах на никелова основа от типа ПН-2.

За определяне на остатъчните напрежения бяха използвани два метода, като за тези в покритието бе използван метода „ $\sin^2\psi$ “ от рентгеноструктурната дифрактометрия и бе извършено за напластено пробно тяло с размери  $\varnothing 22 \times 25$ , с помощта на дифрактометър УРС-50ИМ в Fe- $K_{\alpha 1}$  излъчване при автоматично записване на рентгеновите линии на диаграмна лента. За определяне на напреженията е използвана линия (311) на Ni с ъгъл на отражение  $\theta_{311} = 64, 90^\circ$ . Отраженията бяха снети при ъгъл  $\psi = 0; 35$  и  $45^\circ$ . Обработката на дифракционните максимуми бе извършена по метод на Кукол, а при пресмятанията на напреженията са използвани стойности за еластичните константи за Ni,  $E = 2,15 \cdot 10^{11}$  Pa и  $\mu = 0,3$ .

Определянето на остатъчните напрежения в основния метал бе извършено по метод на „Закс“. Като бе използвана тензометрична уредба, тип ТТбс, монтирана към струг С5М, чрез който бе извършено разстъргването на пробните тела изисквано при този метод. Използвани бяха цилиндрични, кухи пробни тела с размери  $\varnothing 27 \times \varnothing 23 \times 70$ , върху чиято външна повърхност бяха залепени полупроводникови датчици от типа WDH121 и WDH221. По този метод са определени тангенциалните и осевите остатъчни напрежения в основния материал.

Характерът на разпределение на остатъчните напрежения в покритието показва, че те са натискови и по абсолютна стойност се вменват в диапазона от -118 до -50 МПа. Относително равномерното разпределение на напреженията до около 0,8 mm дълбочина на слоя, може да се обясни с факта, че покритието се нанася на слоеве, като всеки е с дебелина 5-15  $\mu\text{m}$ , като по този начин се намалява скоростта на охлаждане на предходно нанесените слоеве, а с увеличаване на дебелината на покритието, остатъчните напрежения в него се преразпределят.

Характерът на разпределение на тангенциалните остатъчни напрежения в основния материал, показва, че те са опънови и са в границите 3,87 до 100 МПа. Причина за това вероятно е ниската температура до която се нагрява основния материал (около  $200^\circ\text{C}$ ), в сравнение с материала на покритието. След охлаждане се фиксират опънови напрежения в основния материал, които имат термична природа. Като заключение е направено предположението, че при газопламъчно напластяване по „студен метод“, посредством горивна смес от пропан-бутан и кислород, изменението на механичните характеристики на основния метал няма да бъде повече от 15 %-та.

[Б13] Русев Р.Д., С.С. Малинов, **П.Н. Петров**, Г. Мугрев , Анализ на причините за разрушаване на корабни валове, Юбилейна научна сесия '97 "35 години ТУ-Варна" - предадена за печат; XIII Национална конференция по безразрушителен контрол с международно участие, Созопол, 10-12.06, 1998, Сборник с доклади, стр. 170-179, ISSN 1310-3646

Отразената в доклада работа е свързана с проблем възникнал след преоборудване тип „река-море“ на кораб М/к „ГИРВАС“, изразяващо се в скъсяване на корпуса и модернизация, съгласно изискванията на Руския Морски Корабен Регистър за придобиване на клас 2СП. След около 22 месеца експлоатация, след преоборудването, възниква авария, при която корабът изгубва десния си винт.

Целта на работата е установяване на причините за разрушаване на вала. Изследванията включват: микроструктурен анализ; рентгеноструктурен фазов анализ; фрактографски анализ; спектрален анализ; дюрометричен анализ (HV0,2, HV10, HRC) и определяне механичните свойства на материала при изпитване на опън (Re, Rm, A, Z).

При фрактографския анализ бе установено, че: ломът на вал 1 е от уморно разрушаване в условията на циклично променящи се усукващи напрежения и едновременно протичаща корозия; в процеса на умора се зараждат две конкуриращи се магистрални пукнатини, ориентирани под 45° спрямо оста на вала, които се зараждат в основата на шпоначния канал; в огнището на зараждане на уморните пукнатини и на двата вала са установени зони с нехомогенна структура, получена вероятно от наваряване на допълнителен метал по термичен път; по коничната повърхност и особено в дъното на шпоначния канал и по прехода с неръждаемата лагерна шийка са регистрирани дълбоки следи от галванична корозия, които свидетелстват за нарушена хидроплътност и разхлабена сглобка с винта.

Анализирайки всички резултати авторите стигат до извода, че причините за разрушаване на корабния вал са комплексни и не може категорично да се посочи основната причина. Акцентирано на следните причини :

- разликата в електрическите потенциали на материала на облицовъчните втулки и металната (бронзова) гривна на носовото уплътнение на винта в съприкосновение с морската вода, са причина за протичането на галванична корозия. Бързината на нейното развитие се облагодетелства от последващото попадане на вода в областта на прехода на наварената хромникелова част на вала и основния му материал, който има още по-голям отрицателен потенциал:

- протичащата корозия предизвиква пръстеновидно разхерметизиране на конусното съединение и създава електрохимична (галванична) двойка вал-винт. Започва бърза корозия по работните повърхности на вала и шпонката, при което се създават допълнителни динамични натоварвания и поява на уморни микропукнатини:

- с времето, под едновременното въздействие на корозионния ефект и непрекъснато повишаващи се циклични тангенциални натоварвания, подложеният на умора вал се разрушава:

- корозията е облекчена от липсата на подходяща протекторна защита. Допълнително изработената шпонка и повърхностните дефекти, получени вследствие на корозията са ефективни концентратори, спомагащи за появата на уморната пукнатина в най-натовареното сечение на вала, разположено в дъното на канала на шпонката, където е регистрирана и нехомогенна структурна зона.

В заключение са отправени някои препоръки към извършващите преустройство на кораби от типа „река-море“.

[Б14] **Петров П.**, Русев Р., Димитров Ж., Петкова Р., Структура на карбонитридни слой на 08X18N10 след газово карбонитриране в среда от амоняк и въглероден двуокис с добавка на хлоросъдържащи съединения, Габрово, 20 години катедра “Материалознание и технология на материалите“, сборник научни трудове март‘ 2001, стр.247-252

Аустенитните хром-никелови корозионноустойчиви стомани намират широко приложение в химическата и хранителновкусовата промишленост. В някои случаи за изработените от тях детайли, освен корозионна устойчивост, се изисква и повишена износоустойчивост. Една от малкото възможности за повишаване на твърдостта и износоустойчивостта им е азотирането (карбонитрирането). В настоящата работа авторите си поставят за задача да изследват възможностите на един от разработените у нас методи за комплексно насищане на стоманите с N и C в среда от амоняк и въглероден двуокис (*CARBONIT*) за тази цел. Режимите на насищане са проведени в температурния интервал от 520-720 °C, като всеки процес е с продължителност 4 часа. Изследвани са повърхностната твърдост, разпределението на микротвърдостта по дълбочина на слоя, фазовият състав на повърхността и микроструктурата на дифузионния слой.

Някои от направените изводи са:

- при всички изследвани режими са регистрирани  $\epsilon$  и  $\gamma'$  фази, но съотношението между тях се променя в зависимост от температурата на насищане – от 520 – 670°C интензитета на линиите на  $\epsilon$  фазата непрекъснато намалява, а на  $\gamma'$  нараства, което вероятно се дължи на понижаването на азотния потенциал на атмосферата с повишаване на температурата.

- при по-ниските температури в повърхностния слой се регистрира и  $Fe_3C$ , като интензитета на линиите му е най-значителен при 570 °C. На това вероятно се дължи високата микротвърдост на повърхностния слой, както и наличието на откъртвания в него при тази температура на насищане. Откъртвания от този тип при 520°C не се наблюдават вероятно поради наличието на известни количества от сравнително по-пластичната  $\gamma'$  фаза.

- с повишаване на температурата на насищане повърхностната твърдост на стоманата непрекъснато нараства, като този процес е по-интензивен в диапазона 520 – 620°C, след което интензивността рязко намалява. Проведеният фазов анализ показва че нарастването на повърхностната твърдост  $HV_5$ ,  $HV_{10}$  при режимите проведени над 620 °C се дължи преди всичко на нарастване дълбочината на дифузионния слой, а не на формирането на нови твърди фази.

Формулирани са следните заключения:

- въвеждането на хлоросъдържащи съединения в пещното пространство позволява получаване на по-равномерни карбонитридни слоеве, както и значително да се ускори процеса ГКН на аустенитните хромникелови стомани.

- препоръчителен режим за ГКН на разглежданите стомани е проведеният при температура на насищане 620°C, тъй като при него се постига сравнително висока повърхностна твърдост и дълбочина на дифузионния слой при по-малки енергийни разходи спрямо режимите при по-високи температури. При този случай не се наблюдават и дефекти в повърхностния слой.

- при дифузионно насищане на стоманите от типа 08X18N10 с азот и въглерод, легиращите елементи водят до повишаване на температурата на евтектоидно превръщане в сравнение със системите Fe-N-C и Fe-N.

[B15] Русев Р.Д., П. Д. Дичев, К. Д. Камбуров, **П.Н. Петров**, Е.В.Русева, Наваряване на стомана 38ХН3МА с електроди аустенитен и аустенито-феритен клас, МНК УНИТЕХ`01, Габрово, 22-23.11, 2001г.; Машиностроителна техника и технологии, №1, стр. 75-77, ТУ-Варна, Варна, 2005г, ISSN 1312-0859

Настоящата работа се явява продължение на изследванията проведени в предварителни разработки на авторите. Основната задача поставена за разрешаване в нея е: Наваряване върху образец от стомана 38ХН3МА с два вида електроди (паралелно), (“WELDSTEEL–303”, САЩ и ЭА359-9, Русия) с прилагане на предварително подгриване и последваща термообработка, и съпоставяне на получените резултати. Изследвани са няколко технологични варианта на наваряване, различаващи се по температурата на предварително подгриване и по начина на охлаждане след наваряване.

На базата на положителните констатации направени в предварителни разработки, при един от вариантите, всички образци предварително се подгриват до температура 280-300<sup>0</sup>С. След наваряването се осъществява термообработка (отвърщане), като образеца се загрява до 550<sup>0</sup>С в електросъпротивителна пещ и задържане в пещта при тази температура един час. В резултат на това се получава: намаляване на твърдостта в ЗТВ и значителното и доближаване до твърдостта в основния метал; понижаване на твърдостта на основния метал (280-290 HV5); понижаване на твърдостта в наварения метал до 240 HV5.

Резултатите дават основание да се направи заключение, че допълнително нагриване на навареното съединение до 550<sup>0</sup>С води до изравняване на структурата и свойствата на основния метал и ЗТВ.

Изследванията на всички образци показаха, че наварения метал получен при паралелната работа с двата електрода (режимите на работа са едни и същи) имат еднакъв макростроеж, т.е., липсват пукнатини, отсъстват крупни шлакови и окисни включвания и не съществува рязка граница между ЗТВ и основния метал. Разлика съществува в микроструктурата, а именно: наварения метал с “WELDSTEEL –303” има двуфазен състав (А+Ф), а с ЭА359-9, еднофазен (А); твърдостта на наварения метал с “WELDSTEEL –303” (230 HV5) е по-висока от тази получена с ЭА395-9 (170 HV5); ударната жилавост на наварения метал с “WELDSTEEL –303” е по-ниска от тази на наварения метал с ЭА359-9; ломът на наварения метал с ЭА359-9 е по-еднороден и по-пластичен; структурата на наварения метал (и за двата електрода) има дендритен характер, но се отличава по наличието (за “WELDSTEEL –303”) и отсъствието (за ЭА359-9) на ферит в междудендритното пространство. Регистрираният фазов състав на наварения метал показва, че феритът за електрод “WELDSTEEL –303” достига до 50% .

След анализ на резултатите и от другите използвани технологични варианти са направени следните изводи :

- от изследваните два електрода, по-хомогенна и еднофазна аустенитна структура в наварения метал се получава за електрод ЭА 395-9.
- за постигане на незакалена ЗТВ е задължително да се извърши регулируемо охлаждане с предварително подгриване до 350-400<sup>0</sup>С, с продължителност не по-малка от 30 мин.
- възможно е провеждане на подгриване и следваща термична обработка на навареното съединение, заключаваща се в отвърщане при температури 500-550<sup>0</sup>С със задържане около 30-40 мин

[B16] Russev R. D., R. Petkova., **Pl. Petrov**, G. Dimitrov, K. Kamburov, Study of the structure changes in low alloyed Cr-Mo-V steel, after izothermal heating at 700°C, Meet/Marind`2002, v5, p.215-219 7-11.10.2002, Varna, Bulgaria, ISBN 954-20-0215-7

Интересът към нисколегираната стомана 12Cr1MoV, обект на изследване в представената работа, е предизвикан от факта, че тази стомана е една от най-полезните ферито-перлитни топлоустойчиви стомани със специално приложение в Българските електроцентрали. Легиращите елементи (хром, молибден и ванадий) формират структура, позволяваща тази стомана да работи до температури 500-550°C 100 000 часа, или повече.

При още по продължителна експлоатация на стоманите от този тип настъпват промени в структурата и субструктурата им. Формират се отделения във ферита, коагулират и сфероидизират карбидите в структурата им, формират се и нарастват пори по границите на зърната. При отделянето на легиращите елементи от ферита започва и формирането на техни карбиди, като всичко това води до влошаване на якостните характеристики и на топлоустойчивостта на стоманите.

Целта на работата е да се изследват измененията в структурата и субструктурата на стоманата след краткотрайни прегрявания на материала над позволените за него експлоатационни температури. При прегряване на стоманата се очаква: сфероидизиране на цементита в структурата и; формиране и отделяне на специфични карбиди на легиращите елементи, като MC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>2</sub>C; понижаване на устойчивостта срещу пълзене и срещу корозия и влошаване на топлоустойчивостта на стоманата.

Прегряване то на стоманата е възможно при възникване на аварийни ситуации. За протичане на структурните промени обаче е необходимо време (тъй като са свързани с протичане на дифузия), което налага да бъде изследвана кинетиката на тези процеси, за да се установи доколко прегряванията за кратко време са допустими. Изследванията са проведени за пробни тела (отрязъци от тръби), прегрети до 700°C, съответно за 24, 48 и 72 часа, като параметрите бяха подбрани по описание на действително протекла авария. За изследване на фазовия състав на карбидните фази в пробните тела, те бяха електрохимично отложени при отрицателна температура (-10° C), като фазовият анализ бе проведен с помощта на дифрактометър ДРОН-4С в K<sub>α1</sub> излъчване на кобалт. Установена бе разлика във фазовия състав на отделената карбидна фаза при различните времена на прегряване: след 24 часа-Fe<sub>3</sub>C+VC+C<sub>23</sub>C<sub>6</sub>; след 48 часа - Fe<sub>3</sub>C+VC+C<sub>23</sub>C<sub>6</sub>+C<sub>7</sub>C<sub>3</sub>; след 72 часа- Fe<sub>3</sub>C+VC+C<sub>23</sub>C<sub>6</sub>+ C<sub>7</sub>C<sub>3</sub> +Mo<sub>2</sub>C. Паралелно с фазовия анализ на карбидната фаза са проведени и микроструктурен анализ на пробните тела след прегряването за различно време при 700 °C, определена е чрез механично изпитване тяхната якост на опън и е проведен дюротричен анализ (HV5, HV0,05). Направено е заключение, че формирането на карбиди при прегряване на стоманата е в следната последователност

(Me<sub>3</sub>C, MC) → (Me<sub>3</sub>C, MC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>) →

(Me<sub>3</sub>C, MC, M<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>) →

(MeC, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>, M<sub>2</sub>C, M<sub>3</sub>C), като

карбиди от типа Me<sub>3</sub>C (Fe<sub>3</sub>C) сфероидизират от ламеларно състояние в перлита, докато другите карбиди сегрегират и коагулират по време на прегряването. Отделянето на легиращите елементи от ферита за формирането на карбиди, след краткотрайните прегрявания, води до понижаване на микротвърдостта му и понижаване якостта на стоманата. При намаляване степента на легираност на ферита се влошава и топлоустойчивостта на стоманата.

[Б17] Русев Р., П. Петров, Б. Лалев, Възстановяване на челни уплътнения на хидравлични помпи, чрез газово карбонитриране, 25 юбилейна научна конференция с международно участие МТФ'2007, 62 години МТФ, 14-16 септември, 2007, Созопол, т.3, стр. 48-53

Настоящата статия отразява опита да бъде разработена технология за ремонт на хидравлични помпи, явяващи се често авариращ възел на бетон-помпите използвани в строителството, включваща замяна на оригиналното антифрикционно покритие с дифузионно покритие от железни нитриди, получено чрез газово карбонитриране.

Причината за аварията е износването на челно триещите се повърхности на елементите и със сложна конфигурация, отлети от перлитен сив чугун.

На изследване са подложени три подобрени технологични варианта: 1) предварително шлифоване до зачистване на видимите дефекти, лепинговане за осигуряване на равнинност, газово карбонитриране; 2) предварително шлифоване до зачистване на видимите дефекти, лепинговане за осигуряване на равнинност, полиране, обезмасляване, газово карбонитриране; 3) предварително шлифоване до зачистване на видимите дефекти, лепинговане за осигуряване на равнинност, полиране, обезмасляване, газово карбонитриране, механично притриване.

Изследването обхваща: контрол на повърхностната твърдост, преди и след химико-термично обработване; микроструктурен анализ и разпределение на микротвърдостта от повърхността в дълбочина след газово карбонитриране; контрол на грапавостта на работните им повърхности в различните етапи от технологията на възстановяване.

Резултатите показваха, че материалът е пластинчат сив чугун, перлитен клас с повърхностна твърдост в диапазона 180-220 HV5. Износоустойчивото оригинално покритие с малък коефициент на триене е с тъмен цвят наподобяващ оксиден слой от магнетит с дебелина 1-2  $\mu\text{m}$ . Проведеният фазов анализ обаче не показва наличие на оксидни слоеве, което е доказателство, че използваният материал най-вероятно е на полимерна основа. Значително по-високият коефициент на триене на повърхностния слой съдържащ железни карбонитриди в сравнение с този на покрития от типа PTFE (на основа тефлон), наложи технологията на възстановяване да осигурява голяма гладкост на триещите се повърхности, чрез което допълнително да се повишат противозадирните им свойства. Контролът на грапавостта след 4 комбинации от последователни технологични операции показва, че газовото карбонитриране влошава грапавостта на полираните до  $R_a = 0,12 - 0,38 \mu\text{m}$  гладкост. По ниската температура на карбонитриране, осигуряваща по-плътен карбонитриден слой и следващото механично притриване позволяват да се постигне  $R_a = 0,19 - 0,47 \mu\text{m}$ , чрез третият разглеждан технологичен вариант за възстановяване. В заключение са направени следните изводи:

- нискотемпературното газово карбонитриране при температура 530° C, съчетано с подходящи предварителна и следваща механични обработки, успешно може да се прилага като ремонтно възстановителна технология за триещите се повърхности на хидравлични помпи;

- при нискотемпературно газово карбонитриране, при температура 560° C, следващото механично притриване не води до значително намаляване на грапавостта на наситената повърхност, поради изграждането на по-порест карбонитриден слой;

- въпреки успешното приложение на предложената технологична комбинация за възстановяване на помпите, са необходими допълнителни по-прецизни изследвания по отношение състава и свойствата на получения трислоен карбонитриден повърхностен слой.

## **В. УЧЕБНИ ПОСОБИЯ И МЕТОДИЧЕСКИ РАЗРАБОТКИ**

### ***УЧЕБНИ ПОСОБИЯ :***

[В1] Ставрев Д.С. , Д. Нанкова, Сл. Харизанова, Н. Недев, Пл. Дичев, **Пл. Петров**, С. Киров, Технология на машиностроителните материали – ръководство за лабораторни упражнения, ВТП, ТУ-Варна, 2005г. ( преиздадено в 2012г.), ISBN 954-20-0227-0

Учебното пособие е ръководство за лабораторни упражнения по „Технология на машиностроителните материали“, като темите в него са в съответствие на учебната програма дисциплината „Материалознание и технология на материалите-II част“ Предназначено е основно за студентите от машиностроителните специалности на ТУ- Варна. Представява интерес и за специалисти в проектирането и производството.

Рецензенти са: проф. д.т.н. Николай Лолов и доц. д-р Борис Тодоров.

От гл.ас. д-р инж. Пламен Петров са разработени лабораторните упражнения №1 и № 2 (стр.7-29) .

Първото е на тема „ *Чертеж на отливка*“

*В теоретичната част* са изяснени особеностите при разработване на чертеж на отливка, сред които: избор на делителна повърхнина; избор на положението на отливката в леярската форма; избор на прибавки за механична обработка; клас на геометрична точност на отливките и гранични отклонения на размерите; избор и нанасяне на формовъчни (леярски) наклони; избор на радиуси на закръгление; правила за отразяване на контурите и марките на сърцата; правила за означаване на леяковата система и мъртвите глави; леярското свиване и модели. В нея са дадени в табличен или графичен вид и необходимите данни за изпълнение на практическата задача.

*Лабораторните задачи* включват:

- да се разработи чертеж на отливка на формат А3 за зададен вариант (вариантите са поместени в отделна таблица);

- в свободното поле на чертежа да се впишат техническите изисквания към отливката и допълнителни технологични указания; да се направи скица на модела на формат А4.

Второто е на тема “ *Чертеж на леярска форма*“.

*В теоретичната част* са включва: изискванията към чертежа; размери на касите за различни формовъчни машини; изискванията за разстояния между елементите на формата; отразено е пресмятането и конструирането на леяковата система; изяснено е оразмеряването на конична леякова чаша; дадени са препоръчителни размери на питатели и шлакоуловители; допълнителни указания.

*Лабораторни задачи:*

- да се разработи чертеж на събраната леярска форма, като за база се използва чертежа на отливката, разработен по тема 1;

- да се извърши пресмятане и оразмеряване на леяковата система по представената методика.

За всяко от лабораторните упражнения е формулирана цел, представена е теоретична част, описана е експериментална и графоаналитична постановка, по точки е представено съдържанието на протокола, пример (изпълнена задача), зададени са контролни въпроси.

За всяка тема има и разработен тест на разменни начала, необходим за предварителната подготовка на студентите за упражнения, а също и при подготовката им за изпит.



[B2] Скулев Хр. , Н.Атанасов, С. Киров, Пл. Дичев, **Пл.Петров**, Я. Аргиров , Технология на машиностроителните материали, Ръководство за лабораторни упражнения, Университетско издателство при ТУ-Варна, 2010, ISBN-978-954-20-0500-1

Учебното пособие е ръководство за лабораторни упражнения по „Технология на машиностроителните материали“, като темите в него са в съответствие на учебната програма дисциплината „Материалознание и технология на материалите-II част“ . Ръководството е предназначено за студентите от ОКС „ професионален бакалавър“ , обучаващи се в Добруджански технологичен колеж-гр. Добрич към ТУ-Варна, като е посочено, че то може да бъде използвано и от студентите от други специалности на ТУ-Варна, а също и от други висши училища. Рецензент е доц. д-р Борис Тодоров.

От гл.ас. д-р инж. Пламен Петров са разработени лабораторните упражнения №14 и № 15 (стр. 100-115). **Първото** е на тема „ Изменения в структурата и свойствата на метали и сплави след студена пластична деформация чрез валцоване“.

*В теоретичната част* са посочени механизмите на протичане на пластична деформация и измененията в структурата при студена пластична деформация , като последните са онагледени. Допълнително е акцентирано на: влиянието на степента на относителната пластична деформация, при температури под тези на рекристализационната за съответния метал или сплав, върху механичните свойства на деформирания материал- твърдост, якост на опън и относително удължение; определянето на коефициентът на пластична анизотропия, като е описана методиката, представени са формули за пресмятане и примери за изменението му в зависимост степента на относителна студена пластична деформация за нисковъглеродна стомана.

*В практичната част* са включени задачите: валцоване на пробни тела от алуминиева сплав, като се контролират размерите им; определяне на механичните характеристики-твърдост, якост на опън и относително удължение; определяне на степента на относителна студена пластична деформация за всяко пробно тяло по стойностите за размерите му; построяване и анализиране на графични зависимости по получените резултати; определяне коефициента на анизотропия на нисковъглеродна стомана.

**Второто** е на тема “Технологична последователност, структура и свойства при получаване на изделия чрез прахова металургия“

*В теоретичната част* са изтъкнати предимствата на технологията, като са посочени и някои недостатъци, описана е накратко последователността на получаване на праховометалургични изделия, като е представена и схематично. В табличен вид е отразено приложението на синтеровани изделия в различни сфери на промишлеността . Обърнато е внимание върху наличието на предварителна плътност и предварителна порестост „зелена порестост“ преди спичането на изделията и окончателна след спичане. Споменати са и някои от вариантите за корозионна защита на изделията получени на базата на железен прах.

*В практичната част* са поставени задачите: получаване на смес за формоване; получаване на пробни тела, чрез пресоване на сместа в лабораторна инструментална екипировка; определяне обема( чрез измерване и пресмятане) и масата на пробите ( с везна); пресмятане на предварителните плътност и порестост на пробите; построяване и анализиране на графични зависимости по получените резултати; определяне на окончателни плътност и порестост на предварително подготвени спечени проби.

За всяко от лабораторните упражнения е формулирана цел, представена е кратка теоретична част и е описана последователността на провеждането му.

### **МЕТОДИЧЕСКИ РАЗРАБОТКИ:**

[B3] Йорданов, М.Г., И.А. Зюмбилев, **П.Н. Петров**, Структура и свойства на йонно-карбонитрирани стомани-методическа разработка на лабораторно упражнение, Известия на СУ-Сливен, т.21, стр.116-120, ISSN:1311-2864

В работа е представена методическа разработка на лабораторно упражнение по изследване на йонно карбонитрирани стомани, което е изготвено в съответствие с основните дидактически изисквания. Целите на упражнението са формулирани в съответствие с таксономията на Блум (Bloom's taxonomy). Използвани са активни глаголи за изграждане на конкретни професионални умения у студентите. Акцентирано е върху създаването на независимост в работата на студентите, което се изразява в: предварителна подготовка за упражнението; дейности за решаване на конкретни проблеми в същото упражнение, анализиране на резултатите и формулиране на заключения. При провеждане на упражнението се съблюдават следните дидактически принципи: съзнателност и активност от страна на студентите, последователност на информацията и дейностите, трайност на знанията, научност на изследванията и информацията, индивидуален подход при работа със студентите, нагледност на експериментите в упражненията.

В края на упражнението чрез беседа за затвърждаване на знанията се прави систематизиране на извършеното и се обобщава основното, като студентите отговарят на контролни въпроси по темата.

Изготвил:.....

/гл.ас. д-р инж. Пламен Петров/