



**ТЕХНИЧЕСКИ УНИВЕРСИТЕТ-ВАРНА
МАШИННО-ТЕХНОЛОГИЧЕН ФАКУЛТЕТ
КАТЕДРА „МАТЕРИАЛОЗНАНИЕ И ТЕХНОЛОГИЯ НА
МАТЕРИАЛИТЕ“**

инж. Пламен Иванов Стоянов

**ВЛИЯНИЕ НА ДЪЛБОКАТА КРИОГЕННА ОБРАБОТКА ВЪРХУ
СТРУКТУРАТА И СВОЙСТВАТА НА ТЕРМИЧНО УЯКЧАЕМИ И
ТЕРМИЧНО НЕУЯКЧАЕМИ АЛУМИНИЕВИ СПЛАВИ**

А В Т О Р Е Ф Е Р А Т

**НА
ДИСЕРТАЦИОНЕН ТРУД**
за присъждане на образователна и научна степен “Доктор”

Докторска програма: Технология на машиностроителните материали
Професионално направление 5.1. „Машинно инженерство“

Научни ръководители: доц. д-р инж. Даниела Тодорова Спасова
доц. д-р инж. Диян Минков Димитров

Рецензенти:

1.
2.

Варна, 2025 г.

Дисертационният труд е обсъден на 16.09.2025г. в катедра “Материалознание и технология на материалите” и насочен за защита.

Докторантът работи в катедра “ Материалознание и технология на материалите ”

Дисертационният труд съдържа 186 страници, включително 120 фигури, 51 таблици, 15 формули, оформени в 4 глави, приноси на дисертационния труд, списък с публикациите на автора по темата на дисертационния труд и списък на използваната литература от 193 заглавия, от които 13 на кирилица и 180 на латиница.

Защитата на дисертационния труд ще се състои на отч. в зала на Технически университет-Варна на открито заседание на жури, сформирано със заповед на Ректора №/.....Г.

Рецензиите, становищата на членовете на научното жури и авторефератът са публикувани в сайта на университета www.tu-varna.bg.

© Автор: *Пламен Иванов Стоянов*

Заглавие: *Влияние на дълбоката криогенна обработка върху структурата и свойствата на термично уякчаеми и термично неужакчаеми алуминиеви сплави*

Тираж: 10 броя

ОБЩА ХАРАКТЕРИСТИКА НА ДИСЕРТАЦИЯТА

1. Актуалност на проблема

Алуминиевите сплави са едни от най-използваните конструкционни материали от цветните метали, прилагани в различни области като: космическата и авиационна индустрия, автомобилната промишленост, машиностроенето, химическата промишленост и други области. С бързото развитие на индустриите, споменати по-горе, изискванията към свойствата на алуминиевите сплави нарастват все повече. Ето защо е особено важно да се изберат подходящи методи за обработка, за да се подобрят механичните и експлоатационни характеристики на алуминиевите сплави. В сравнение с традиционната термична обработка, дълбоката криогенна обработка (ДКО) има някои предимства при подобряване на характеристиките на алуминиевите сплави. Като екологичен, евтин и незамърсяващ нов процес на термична обработка, ДКО може значително да подобри микроструктурите и характеристиките на металите с малки отклонения в техните размери и форми. Настоящата работа обобщава механизмите на влиянието на ДКО върху промените в структурата и механичните характеристики на алуминиевите сплави.

В настоящата работа е изследвано влиянието на ДКО върху четири вида алуминиеви сплави- AlSi7Mg , AlSiMgMn , $\text{AlMg}_{4,5}$ и AlMg_6 . Сплавите от системата Al-Si не подлежат на уякчаваща термична обработка, но при добавяне на Mg (под 1%) към системата Al-Si е възможно уякчаване чрез закаляване и стареене.

Сплавите от системата Al-Mg са високо корозонноустойчиви. Характерно за тези сплави е, че с повишаването на съдържанието Mg се повишава твърдостта и намаляване корозинноустойчивостта. Широко се използват в морски съоръжения и заваръчни самолетни конструкции.

2. Цел и задачи на дисертацията

Целта на дисертационна работа е: Да да се анализират промените в структурата, настъпващи в резултат на дълбоката криогенна обработка, и тяхното въздействие върху механичните свойства на термично уякчаеми и термично неуякчаеми алуминиеви сплави. Изследването цели да се определят оптималните условия за провеждане на дълбока криогенна обработка, които водят до промени в структурата, подобряващи механичните и експлоатационни характеристики на тези сплави, както и да бъдат изяснени основните механизми, които стоят зад тези промени.

Така поставената цел ще се постигне чрез решаване на следните основни задачи:

1. Проучване на влиянието на дълбоката криогенна обработка върху микроструктурата на термично уякчаеми и термично неуякчаеми алуминиеви сплави:

- 1.1. Анализиране на промените в размерите и разпределението на зърната след криогенната обработка.
- 1.2. Оценка на влиянието на ДКО върху размера на вторичните фази и тяхното разпределение в матрицата.
2. Изследване на влиянието на дълбоката криогенна обработка върху механичните и експлоатационни свойства на алуминиеви сплави:
 - 2.1. Определяне на промените в якостта на опън, твърдостта и жилавостта на термично уякчаеми и термично неуякчаеми сплави след криогенната обработка.
 - 2.2. Оценка на въздействието на криогенната обработка върху корозионната устойчивост на алуминиевите сплави в условия на електрохимична корозия.
3. Сравнителен анализ на ефекта от дълбоката криогенна обработка върху термично уякчаеми и термично неуякчаеми сплави:
 - 3.1. Разглеждане на различията в резултатите от проведените изследвания след ДКО при тези две категории сплави и установяване на специфичните характеристики и преимущества за всяка група.
4. Провеждане на рентгеноструктурен качествен (с идентификация на фазите) фазов анализ, който да изясни причините за промените в микроструктурата след ДКО.
5. Да се подбере подходящ математичен модел за избор на подходящите параметри за провеждане на ДКО спрямо изискванията към свойствата на материала.
6. Оценка на възможностите за индустриално приложение на дълбоката криогенна обработка:
 - 6.1. Препоръки за оптимални условия за криогенна обработка на различни типове алуминиеви сплави, които могат да се използват в индустриални приложения, включително автомобилната, аерокосмическата и морската индустрия.

3. Обект и място на изследване

За провеждане на сравнителен анализ са подбрани по два вида материали от всяка група. Термично уякчаемите алуминиеви сплави включват $AlSi7Mg$ и $AlSiMgMn$, а термично неуякчаеми алуминиеви сплави - $AlMg4,5$ и $AlMg6$.

4. Методи на изследване

За да се анализират промените в структурата и механичните свойства на термично уякчаеми и термично неуякчаеми алуминиеви сплави, вследствие дълбока криогенна обработка са проведени експериментални изследвания, които включват:

- Провеждане на дълбока криогенна обработка;
- Провеждане на повърхностна пластична деформация;
- Микроструктурен анализ;
- Рентгеноструктурен фазов анализ;

- Определяне на Микротвърдост по Викерс;
- Определяне на Якост на опън;
- Определяне степен на електрохимична корозия;
- Определяне на грапавостта

5. Място на изследване

Изследванията са проведени в лабораториите на катедра МТМ при ТУ – Варна и Институт по металознание, съоръжения и технологии с Център по хидро- и аеродинамика "Акад. Ангел Балевски" - БАН.

6. Научна новост на изследването

Дисертационният труд предоставя научно обосновани и практически приложими решения за подобряване на механичните и експлоатационни свойства, съответно дълготрайността на материалите, на алуминиеви сплави чрез ДКО. Създаденият, на база проведените научни изследвания, технологичен процес би могъл да подпомага развитието на модерни производствени технологии, да насърчава устойчивостта и ефективността на ресурсите, като същевременно намалява вредния отпечатък върху околната среда.

7. Практическа ценност на изследването

Получените резултати могат да имат съществено приложение в индустриалното производство - корабната индустрия, океанологията и химическата промишленост, които са от стратегическо значение за региона, осигурявайки значителна конкурентоспособност на местната промишленост. Чрез правилен избор на режим и последователност на процесите за обработка, методът може успешно да се внедри в индустрията като се предлагат конкретни технологични режими за всяка от изследваните сплави.

8. Аprobация на резултатите

Основните резултати от изследванията са докладвани и публикувани в следните научни форуми и издания:

Конференции:

- Inovative Manufacturing Engineering & Energy Conference, 2024 23 – 25 October
- International Conference "NDT Days 2024" – Sozopol
- International Conference "NDT Days 2025" – Sozopol

Списания:

- Bulgarian Society for NDT, International Journal “NDT Days”, Volume VII

9. Публикации по дисертацията

Основните етапи от разработването на дисертационния труд са отразени в 4 публикации, списък на които е приложен в края на автореферата.

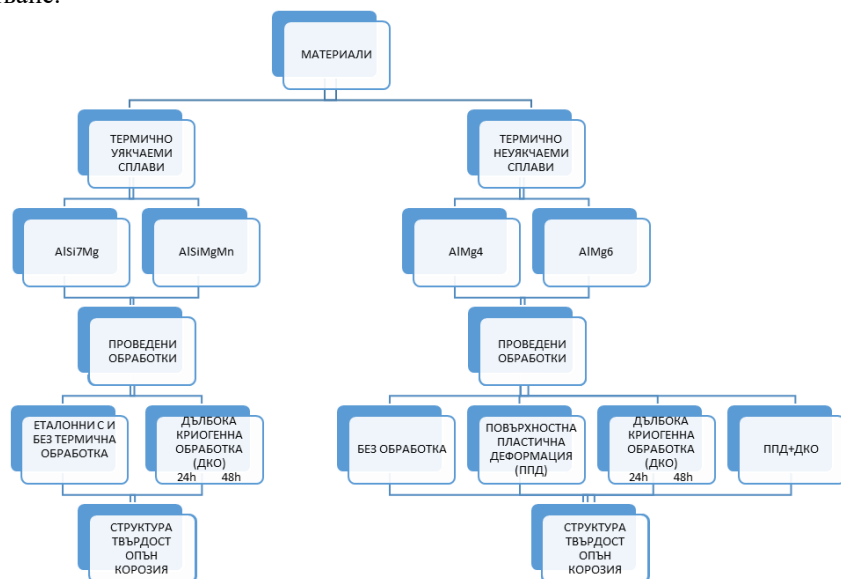
СЪДЪРЖАНИЕ НА ДИСЕРТАЦИОННИЯ ТРУД

ГЛАВА I. ЛИТЕРАТУРЕН ОБЗОР

В представения литературен обзор е обърнато внимание на класификацията на алуминиевите сплави и по-обстойно на сплавите от системите Al-Mg-Si и Al-Mg. Представени са основните начини за уякчаване на тези сплави, като е обърнато внимание на това, че сплавите от едната система са термично уякчаеми, а от другата система са термично неужакчаеми. Разгледани са различните режими на термична обработка на алуминиеви сплави, също така и на повърхностна пластична деформация. Представени са и режимите на дълбока криогенна обработка и как тя влияе върху механичните свойства на алуминиевите сплави. В края на главата са направени изводи от литературното проучване, допринесло за определяне на целите и задачите на дисертационната работа.

ГЛАВА II. МЕТОДИКА НА ЕКСПЕРИМЕНТАЛНИТЕ ИЗСЛЕДВАНИЯ

В главата са представени материалите и методики свързани с изследването на влиянието на дълбока криогенна обработка върху алуминиеви сплави. На фиг.2.1 е представена блок схема на използваните материали, проведените обработки и методи за изпитване.



Фиг.2.1. Блок схема на използваните материали и методите за изпитване

2.1. Видове материали използвани в изследването

За целите на изследването са изработени стандартни пробни образци за изпитване на опън с кръгло сечение съгласно стандарт БДС EN ISO 6892-1:2020. Всички образци са представени в таблица 2.1.

таблица 2.1. Видове образци използвани в настоящата работа

образец №	сплав	обработка
1	AlSi7Mg	без ТО еталон
2	AlSi7Mg	без ТО с ДКО
3	AlSi7Mg	с ТО Т6 еталон
4	AlSi7Mg	с ТО Т6 с ДКО 24ч.
5	AlSi7Mg	с ТО Т6 с ДКО 48ч.
6	AlSi7Mg	с ТО Т6 с междинна ДКО
7	AlSiMgMn	еталон закален
8	AlSiMgMn	с ДКО 24ч
9	AlSiMgMn	с ДКО 48ч.
10	AlMg6	еталон
11	AlMg6	с ДКО 24ч
12	AlMg6	с ДКО 48ч.
13	AlMg6	ППД режим 1
14	AlMg6	ППД режим 2
15	AlMg6	с ДКО 24ч. и ППД режим 1
16	AlMg6	с ДКО 24ч. и ППД режим 2
17	AlMg6	с ДКО 48ч. и ППД режим 1
18	AlMg6	с ДКО 48ч. и ППД режим 2
19	AlMg4,5	еталон
20	AlMg4,5	с ДКО 24ч
21	AlMg4,5	с ДКО 48ч.
22	AlMg4,5	с ДКО 24ч. и ППД режим 1
23	AlMg4,5	с ДКО 24ч. и ППД режим 2
24	AlMg4,5	с ДКО 48ч. и ППД режим 1
25	AlMg4,5	с ДКО 48ч. и ППД режим 2

Таблица 2.2. Химичен състав на използваните алуминиеви сплави

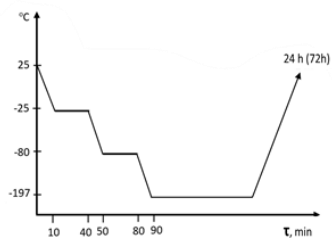
алуминева сплав	химичен състав, %												
	Al	Fe	Si	Mg	Mn	Ni	Ti	Cu	Pb	Zn	Sn	Cr	Примеси
AlSi7Mg	≈ 90,55	≤0,55	6,5- 7,5	0,2- 0,65	≤0,35	≤0,15	≤0,25	≤0,2	≤0,15	≤0,15	≤0,15	-	0,05- 0,15
AlSiMgMn	95,2- 98,3	≤0,5	0,7- 1,3	0,6- 1,2	0,4- 1	-	0,1	0,1	-	0,2	-	0,25	0,15
AlMg6	91,1- 93,68	≤0,4	≤0,4	5,8- 6,8	0,5- 0,8	-	0,02- 0,10	<0,1	-	<0,2	-	-	0,1
AlMg4,5	94,75- 95,55	≤0,4	≤0,4	4 - 4,9	0,4- 1	-	≤0,15	≤0,1	-	≤0,25	-	0,05 - 0,25	≤0,05

2.2. Методика за провеждане на дълбока криогенна обработка

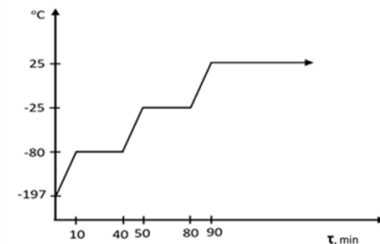
Изследвано е влиянието на ДКО върху четирите вида алуминиеви сплави. Предварително изработените образци се подлагат на бавно и постепенно охлаждане до -80°C , след което се поставят в дюаров съд с течен азот за дълбока криогенна обработка (фиг. 2.4), в продължение на 24 часа и 48 часа. Постепенното охлаждане до -80°C се извършва посредством потапяне в термосъд в среда от сух лед (CO_2 в твърдо агрегатно състояние) и ацетон (фиг. 2.3). След достигане на -80°C и задържане

10 минути образците се поставят в среда от течен азот, осигуряващ температура - 197°C.

Темперирането до стайна температура също се осъществява бавно и равномерно, като образците се изваждат от дюаровия съд с течен азот и се потапят в термосъда в рамките на 10 минути. Следва постепенно охлаждане по режима показан на фиг. 2.2, б.



а



б

Фиг. 2.2. Циклограми на обработките:
а – Режим на ДКО; б – процес на темпериране



Фиг. 2.3. Термометър



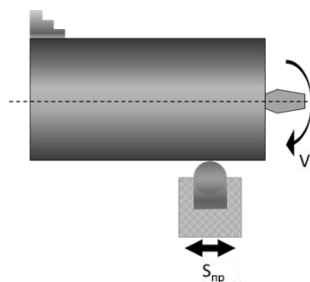
Фиг. 2.4. Дюаров съд

2.3. Методика за повърхностна пластична деформация

Проведена е повърхностна пластична обработка на алуминиеви сплави AlMg_{4,5} и AlMg₆, чрез плъзгане на инструмент по локално контактуващата с него деформируема повърхност. Използван е струг с ЦПУ. Стандартни пробни тела за изпитване на опън се закрепват в патронник и център (фиг. 2.5.). Извършва се струговане по цялата дължина на образца, а участък с дължина 50 mm се подлага на ППД с диамантен накрайник с конкретна комбинация от параметри на процеса. По този начин се осигурява еднаква начална грапавост на образците.



Фиг.2.5. ППД с диамантен накрайник на цилиндрични образци върху струг с ЦПУ



Фиг. 2.6. Принципна схема на обработка с ППД

Използвани са различни режими за повърхностна пластична деформация, показани в табл.2.3.

Таблица 2.3. Режими за повърхностна пластична деформация

№	F, N	v, mm/tr	Брой повторения на ППД
1	10	0,001	3
2	20	0,005	3

2.4. Методика за микроструктурен анализ

От изследваните образци са изработени проби за микрошлифове за микроструктурен анализ в следната последователност:

- опаковане, чрез поставяне в скоба или заливане в епоксидна смола;
- шлифване - подготвените микрошлифове са шлифовани с помощта на шлифовъчна машина MoPaо 260E – Grinder;
- полиране - полирани се извърши на полираща машина MoPaо 260E – Polisher;
- проявяване – използвани са различни реактиви, подходящи за съответната сплав NaOH+NaF.

Образците са изследвани с помощта на тринокулярен инвертен металографски микроскоп IM-3MET, притежаващ набори от окуляри и обективи, а също и допълнително оборудване, даващо възможност за наблюдение на микроструктурите в поляризирана светлина или при косо осветление. Микроскопът е допълнително окомплектован с дигитална фотокамера.

2.5. Методика за рентгеноструктурен фазов анализ

Проведен е фазов анализ на рентгенов дифрактометър TDM-10 в Си излъчване в Институт по металознание, съоръжения и технологии с Център по хидро- и аеродинамика "Акад. Ангел Балевски" - БАН. Качественият фазов анализ е извършен въз основа на получените дифрактограми.

Идентифицирането на фазите е според пресметнатите междуплоскостни разстояния и съпоставянето им с данните за теоретичните междуплоскостни разстояния на различните фази от специализирани справочници.

2.6. Методика за определяне на микротвърдост по Викерс

Определянето на микротвърдост по метода на Викерс се извършва съгласно БДС EN 23878:2000 и БДС EN ISO 6507-1:2006. Използван е цифров микро твърдомер по Викерс HVS – 1000. Микротвърдостта е определена при натоварване 1 кг в 5 различни области на всеки образец.

2.7. Методика за определяне на якост на опън

Изпитването на якост на опън се провежда съгласно стандарт БДС EN ISO 6892-1:2020 – Метод за изпитване на опън на метални материали при стайна температура. Използва се изпитвателна машина за опън тип “WPM-5” – механичен тип.

Изработени са по три образца с диаметър 8мм от всеки вид сплав със съответния режим на обработка, за да се определи по-точно стойността на механичните характеристики на различно обработените материали.

2.8. Методика за електрохимична корозия

Експерименталните изследвания за определяне степен на електрохимична корозия, използват потенциостатична верига, която включва поляризационна клетка в триелектродна система - фиг.2.7.



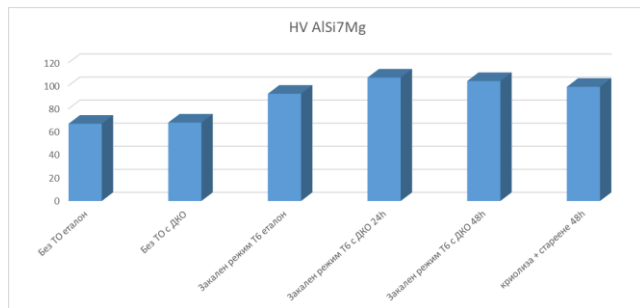
Фиг.2.7. Принципна схема на електрохимична корозия

За оценка на корозионните свойства на пробните образци е използван потенциостат/гальваностат Corrtest CS350. Тестът включва конфигурация с три електрода, състояща се от Pt противоелектрод, референтен електрод Ag/AgCl и тестова проба с покритие като работен електрод. Като корозивна среда се използва 3,5% теглови разтвор на натриев хлорид (NaCl). Повърхността, изложена на соления разтвор, е ограничена до 1 cm².

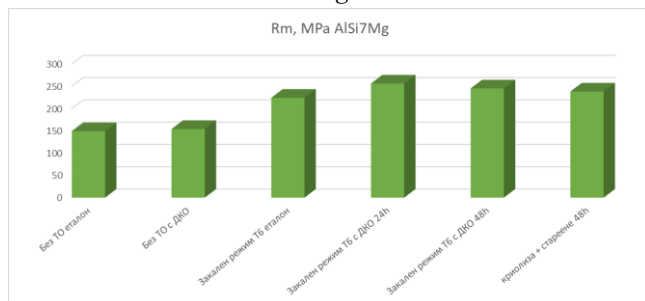
ГЛАВА III. РЕЗУЛТАТИ ОТ ЕКСПЕРИМЕНТАЛНИ ИЗСЛЕДВАНИЯ

3.1. Резултати и анализи от проведената ДКО върху термично уякчаема леярска сплав AlSi7Mg

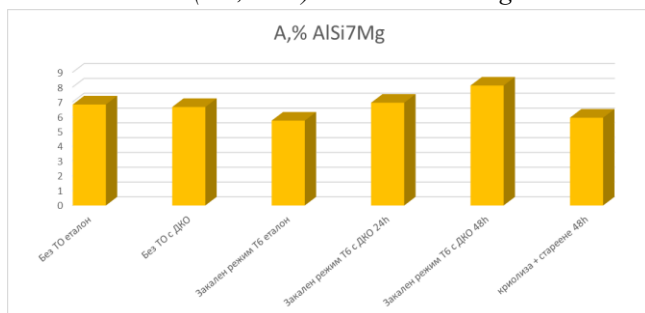
3.1.1. Резултати и анализи от изпитване на опън и измерване на твърдост



Фиг. 3.1. Сравнителна диаграма на измерената твърдост (HV1) на сплав AlSi7Mg



Фиг. 3.2. Сравнителна диаграма на получените стойности за якост на опън (R_m , MPa) на сплав AlSi7Mg



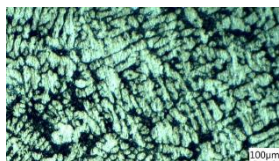
Фиг. 3.3. Сравнителна диаграма от определеното относително удължение (A , %) на сплав AlSi7Mg

След изпитването на якост на опън е установено, че при неуякчените образци якостта на опън след ДКО нараства едва с 5 единици, докато при термично уякчените образци стойността на R_m от 224 МПа след 24 ч. ДКО се повишава на 256 МПа (средно с 32 МПа). След 48 ч. ДКО повишаването на якостта е по- слабо изразено- средно с 21 МПа, а в случая, когато ДКО е междинна обработка повишаването на якостта на опън е най- ниско- с 14 МПа.

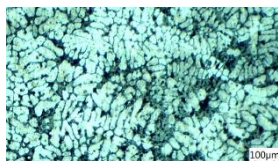
Твърдостта при термично уякчаените образци от сплав $AlSi7Mg$, подложени на ДКО, значително се повишава, за разлика от термично необработените образци, при които почти не се наблюдава изменение. Средно от 93HV, измерена твърдост при закалените образци, след 24 ч. ДКО твърдостта се повишава на 107HV, т.е. 14 единици, а при образците подложени на 48 ч. ДКО завишаването на твърдостта е с по- ниски стойности (средно с 11 единици), и отново най- ниско завишение на твърдостта се наблюдава при образците, при които ДКО е междинна обработка – с 6 единици.

Относителното удължение се увеличава с малко повече от 1% при образците, за които ДКО е окончателна обработка от 24 часа, но при образците с продължителност на ДКО от 48 часа се наблюдава завишаване с 3%.

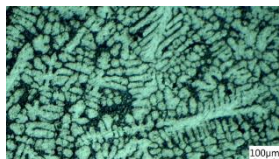
3.1.2. Резултати от проведения микроструктурен анализ на алуминиева сплав $AlSi7Mg$



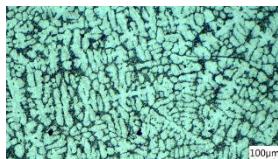
а - еталонен образец без ТО



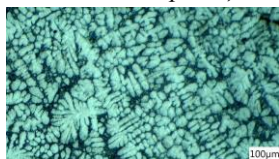
б - без ТО с ДКО 24 часа



в –еталонен образец с ТО Т6



г – ТО с Т6 и ДКО 24 часа



д- ТО с Т6 и ДКО 48 часа



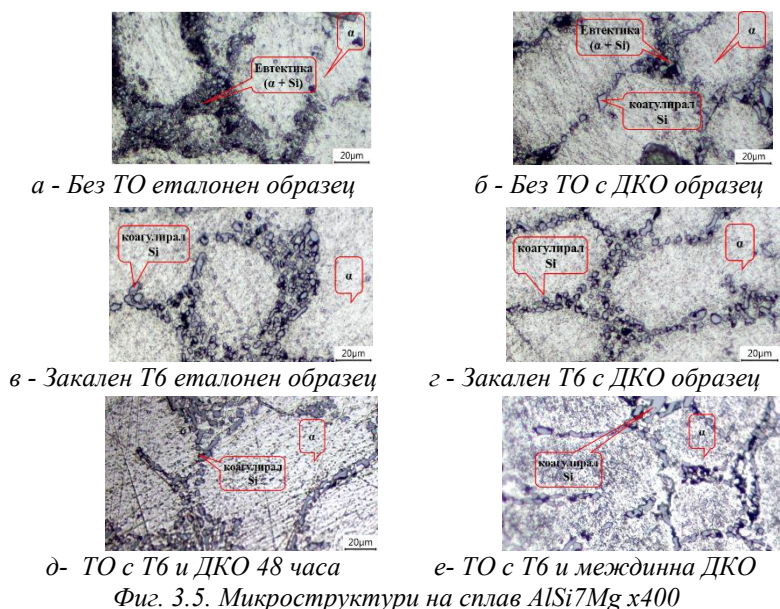
е- ТО с Т6 и междинна ДКО

Фиг. 3.4. Микроструктури на сплав $AlSi7Mg$ x40

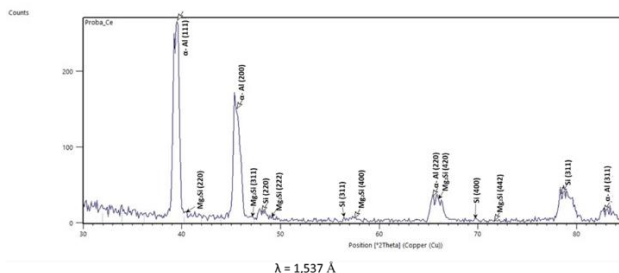
От проведения микроструктурен анализ, се наблюдава издребняване на структурата при закалените образци (Фиг. 3.4). При образците без термична обработка се наблюдава класическа дендритна структура с изразен евтектикум Ев(α +Si) около α -твърдия разтвор (Фиг. 3.4.а, фиг. 3.5.а), като структурата е сравнително равномерна и еднородна в отделните зони.

При подложените на ДКО образци без термична обработка (Фиг. 3.4.б и Фиг. 3.5.б) се наблюдава частично намаляване на евтектиката за сметка на α -твърдия разтвор.

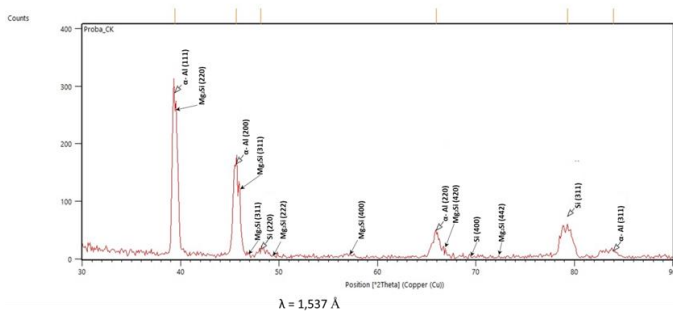
Сравнявайки микроструктурите на закалените образци с и без ДКО (фиг. 3.5.в и 3.5.г) се вижда, че останалите малки количества евтектична смес след закаляване намалява още повече след провеждане на ДКО.



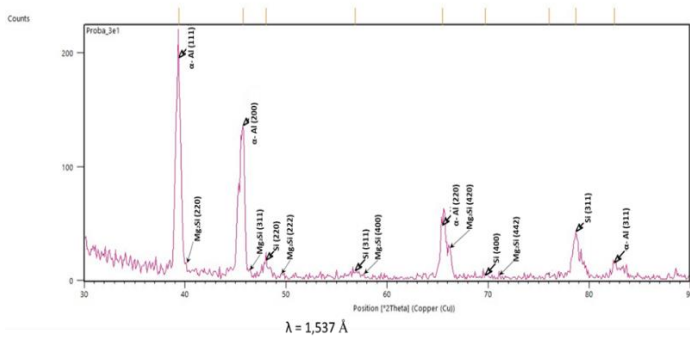
3.1.3. Резултати и анализи от проведения рентгеноструктурен фазов анализ на алуминиева сплав AlSi7Mg



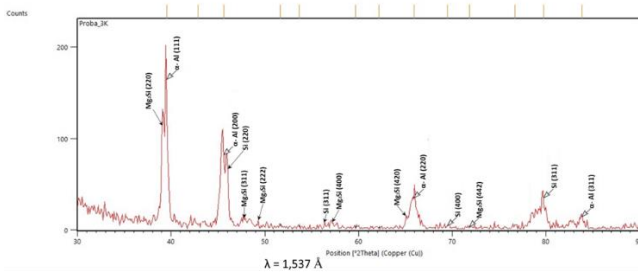
Фиг. 3.6. Рентгенограма от проведения рентгеноструктурен фазов анализ на образец от AlSi7Mg без ТО еталонен



Фиг. 3.7. Рентгенограма от проведения рентгеноструктурен фазов анализ на образец AlSi7Mg без ТО с ДКО



Фиг. 3.8. Рентгенограма от проведения рентгеноструктурен фазов анализ на образец AlSi7Mg Закален режим Т6 еталонен



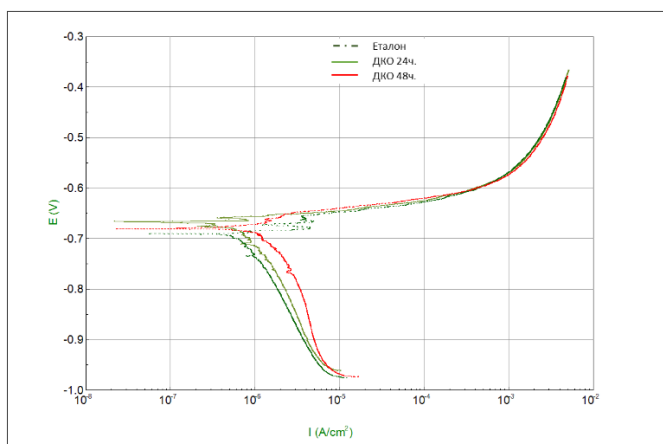
Фиг. 3.9. Рентгенограма от проведения рентгеноструктурен фазов анализ на образец AlSi7Mg Закален режим Т6 с ДКО

Проведен е рентгеноструктурен фазов анализ, както при термично неуякчените, така и при термично уякчените образци от сплав AlSi7Mg, не са констатирани нови фазови състояния след дълбоката криогенна обработка, фиг.3.6–фиг.3.9. От фиг. 3.6, 3.7 и 3.8 се вижда, че няма особено различие между фазовите диаграми на термично необработените образци преди и след ДКО.

3.1.4. Резултати и анализи от проведената електрохимична корозия на алуминиева сплав AlSi7Mg



Фиг. 3.10. Сравнителна диаграма на изменение на скоростта на корозия при сплав AlSi7Mg

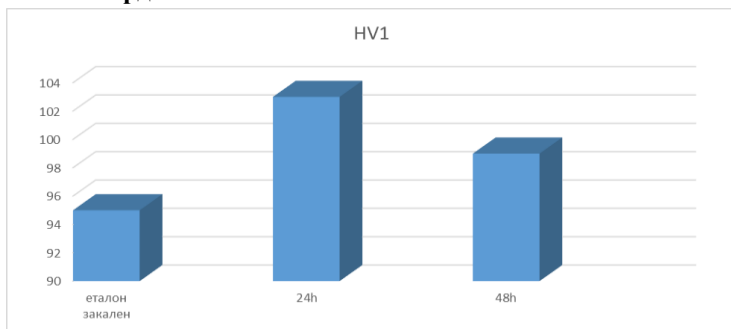


Фиг.3.11. Потенциодинамични криви на AlSi7Mg изходен образец; след ДКО 24h; след ДКО 48h

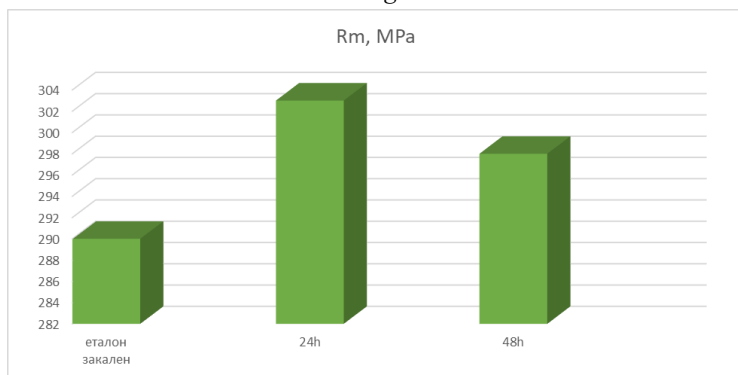
Проведената електрохимична корозия на алуминиева сплав AlSi7Mg (фиг.3.11). Данните показват известно понижаване на склонността към корозия след дълбока криогенна обработка. В сравнение с еталонния образец (0,0273 mm/г), пробата обработена в течение на 24 часа показва редукция на корозионната скорост с приблизително 63%. След 48 часа криогенна обработка, степента на корозия е завишена спрямо образца подложен на 24 ч. ДКО, но спрямо еталонния образец е понижена с около 34%.

3.2. Резултати и анализи от проведената ДКО върху термично уякчаема леярска сплав AlSiMgMn

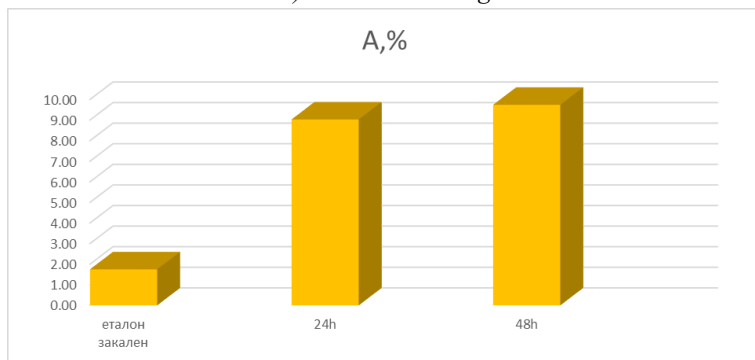
3.2.1. Резултати и анализи от изпитване на опън и измерване на твърдост



Фиг. 3.12. Сравнителна диаграма на измерената твърдост (HV1) на сплав AlSiMgMn



Фиг. 3.13. Сравнителна диаграма на получените стойности за якост на опън (R_m , MPa) на сплав AlSiMgMn



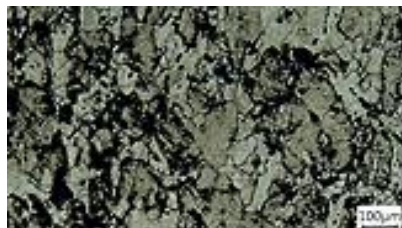
Фиг. 3.17. Сравнителна диаграма от определеното относително удължение (A , %) на сплав AlSiMgMn

От получените резултати се вижда, че дълбоката криогенна обработка оказва значително влияние върху пластичността на материала (характеризираща се с относителното удължение А), която се повишава с 8% след 48 часа ДКО (от 1,75% в доставно състояние на 9,74% след ДКО) и около 7% след 24 часа ДКО. Якостта на опън Rm след 24 часа ДКО нараства средно само с 13 МПа, а след 48 часа ДКО едва с 8 МПа. Твърдостта по Викерс, след 24 часа ДКО нараства с 14 единици и едва с 8 единици след 48 часа ДКО.

3.2.2. Резултати от проведения микроструктурен анализ на алуминиева сплав AlSiMgMn

От микроструктурите на сплав AlSiMgMn (фиг. 3.18) се наблюдава доста неравномерна едрина на зърната, но с нарастване на продължителността на ДКО се наблюдава издребняване и по-равномерно разпределение на вторичните фази. Също така с нарастване на продължителността на ДКО се забелязва, че фазите на α -Al стават по-изразени и по-светли.

При по-голямо увеличение на микроструктурата (фиг. 3.19) не се забелязват съществени различия, освен, изместването на вторичните фази по границата на зърната след ДКО.



а- Еталон

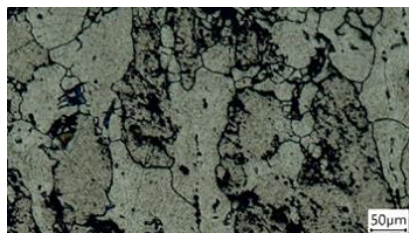


б- с ДКО 24 часа

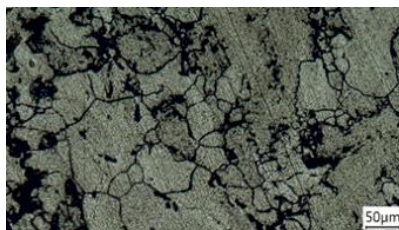


б- с ДКО 48 часа

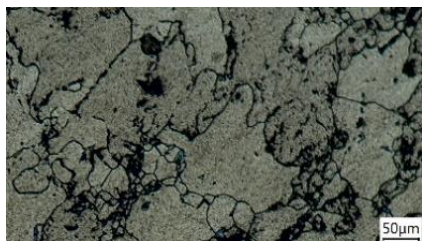
Фиг. 3.18. Микроструктури на сплав AlSiMgMn x50



а- Еталон



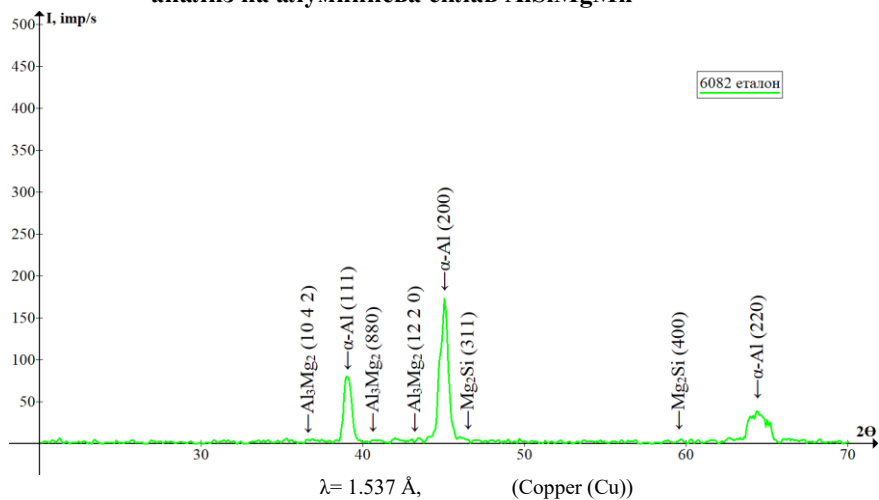
б- с ДКО 24 часа



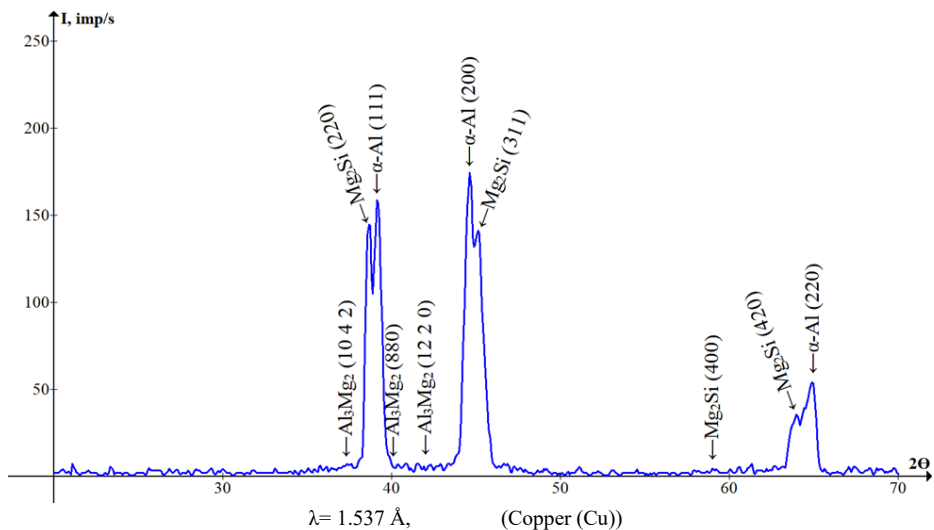
б- с ДКО 48 часа

Фиг. 3.19. Микроструктури на сплав AlSiMgMn x200

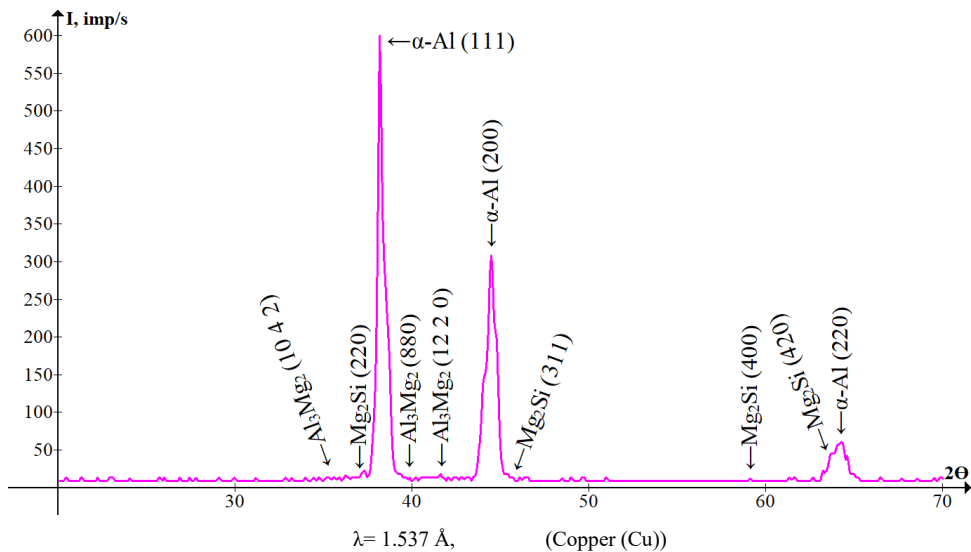
3.2.3. Резултати и анализи от проведения рентгеноструктурен фазов анализ на алуминиева сплав AlSiMgMn



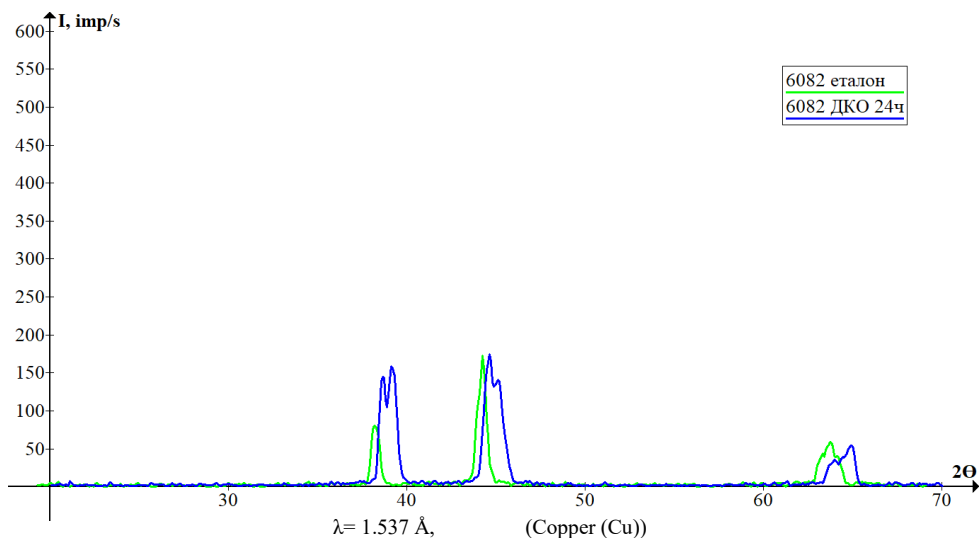
Фиг. 3.20. Резултати от проведен рентгеноструктурен фазов анализ на образец AlSiMgMn еталонен



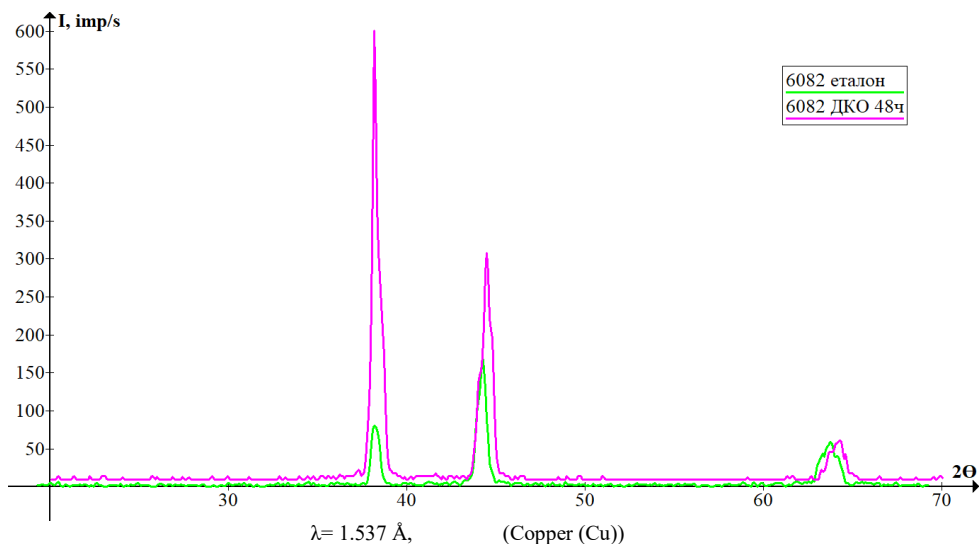
Фиг. 3.21. Резултати от проведен рентгеноструктурен фазов анализ на образец $AlSiMgMn$ с ДКО 24 часа



Фиг. 3.22. Резултати от проведен рентгеноструктурен фазов анализ на образец $AlSiMgMn$ с ДКО 48 часа



Фиг. 3.23. Сравнителна рентгенограма от проведения рентгеноструктурен фазов анализ между еталонен образец и с 24 часа ДКО



Фиг. 3.24. Сравнителна рентгенограма от проведения рентгеноструктурен фазов анализ между еталонен образец и с 48 часа ДКО

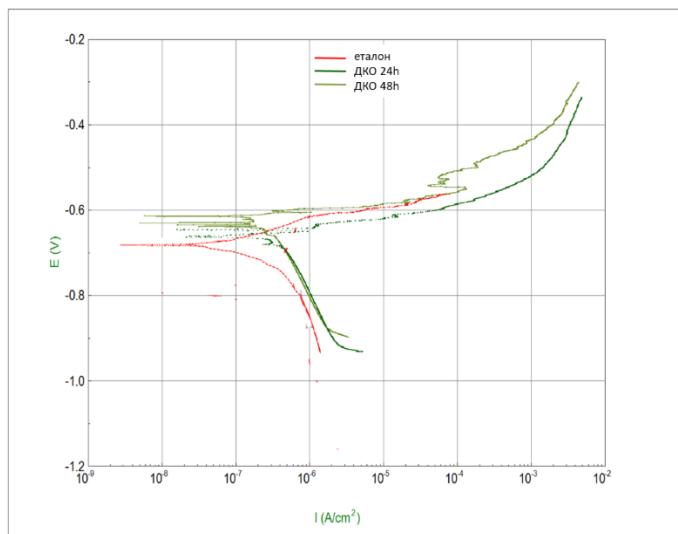
Проведен е рентгеноструктурен фазов анализ на образците от сплав AlSiMgMn , констатирани са нови фазови състояния след дълбоката криогенна обработка. При сравняване на рентгенограмите на изходния материал и материала

след 24 часа ДКО (фиг3.23) се забелязва изместване на линията на пиковите към по-големи стойности на ъгъл 2θ .

3.2.4. Резултати и анализи от проведената електрохимична корозия на алуминиева сплав AlSiMgMn



Фиг. 3.25. Сравнителна диаграма на изменение на степента на корозия при сплав AlSiMgMn

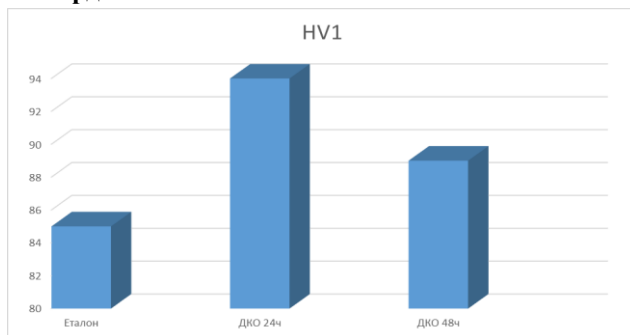


Фиг. 3.26. Потенциодинамични криви за AlSiMgMn- еталонен образец, след ДКО 24 часа, след ДКО 48 часа

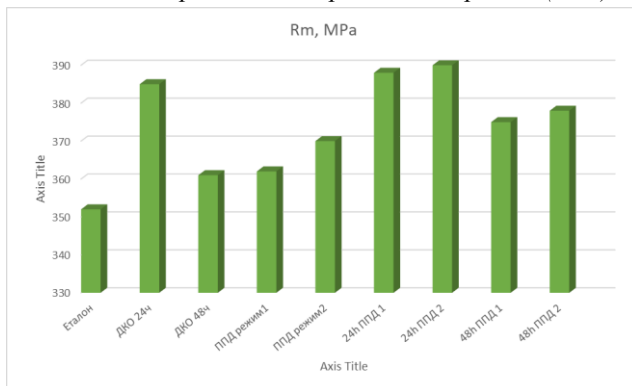
Проведената електрохимична корозия на алуминиева сплав AlSiMgMn. Данните показват известно понижаване на склонността към корозия след дълбока криогенна обработка. В сравнение с еталонния образец (0,00791mm/r), пробата обработена в течение на 24 часа показва редукция на корозионната скорост. След 48 часа криогенна обработка, се наблюдава още по- голямо занижаване на степента корозия спрямо еталонния образец.

3.3. Резултати и анализи от проведената ДКО върху термично уякчаема леярска сплав AlMg6

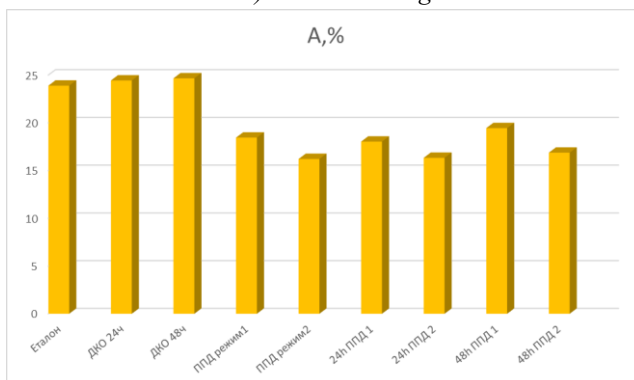
3.3.1. Резултати и анализи от изпитване на опън и измерване на твърдост



Фиг. 3.27. Сравнителна диаграма на измерената твърдост (HV1) на сплав AlMg6



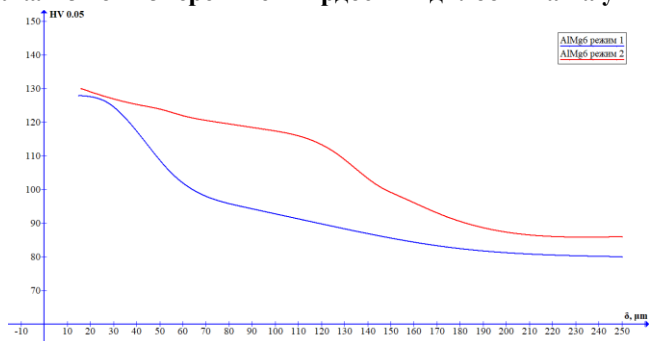
Фиг. 3.28. Сравнителна диаграма на получените стойности за якост на опън (Rm, MPa) на сплав AlMg6



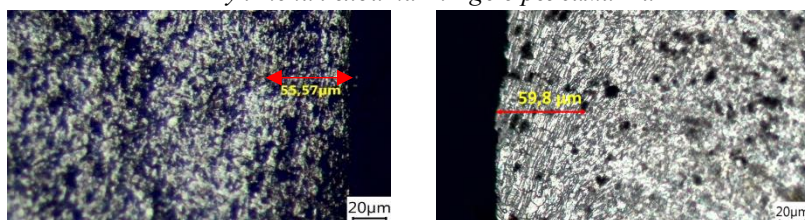
Фиг. 3.29. Сравнителна диаграма от определеното относително удължение (A, %) на сплав AlMg6

От получените резултати се вижда, че дълбоката криогенна обработка влияе положително, относно повишаването на якостните механични характеристики както в основния материал, така и в обработения с ППД повърхностен слой. При образците без ППД след проведена ДКО с продължителност 48 часа увеличението не е осезаемо—едва средно с 9 МПа, в сравнение с еталонните образци, докато след 24 часа ДКО, якостта на опън от средно от 352 МПа се завишава на 385 МПа (с 33 МПа), като същевременно се запазва стойността на относителното удължение. Също така, при образците с проведена ДКО с продължителност 48 часа, не се наблюдава значително изменение на твърдостта, едва с 4 единици, докато след 24 часа ДКО, твърдостта се повишава с 9 единици.

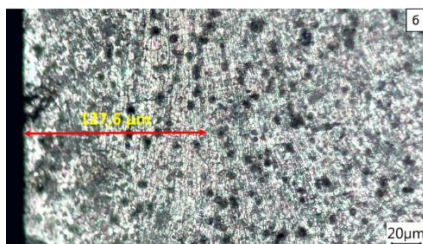
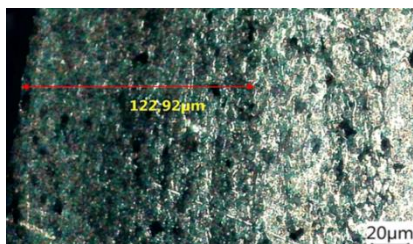
Резултати и анализи от измерените твърдости в дълбочина на уякчения слой



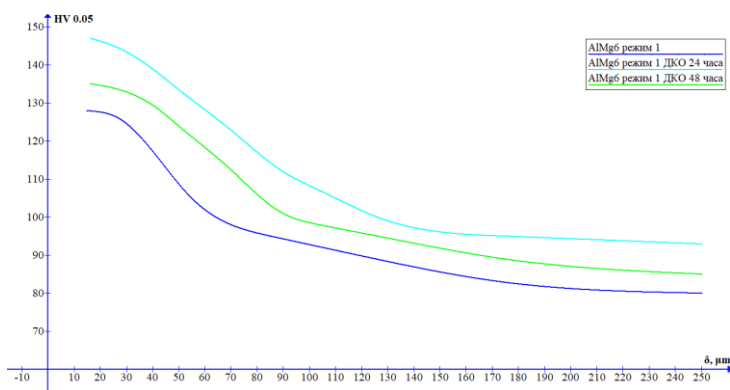
Фиг. 3.30. Графично представяне на изменението на твърдостта в дълбочина на уякчения слой на AlMg6 с режими 1 и 2



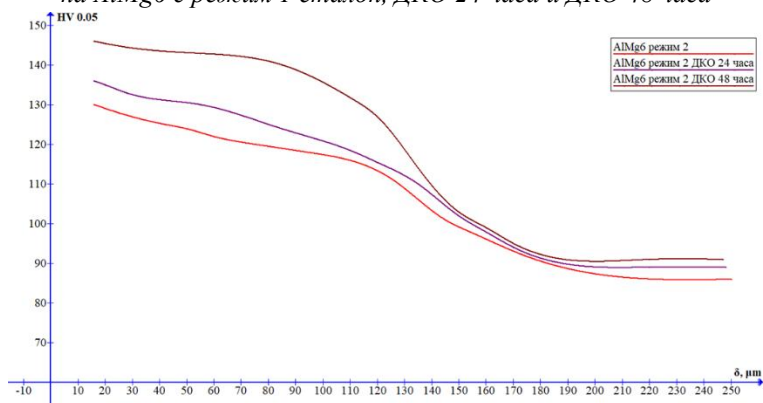
Фиг. 3.31. Микроструктура на уякчен с DB алуминиев сплав AlMg6 x200
- режим 1;
а- преди ДКО; б- След ДКО



Фиг. 3.32. Микроструктура на уякчена с ДВ алуминиева сплав AlMg6
x200 - режим 2;
а- преди ДКО; б- След ДКО



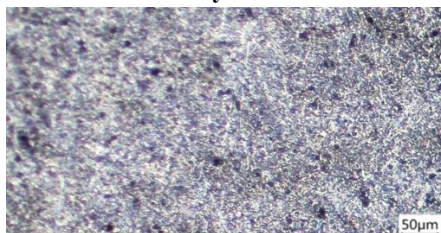
Фиг. 3.33. Графичните резултати от измерените твърдоти в дълбочина на слоя на AlMg6 с режим 1 еталон, ДКО 24 часа и ДКО 48 часа



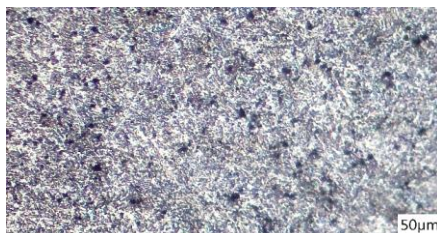
Фиг. 3.34. Графичните резултати от измерените твърдоти в дълбочина на слоя на AlMg6 с режим 2 еталон, ДКО 24 часа и ДКО 48 часа

И при двата режима след ДКО 24 часа се наблюдава завишаване на микротвърдостта HV0,05 в дълбочина на слоя с 16 – 19 единици, а след 48 часа ДКО повърхностната твърдост се завишава по- слабо с 6- 7 единици. Твърдостта в необработената област остава по- слабо завишена, т.е. може да заключим, че ДКО води до по- добри резултати, когато материалът е механично уякчен.

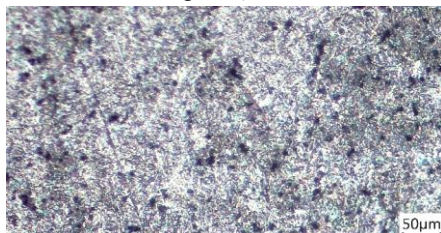
3.3.2. Резултати от проведения микроструктурен анализ на алуминиева сплав AlMg6



а - Еталонен образец

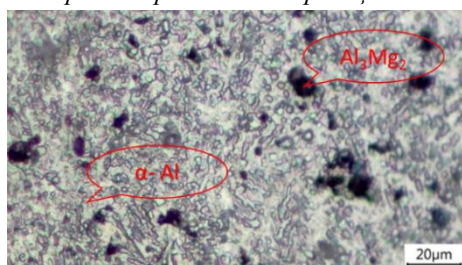


б - Криволизиран за 24ч образец

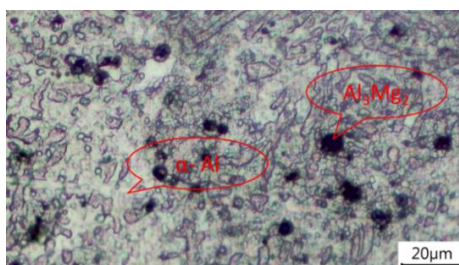


в - Криволизиран за 48ч образец

Фиг. 3.35. Микроструктури на сплав AlMg6 x100



а - Еталонен образец

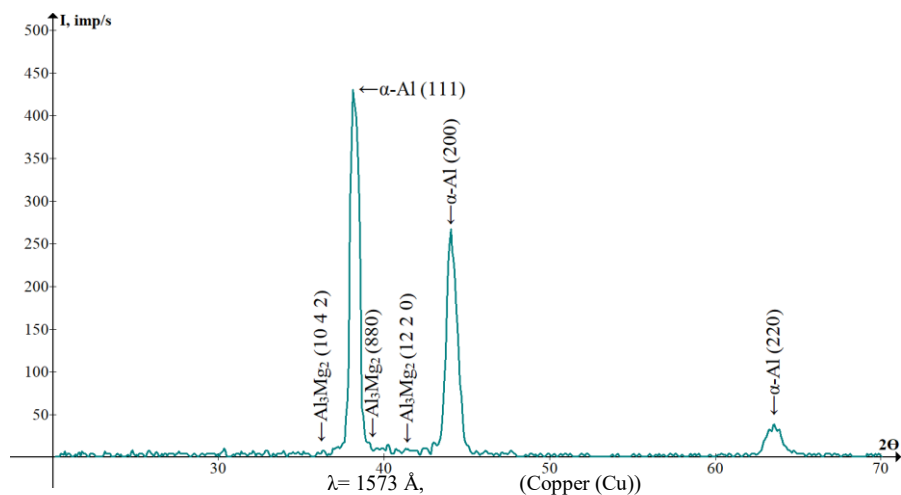


б - Криволизиран за 24ч образец

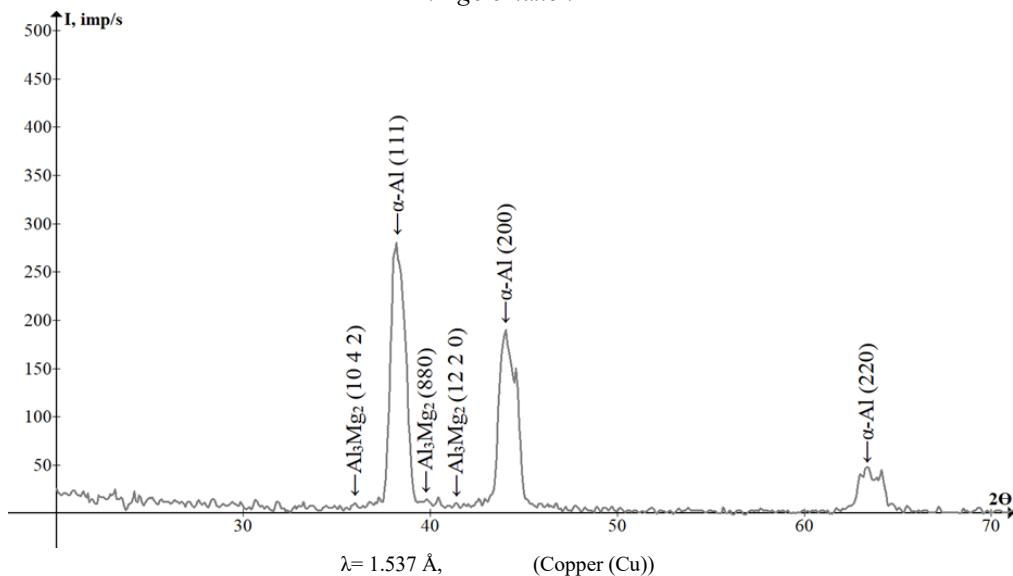
Фиг. 3.36. Микроструктури на сплав AlMg6 x400

При образците от сплав AlMg6 се наблюдават структурни изменения след провеждане на ДКО. От микроструктурите на фиг. 3.35 се вижда, че с нарастване на продължителността на ДКО се отделят все повече равномерно разпределени вторични β-фази (Al_3Mg_2), а от фиг. 3.36. се вижда, че α-твърдия разтвор обеднява на разтворения в него магнезий, който се отделя под формата на химичното съединение Al_3Mg_2 .

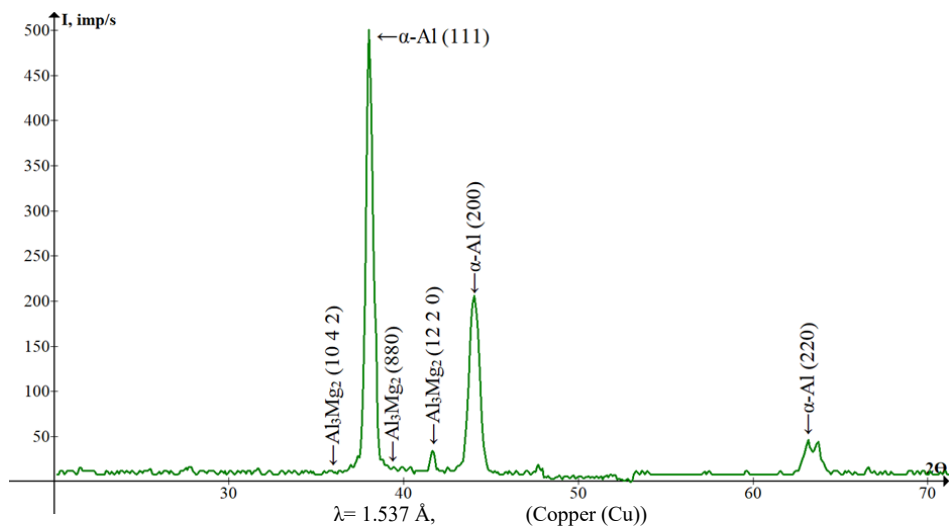
3.3.3. Резултати и анализи от проведения рентгеноструктурен фазов анализ на алуминиева сплав AlMg6



Фиг. 3.37. Резултати от проведен рентгеноструктурен фазов анализ на образец AlMg6 еталон

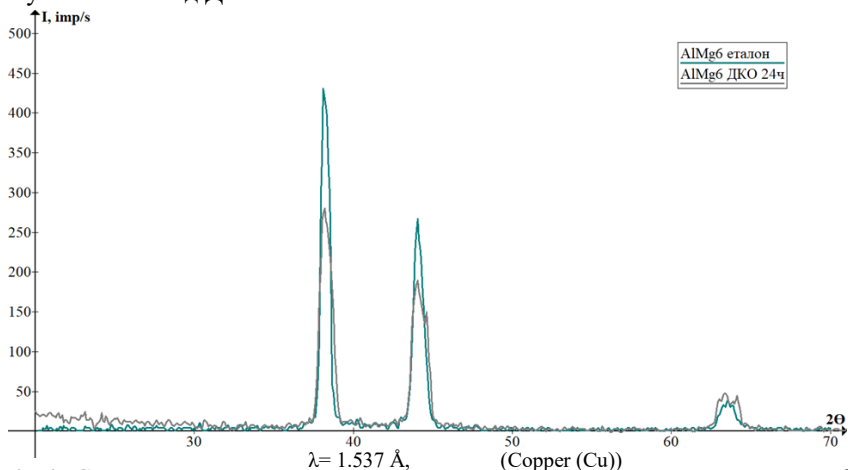


Фиг. 3.38. Резултати от проведен рентгеноструктурен фазов анализ на образец AlMg6 с ДКО 24 часа

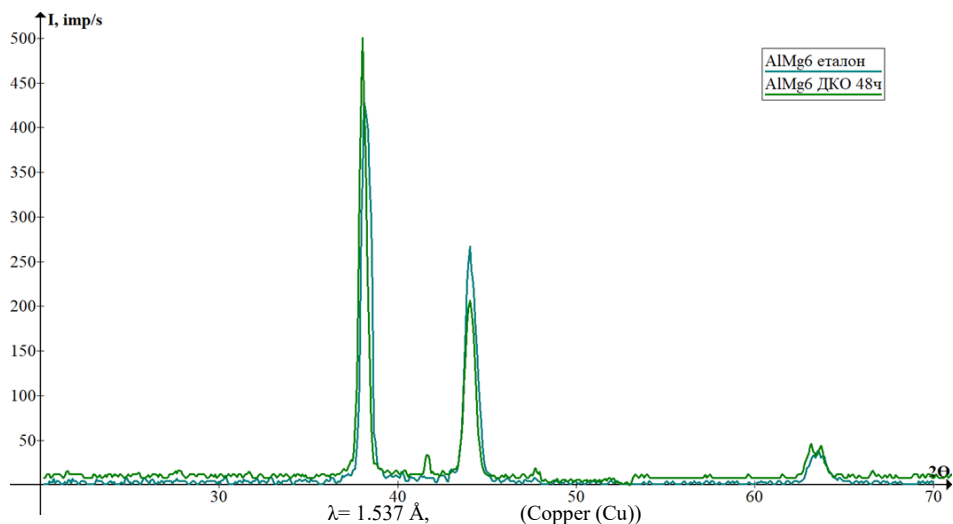


Фиг. 3.39. Резултати от проведен рентгеноструктурен фазов анализ на образец AlMg6 с ДКО 48 часа

От проведения рентгеноструктурен фазов анализ, на изследваните образци от сплав AlMg6, не са констатирани нови фазови състояния след дълбоката криогенна обработка. След 24 часа ДКО, на фиг. 3.38, се забелязва разделяне на дифракционната линия на α -Al (с кристалографски плоскости 200 и 220) на два отделни пика. Също така от сравнителните рентгенограми (фиг. 3.40 и фиг. 3.41) се вижда, че интегралната площ на дифракционната линия на α -Al с кристалографски плоскости 220, се увеличава след ДКО.



Фиг. 3.40. Сравнителна рентгенограма от проведения рентгеноструктурен фазов анализ между образец еталон и ДКО 24 часа



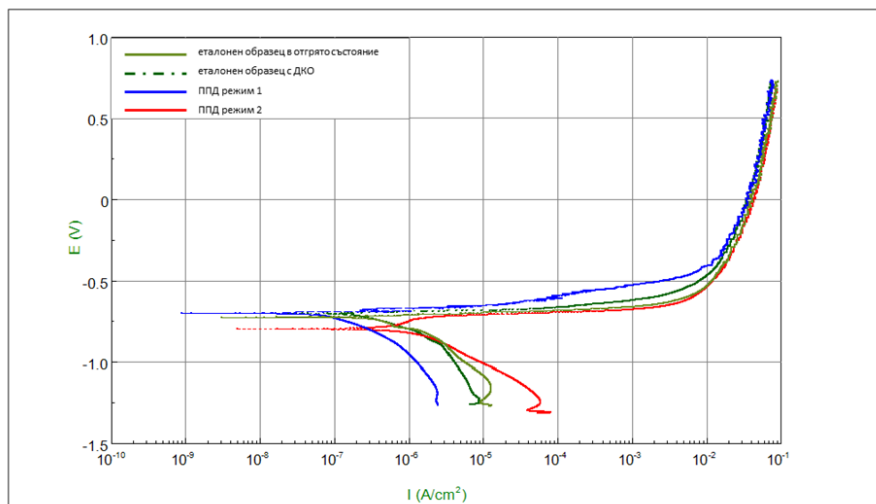
Фиг. 3.41. Сравнителна рентгенограма от проведения рентгеноструктурен фазов анализ между образец еталон и ДКО 48 часа

3.3.4. Резултати и анализи от измерената грапавост на повърхнините на образците обработени с DB процес от сплав AlMg6

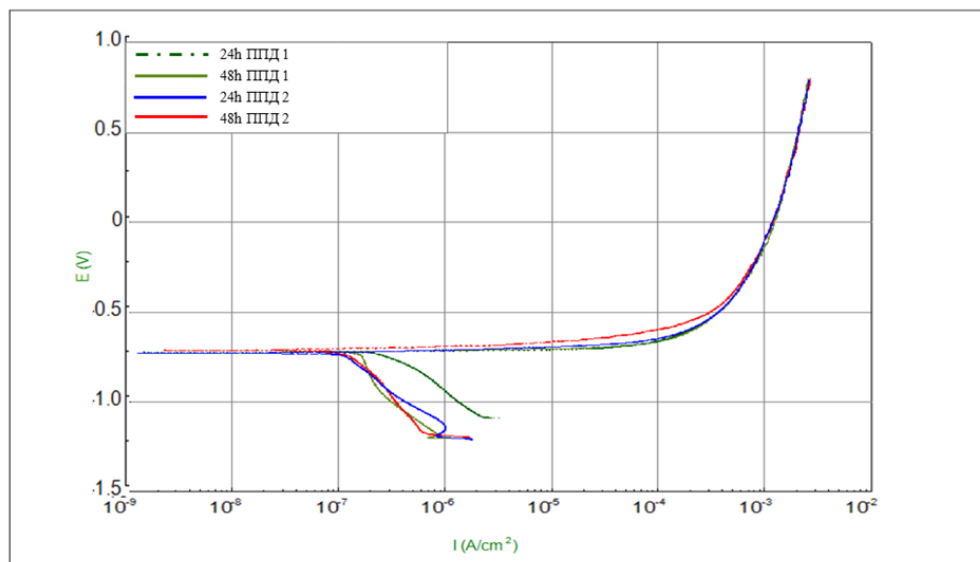


Фиг. 3.42. Сравнителна диаграма на изменение на степента на корозия при сплав AlMg6

След проведената електрохимична корозия е установено, че ДКО води до незначително повишаване на корозоустойчивостта, както при еталонния образец, така и при образците с ППД. Значително по-голямо е влиянието на обработката с ППД в сравнение с влиянието на ДКО. При образците с ППД степента на корозия значително намалява в сравнение с еталонните образци, като най-добри резултати се наблюдават при обработените с режим 2 образци- от 0,0038781 mm/г степента на корозия намалява на 0,000661 mm/г.



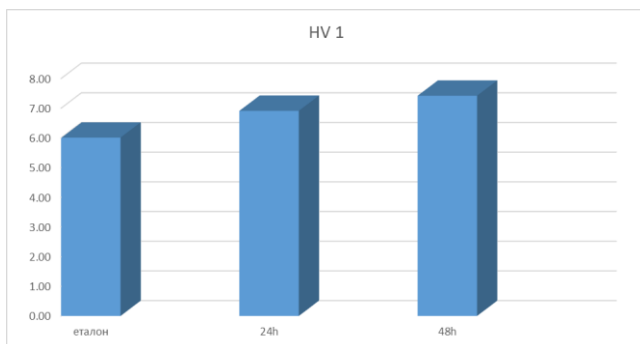
Фиг. 3.43. Потенциодинамични криви за AlMg6- еталонен образец, еталонен образец с ДКО, с ППД режим 1, с ППД режим



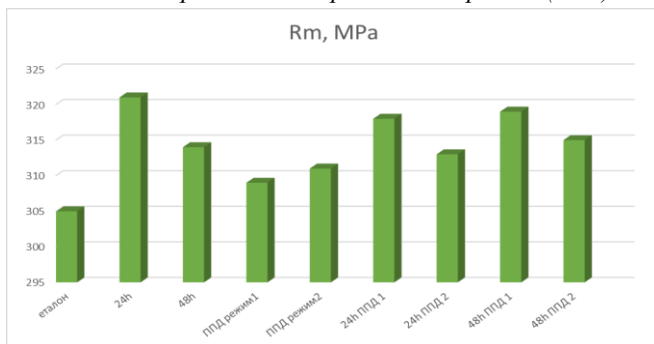
Фиг. 3.44. Потенциодинамични криви за AlMg6- след ДКО 24 часа режим на ППД 1, след ДКО 48 часа режим на ППД 1, след ДКО 24 часа режим на ППД 2, след ДКО 48 часа режим на ППД 2

3.4. Резултати и анализи от проведената ДКО върху термично уякчаема леярска сплав AlMg4.5

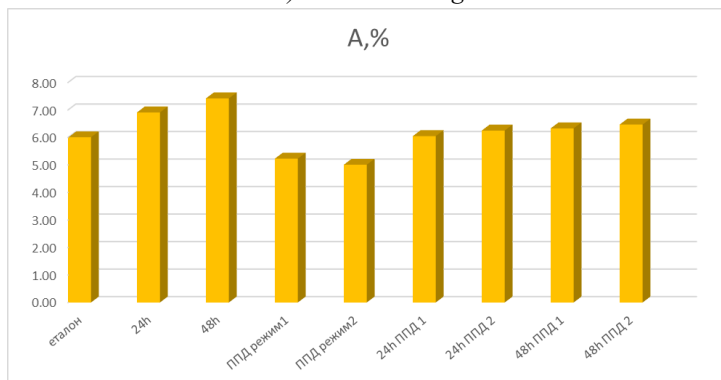
3.4.1. Резултати и анализи от изпитване на опън и измерване на твърдост



Фиг. 3.45. Сравнителна диаграма на измерената твърдост (HV1) на сплав AlMg4.5



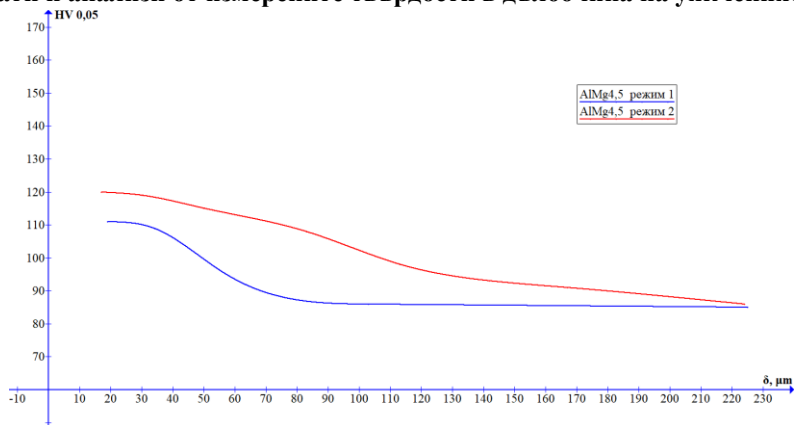
Фиг. 3.46. Сравнителна диаграма на получените стойности за якост на опън (R_m , MPa) на сплав AlMg4.5



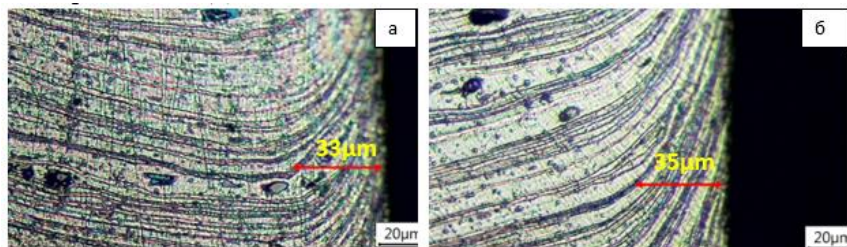
Фиг. 3.47. Сравнителна диаграма от определеното относително удължение (A , %) на сплав AlMg4.5

От получените резултати се вижда, че и при сплав AlMg4,5, дълбоката криогенна обработка влияе положително, относно повишаването на якостните механични характеристики, както на основния материал, така и в обработеният с ППД повърхностен слой. Най- голямо увеличение на якостта на опън и твърдостта се наблюдава след ДКО с продължителност 24 часа (средно Rm от 305 МПа се повишава на 321 МПа, а при образците с проведена ДКО с продължителност 48 часа якостта на опън нараства едва с 9 МПа, в сравнение с еталонните образци. Наблюдават се и леки изменения в относителното удължение след ДКО в продължение на 48 часа-приблизително с 1,5 %. Също така, и при образците от AlMg4 не се наблюдава значително изменение на твърдостта след 48 часа ДКО- от 85HV се повишава само с 6 единици – 91HV, докато след 24 часа ДКО твърдостта е с 14 единици по-висока – 98HV.

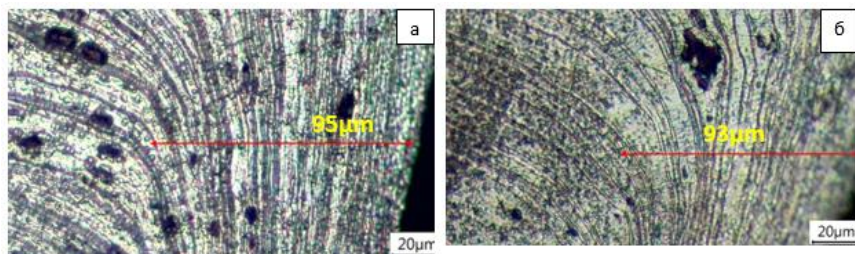
Резултати и анализи от измерените твърдости в дълбочина на уякнения слой



Фиг. 3.48. Графично представяне на изменението на твърдостта в дълбочина на уякнения слой на AlMg4,5 с режими 1 и 2



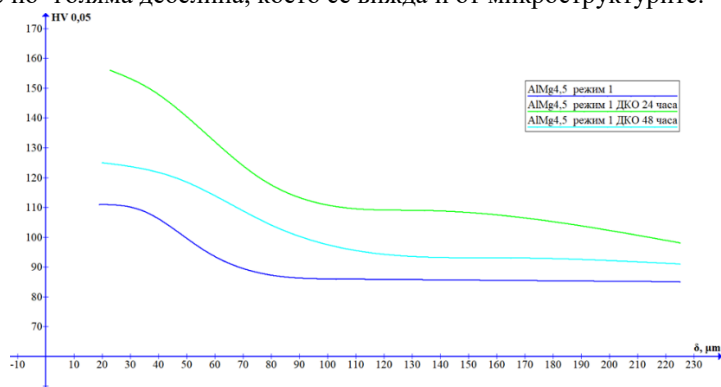
Фиг. 3.49. Микроструктура на уякнена с ДВ алуминиева сплав AlMg4.5 x400 - режим 1;
а- преди ДКО; б- След ДКО



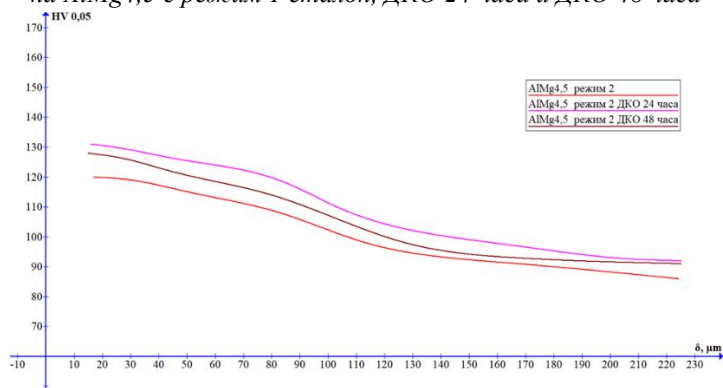
Фиг. 3.50. Микроструктура на уякчена с DB алуминиева сплав AlMg4.5 x400 - режим 2;

а- преди ДКО; б- След ДКО

От измерената твърдост в дълбочина на уякчения слой се забелязва, че твърдостта и при двата режима е със сходни стойности, като при втори режим логично повишаването на твърдостта е в по-голяма дълбочина, тъй като и уякчения слой е с по-голяма дебелина, което се вижда и от микроструктурите.



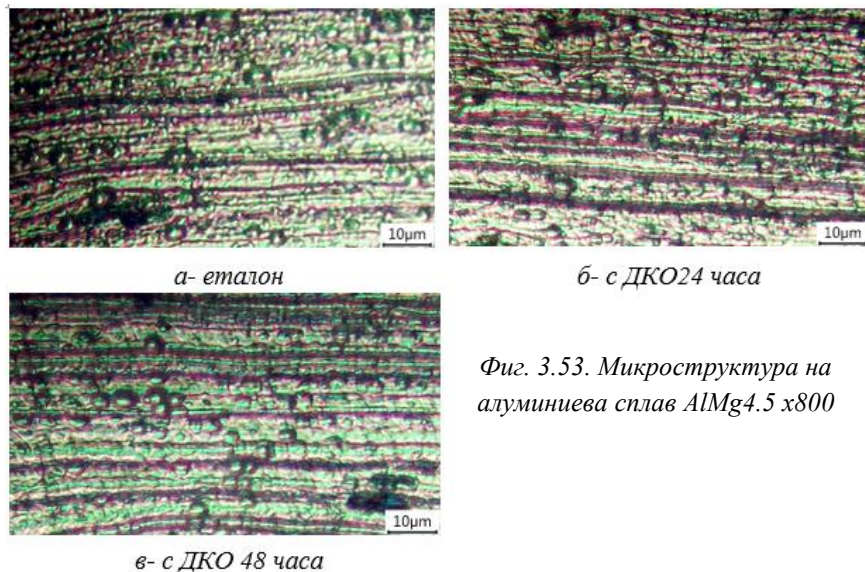
Фиг. 3.51. Графичните резултати от измерените твърдости в дълбочина на слоя на AlMg4,5 с режим 1 еталон, ДКО 24 часа и ДКО 48 часа



Фиг. 3.52. Графичните резултати от измерените твърдости в дълбочина на слоя на AlMg4,5 с режим 2 еталон, ДКО 24 часа и ДКО 48 часа

И при двата режима след ДКО 24 часа се наблюдава завишаване на микротвърдостта HV0,05 в дълбочина на уякчения слой, като при режим 1 стойността е значително завишена - с 27 единици, а при режим 2- с 16.

3.4.2. Резултати от проведения микроструктурен анализ на алуминиева сплав AlMg4,5

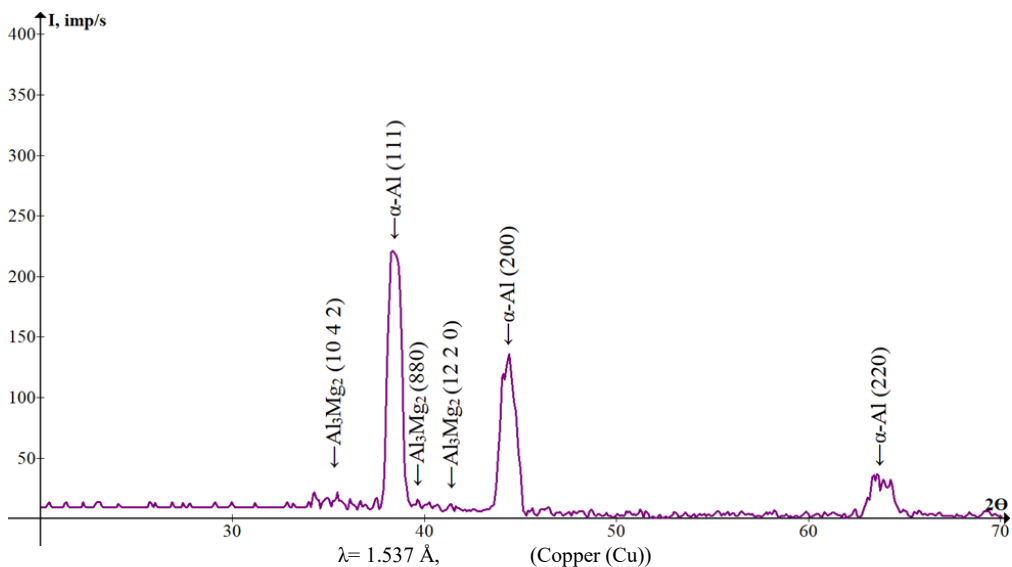


Фиг. 3.53. Микроструктура на алуминиева сплав AlMg4.5 x800

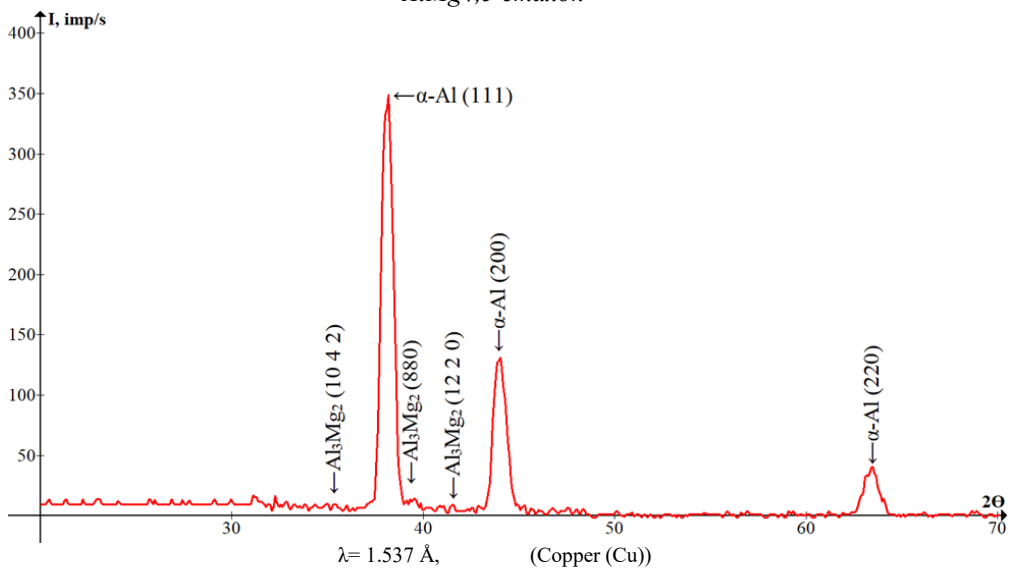
Наблюдава се сближаване на влакната в уякчената зона и издребняване и уплътняване на вторичните отделения, вследствие пластичната девормация, което води и до повишаване на дислокационната плътност, впоследствие до повишаване на твърдостта. При по- голямо увеличение, от фиг 3.53 б, се вижда, че след ДКО с продължителност 24 часа текстурните влакна са по изразени и по- плътни в сравнение с влакната на изходната структура, след 48 часа ДКО (фиг3.53 в) плътността на влакната е по- слабо изразена, в сравнение с влакната от структурата с ДКО с продължителност 24 часа, но отново е по- изразена от влакната на изходната структура.

3.4.3. Резултати и анализи от проведения рентгеноструктурен фазов анализ на алуминиева сплав AlMg4,5

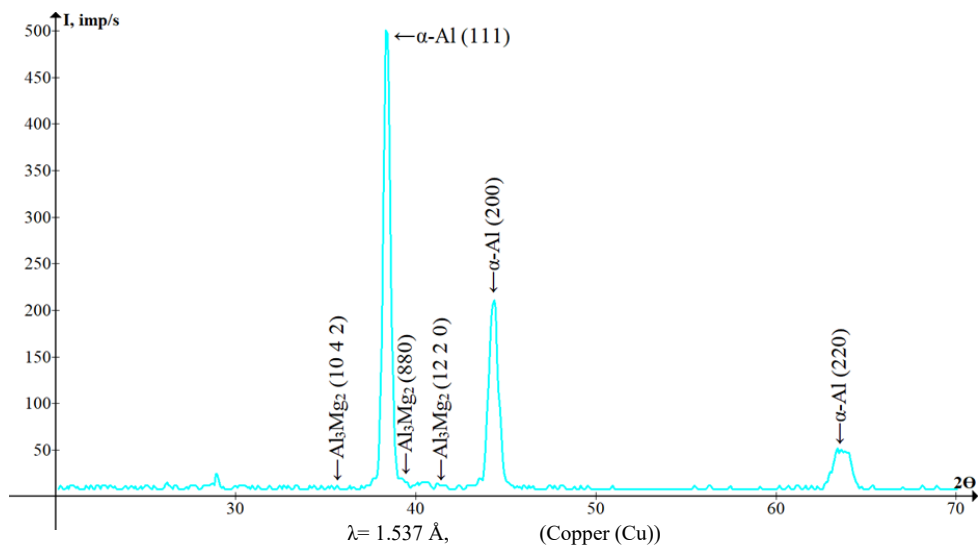
От проведения рентгеноструктурен фазов анализ, на изследваните образци от сплав AlMg4,5, също не са констатирани нови фазови състояния след дълбоката криогенна обработка. След 24 часа ДКО, се вижда отместване на пиковите към по- големи стойности на ъгъл 2θ , т.е към по-малки междуплоскостни разстояния, което показва, че α -твърдия разтвор обеднява на разтворения в него Mg.



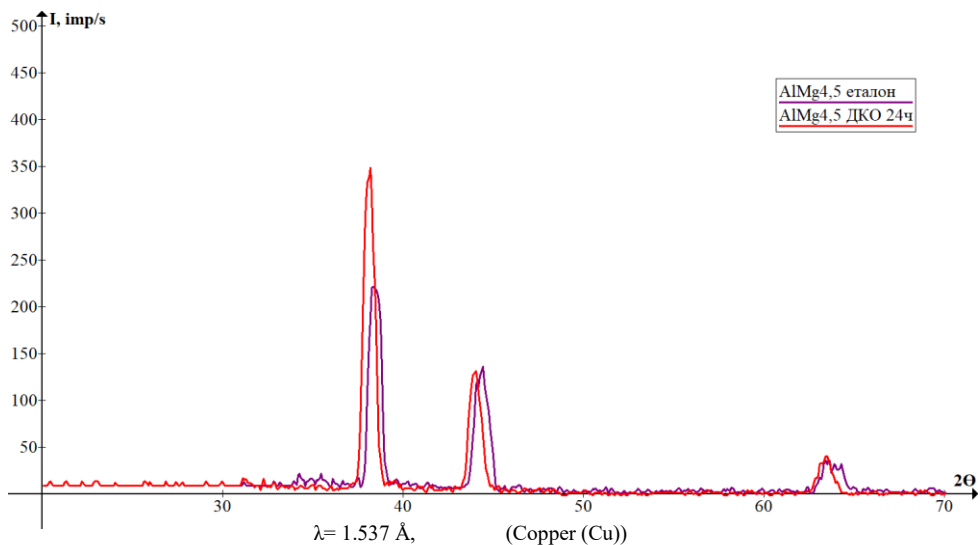
Фиг.3.54. Резултати от проведен рентгеноструктурен фазов анализ на образец AlMg4,5 еталон



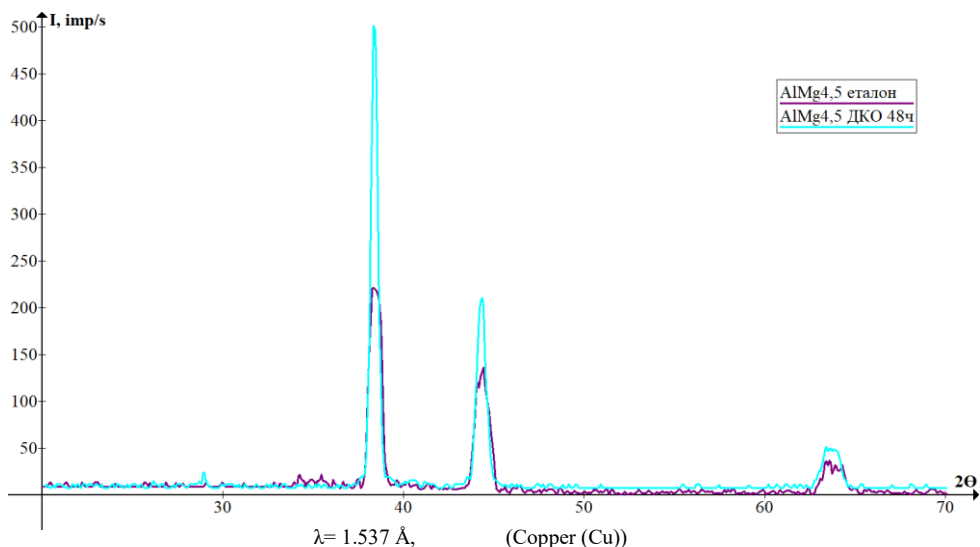
Фиг.3.55. Резултати от проведен рентгеноструктурен фазов анализ на образец AlMg4,5 с 24 часа ДКО



Фиг.3.56. Резултати от проведен рентгеноструктурен фазов анализ на образец $AlMg_{4,5}$ с 48 часа ДКО



Фиг.3.57. Сравнителна рентгенограма от проведения рентгеноструктурен фазов анализ между еталонен образец и с 24 часа ДКО



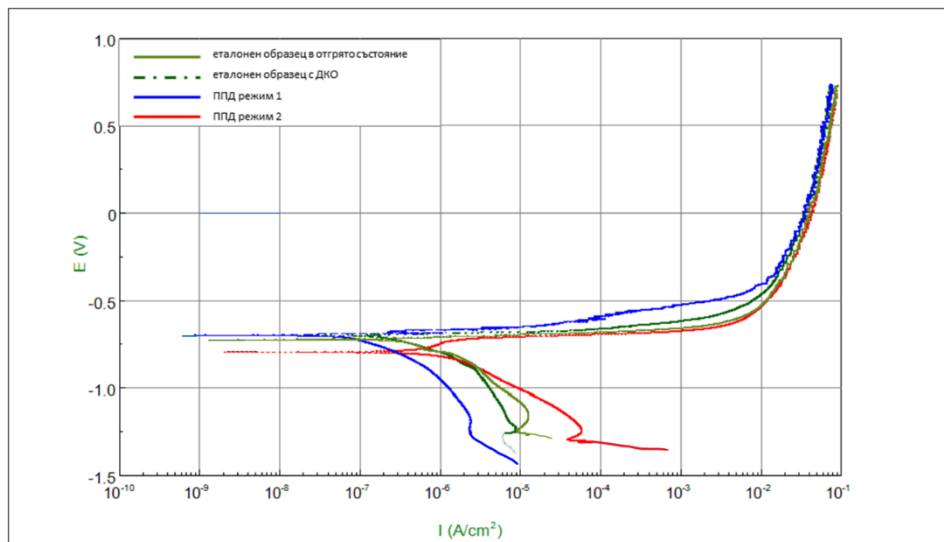
Фиг.3.58. Сравнителна рентгенограма от проведения рентгеноструктурен фазов анализ между еталонен образец и с 48 часа ДКО

3.4.4. Резултати и анализи от проведената електрохимична корозия върху образци от сплав AlMg4,5

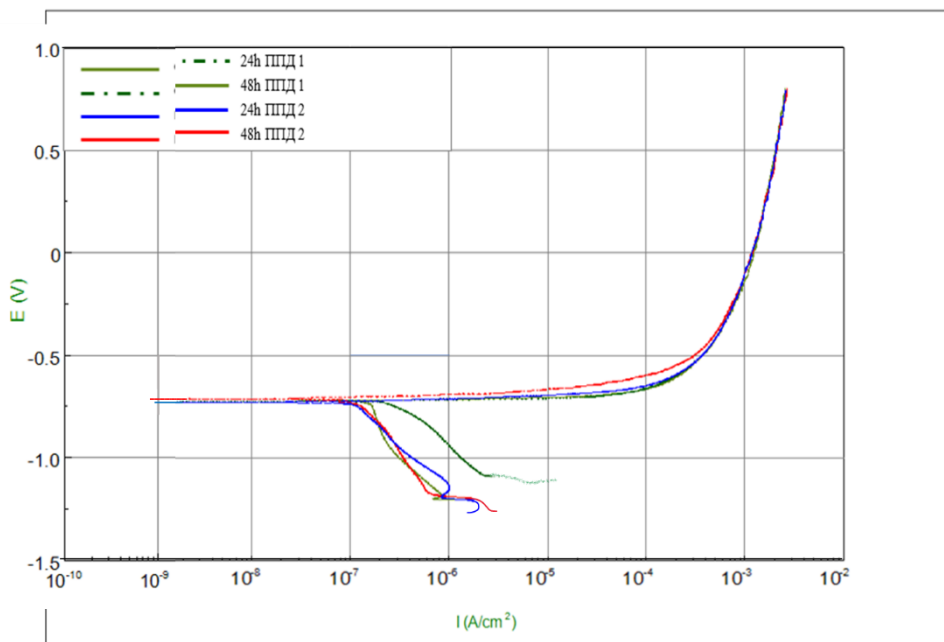
Проведени са изследвания за определяне степента на електрохимична корозия върху следните образци от сплав AlMg4,5: еталонен образец; еталонен образец с ДКО 24 часа; образец с ППД- режим 1; образец с ППД- режим 2; образец с ППД- режим 1 и ДКО от 24 часа; образец с ППД- режим 2 и ДКО от 24 часа; образец с ППД- режим 1 и ДКО от 48 часа и образец с ППД- режим 2 и ДКО от 24 часа.



Фиг. 3.59. Сравнителна диаграма на изменение на степента на корозия при сплав AlMg4,5



Фиг. 3.60. Потенциодинамични криви за AlMg4,5- еталонен образец, еталонен образец с ДКО, с ППД режим 1, с ППД режим



Фиг. 3.61. Потенциодинамични криви за AlMg4,5- след ДКО 24 часа режим на ППД 1, след ДКО 48 часа режим на ППД 1, след ДКО 24 часа режим на ППД 2, след ДКО 48 часа режим на ППД 2

ИЗВОДИ КЪМ ГЛАВА III

1. От разработените два технологични режима за уякчаване на алуминиеви сплави чрез дълбока криогенна обработка (при първият ДКО е окончателна обработка след закаляване и стареене, а при вторият ДКО е междинна обработка, извършваща се между процесите на закаляване и стареене) се установи, че провеждането на ДКО след предварително термично уякчаване (закаляване и следващо стареене) води до по-добри резултати, относно повишаване на механичните характеристики, в сравнение с технологичния процес, при който ДКО се провежда като междинна обработка.
2. На база проведените механични изпитвания на сплав AlSi7Mg е установено, че ДКО води до по-добри резултати при термично обработените образци с режим Т6, в сравнение с образците без предварителна термична обработка.
3. При деформируемите, термично неужакчаеми сплави (AlMg6 , AlMg4,5) се наблюдава по-значимо въздействие на ДКО върху повишаването на твърдостта в зоните, механично уякчени с ППД, в сравнение със зоните в отгрято и полуотгрято състояние.
4. При едната от термично уякчаемите сплави- деформируема сплав AlSiMgMn , се наблюдава значително повишаване на пластичността след ДКО, докато твърдостта и якостта се повишават в по-малка степен, за разлика от леярската сплав AlSi7Mg при която якостните механични характеристики нарастват в по-голяма степен. Причината за това е обедняването на разтворените елементи в α -твърдия разтвор, вследствие свиването на кристалната решетка на α -алуминия след ДКО, които поначало са в по-малко количество в сравнение със сплав AlSi7Mg .
5. От проведения микроструктурен анализ на термично уякчените образци от леярската сплав AlSi7Mg е установено, че след провеждане на ДКО, останалите малки количества евтектична смес се доразпадат, като фрагментите на отделилия се коагулирал силиций уеднаквяват размерите си, стават по-дисперсни и се разпределят равномерно около α -твърдия разтвор, което води до повишаване на якостните механични характеристики.
6. От проведения микроструктурен анализ на образците от термично неужакчаеми сплави (Al-Mg сплави) се установи, че след ДКО от α -твърдия разтвор се отделят повече и по-дисперсни β -фази (химичното съединение Mg_2Al_3), което от своя страна води до повишаване на якостните механични характеристики.
7. Съдейки по интензитета на основните фазови линии от проведения рентгеноструктурен фазов анализ се установи, че ДКО води до повишаване на количеството на отделянията на вторичните (β) фази. Това от своя страна е причина за допълнително повишаване на якостта и твърдостта след провеждане на ДКО на уякчените чрез закаляване сплави, както и на неужакчаемите сплави.

8. На база проведенният рентгеноструктурен фазов анализ, при всички сплави обект на дисертационният труд, е установено, че след ДКО интегралната площ на дифракционната линия на пиковите се повишава, което доказва повишаването на плътността на дислокациите, водеща до повишаване на стойностите на механичните характеристики.

9. И при четирите вида сплави (AlSi7Mg, AlMg6, AlMg4,5 и AlSiMgMn) подобри стойности на якостните механични характеристики се получават след ДКО в продължение на 24 часа, в сравнение с ДКО с продължителност 48 часа, но получените се по-високи стойности на относителното удължение след 48 часа ДКО, могат да определят този технологичен режим също като положителен. В зависимост от предявяваните технологични и експлоатационни характеристики, може да се подбере единият от двата вида технологични режими за ДКО.

10. И при двата вида деформируеми Al- Mg сплави (AlMg6, AlMg4,5), повърхностно уякчени чрез ППД посредством “Diamond Burnishing process”, не се наблюдава повишаване на грапавостта след ДКО, което позволява ДКО да се извършва като окончателна обработка.

11. Не се наблюдава отрицателно въздействие след ДКО върху корозионната устойчивост и при четирите вида сплави (AlSi7Mg, AlMg6, AlMg4,5 и AlSiMgMn), като дори е констатирано известно понижение на степента на корозия след ДКО, както при изходните образци, така и при термично и механично уякчените образци.

ГЛАВА IV. РЕГРЕСИОНЕН МОДЕЛ ЗА АНАЛИЗИРАНЕ НА ВРЪЗКАТА МЕЖДУ МЕХАНИЧНИТЕ И ЕКСПЛОАТАЦИОННИ ХАРАКТЕРИСТИКИ

Извършен е статистически анализ, като е използван Методът на най-малките квадрати. Това е фундаментален метод за оценка на параметрите на линеен модел. Базиран е на минимизиране на сумата от квадратичните разлики между експерименталните и моделираните стойности на зависимата променлива.

Линеен модел в матрична форма

Уравнението на регресия може да бъде показано в матрична форма като :

$$y = X\beta + \varepsilon \quad (4.1)$$

където:

y е $(n \times 1)$ вектор с експериментални стойности на зависимата променлива.

X е $(n \times k)$ матрица на управляваните променливи (включително първа колонка с еденици).

β е $(k \times 1)$ вектор с неизвестните коефициенти (регресионни коефициенти).

ε е $(n \times 1)$ вектор на случайната грешка.

Моделът може да бъде нелинеен ако в матрицата X се включат и по-високите степени на управляваните променливи и итерациите между тях.

Целевата функция за минимизиране е:

$$S(\beta) = \varepsilon' \varepsilon = (y - X\beta)'(y - X\beta) \quad (4.2)$$

За да намерим оценките на коефициентите β , които минимизират $S(\beta)$, приравняваме производните по β на нула. Решението е (записано в като функция във всички изчислителни софтуери):

$$\hat{\beta} = (X'X)^{-1}X'y \quad (4.3)$$

В заключение регресионния модел по метода на най-малките квадрати (OLS) е прост за пресмятане, но силен като метод за оценка на линейни връзки използвайки матричната алгебра.

Анализ на дисперсията (ANOVA) – Матрична формулировка

Анализът на вариацията (ANOVA) представлява статистическа техника за изследване на различията между групови средни стойности и съответните им вариации. Основната ѝ идея е да се разложи общата изменчивост, наблюдавана в данните, на компоненти, дължащи се на различни източници на вариация.

Линейно представяне на модела

В матрична форма ANOVA моделът се представя като:

$$y = X\beta + \varepsilon \quad (4.4)$$

където:

- y е вектор ($n \times 1$) на наблюдаваните отговори,
- X е дизайн-матрица ($n \times k$), представяща груповата принадлежност,
- β е вектор ($k \times 1$) от параметри (групови средни или ефекти),
- ε е вектор ($n \times 1$) от случайни грешки, за които се приема, че са независими и еднакво разпределени: $\varepsilon \sim N(0, \sigma^2 I)$.

➤ Формулировка на хипотезите

Основната хипотеза в ANOVA гласи, че всички групови средни са равни:

$$H_0: \beta_1 = \beta_2 = \dots = \beta_k$$

срещу алтернативната хипотеза:

H_1 : поне едно β_i се различава.

➤ Разделяне на общата променливост

Общата сума на квадратите (SST) измерва общата вариационност на y около средната му стойност:

$$SST = (y - \bar{y}1)'(y - \bar{y}1) \quad (4.5)$$

Тази обща променливост се разлага на два ортогонални компонента:

$$SST = SSR + SSE \quad (4.6)$$

където:

- SSR (Сума от квадрати на регресия) = $(\hat{y} - \bar{y}1)'(\hat{y} - \bar{y}1)$ представлява обяснената вариация, дължаща се на модела,
- SSE (Сума от квадрати на грешки) = $(y - \hat{y})'(y - \hat{y})$ представлява необяснимата вариация (остатъци).

➤ Матрична форма на суми от квадрати

Използвайки оператори за матрична проекция, сумите на квадратите могат да бъдат изразени като:

- Обща сума на квадратите:

$SST = y'(I - J)y$, където $J = (1/n)11'$, обща изменчивост около общата средна стойност.

- Регресионна сума на квадратите:

$SSR = y'(H - J)y$, където $H = X(X'X)^{-1}X'$, обяснената (междугрупова) изменчивост.

- Сума от квадратите на грешките:

$SSE = y'(I - H)y$, необяснена (вътрегрупова) изменчивост.

По този начин, разлагането става:

$$y'(I - J)y = y'(H - J)y + y'(I - H)y$$

➤ F-статистика

F-статистиката, използвана за тестване на хипотези в ANOVA, е дадена от:

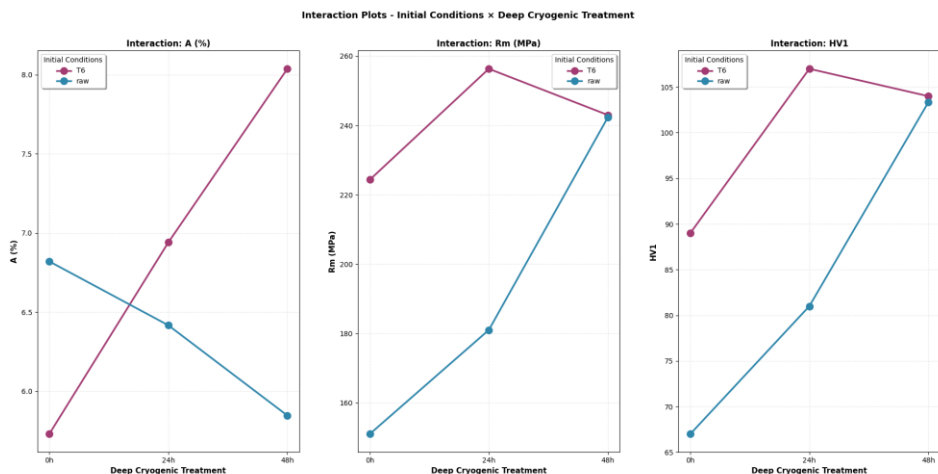
$$F = (MSR / MSE) = [(SSR / (k - 1)) / (SSE / (n - k))] \quad (4.7)$$

където:

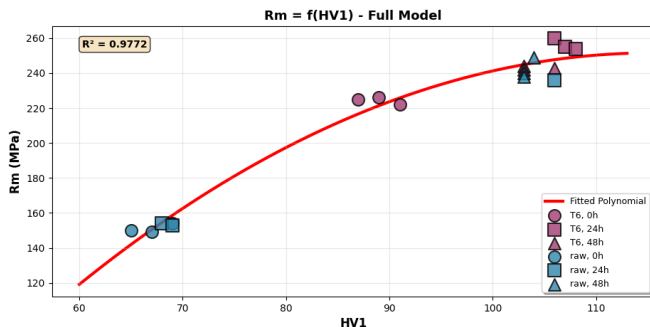
- $MSR = SSR / (k - 1)$ е средноквадратичната стойност, дължаща се на регресия,

- $MSE = SSE / (n - k)$ е средноквадратичната стойност поради грешка.

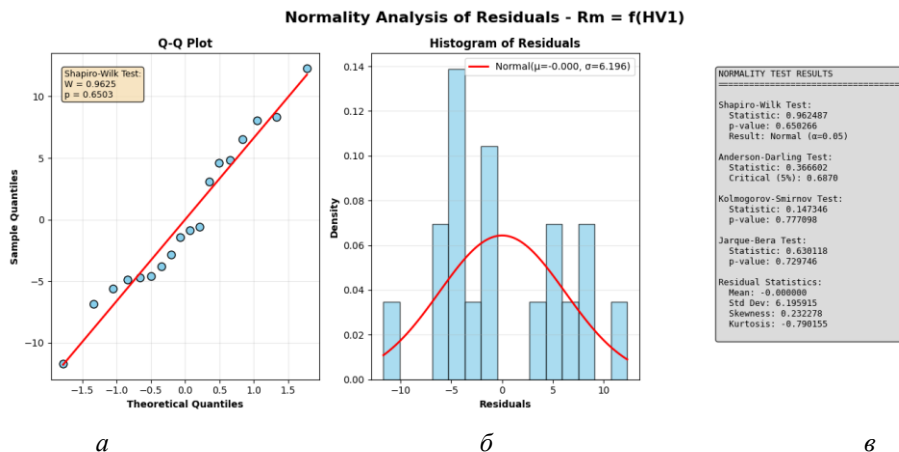
При нулевата хипотеза H_0 , F следва F-разпределение с $(k - 1, n - k)$ степени на свобода.



Фиг.4.1. Основни ефекти от началното състояние и ДКО върху пластичността, якостта и твърдостта на алуминиева сплав $AlSi7Mg$

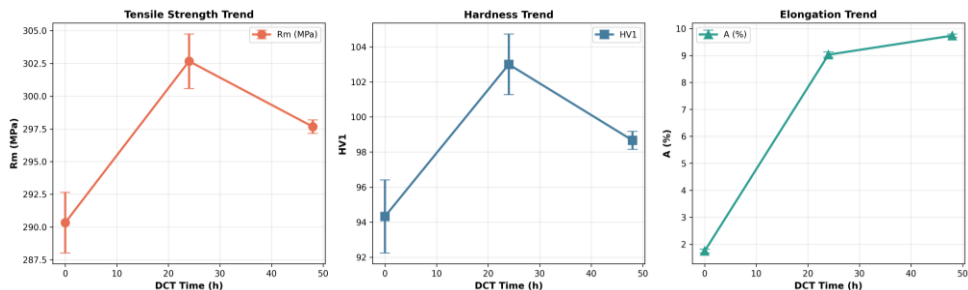


Фиг.4.2. Регресионна зависимост $R_m = f(HV1)$ и експериментални точки за сплав $AlSi7Mg$

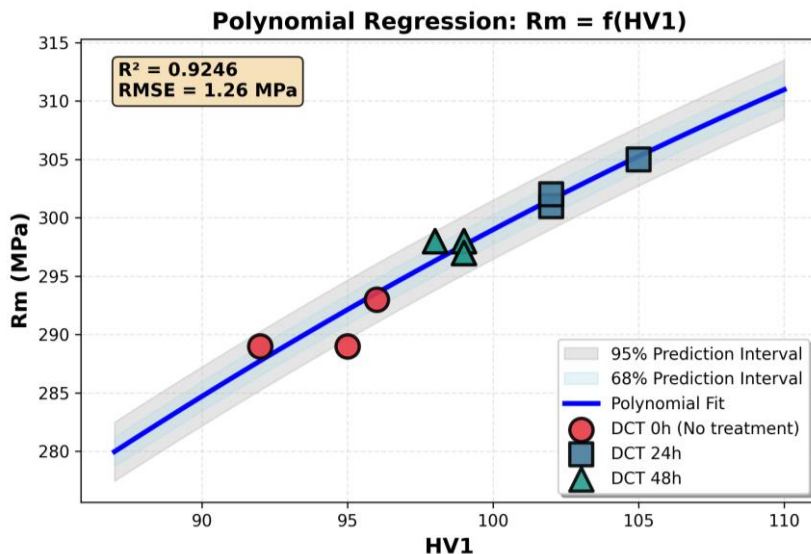


Фиг.4.3. Тестове за нормалност на остатъците при алуминиева сплав $AlSi7Mg$

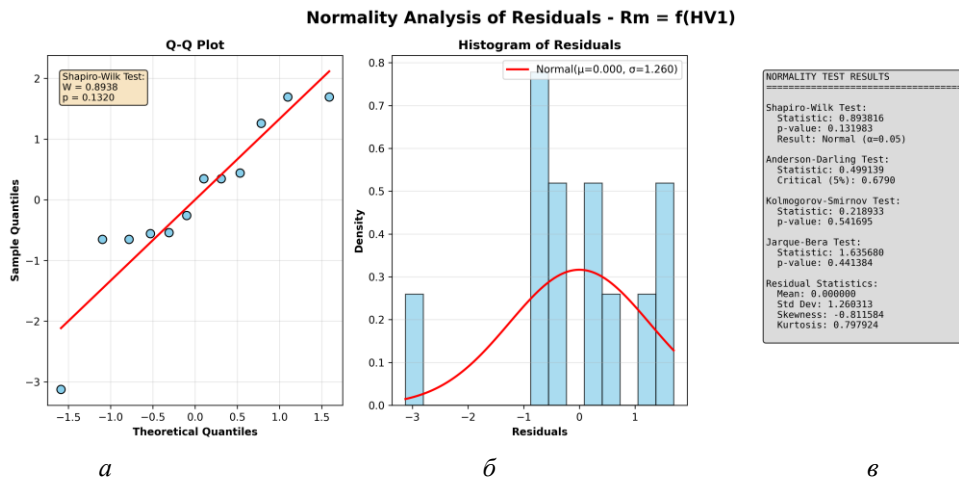
а) Q-Q графика; б) Хисточрама на остатъците; в) Резултати от тестовите за нормалност.



фиг.4.4. Основни ефекти и взаимодействия ДКО върху пластичността, якостта и твърдостта на алуминиева сплав $AlSi7MgMn$

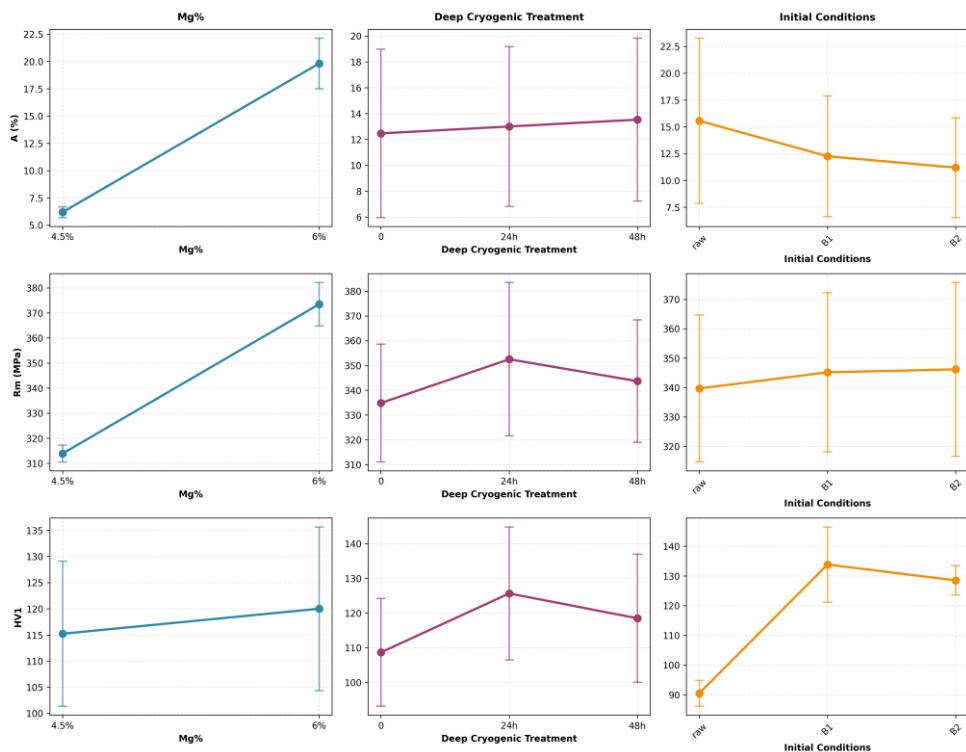


Фиг.4.5.Регресионна зависимост $R_m = f(HV1)$ и експериментални точки за сплав $AlSiMgMn$



Фиг.4.6. Тестове за нормалност на остатъците при алуминиева сплав $AlSiMgMn$
а) Q-Q графика; б) Хистограма на остатъците; в) Резултати от тестовете за нормалност.

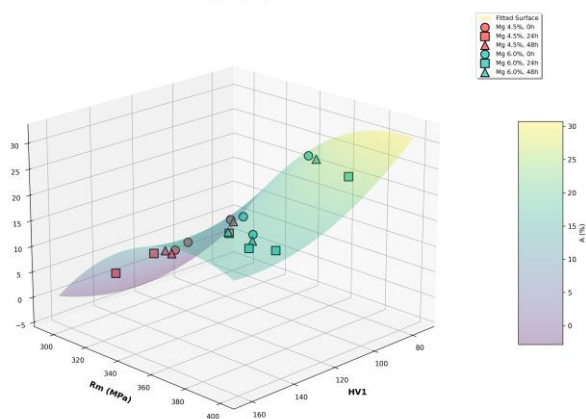
Main Effects Plots for Alloy Properties



Фиг.4.7. Основни ефекти на количеството Mg, началното състояние и ДКО върху пластичността, якостта и твърдостта на алуминиеви сплави от системата

Al-Mg

3D Polynomial Regression Surface
A = f(HV1, Rm)



Фиг.4.8. Повърхнина на отклика $A=f(HV1, Rm)$ за сплави от системата Al-Mg

ПРИНОСИ НА ДИСЕРТАЦИОННИЯ ТРУД

I. Научни

1. Потвърдено е, че прилагането на дълбока криогенна обработка (ДКО) води до диспергиране, по-равномерно разпределение и увеличаване количеството на отделените от твърдия разтвор вторични фази, както и до повишаване на плътността на дислокациите, което е основен фактор за подобряване на якостните характеристики на алуминиевите сплави.
2. Доказано е, че последователността на прилагане на термична обработка върху алуминиеви сплави (закаляване+изкуствено стареене) и ДКО оказва съществено влияние върху крайния резултат, като най-благоприятни характеристики се постигат при извършване на ДКО след стареене, в контраст с конвенционалните схеми, при които ДКО се прилага след закаляване, преди процеса на стареене.
3. Потвърдено е, че ДКО не влошава корозионната устойчивост на алуминиевите сплави, а дори води до леко подобряване, което е от значение при експлоатация в агресивни среди.

II. Научно- приложни

1. Установена е специфичната реакция на различни групи термично уякчаеми алуминиеви сплави спрямо ДКО, като за леярски сплави от типа $AlSi7Mg$ се отчита повишаване на якостта без загуба на пластичност, докато при деформируеми сплави от системата $AlSiMgMn$ ефектите са насочени основно към подобряване на пластичността при запазване на якостта и твърдостта.
2. Установено и, че при термично неуякчаеми деформируеми сплави от системата $Al-Mg$ ($AlMg6$, $AlMg4,5$), ефектът от ДКО е по-изразен след уякчаване чрез пластична деформация, отколкото в отгрято състояние.
3. Разработен е иновативен, екологично чист и икономически обоснован технологичен процес за уякчаване на термично неуякчаеми и за усилване на ефекта от стареене при термично уякчаеми алуминиеви сплави чрез прилагане на ДКО.
4. Доказана е приложимостта на ДКО като окончателна обработка, предвид това, че не предизвиква повишаване на грапавостта на повърхнини повърхностно уякчени чрез диамантено заглаждане алуминиеви сплави.
5. Създадени са регресионни модели, който описват връзката между параметрите на ДКО и получените механични и експлоатационни характеристики на изследваните термично уякчаеми и термично неучкчаеми алуминиеви сплави. Моделите позволяват прогнозиране на очаквани резултати и подпомагат избора на оптимални технологични режими чрез количествена оценка на влияещите фактори.

III. Приложни приноси

1. Разработени са практически насоки за избор на технологичен режим за уякчаване с ДКО, с които се дава възможност в широк диапазон да се променят свойствата на термично уякчаеми и термично неуякчаеми алуминиеви сплави, според изискваните експлоатационни характеристики.
2. Разработен е технологичен процес за уякчаване чрез ДКО, с продължителност 24 часа, който води до допълнително повишаване на якостните механични характеристики на термично и механично уякчени алуминиеви сплави, както и на алуминиеви сплави в отгрято състояние, като същевременно не понижава пластичността. Процесът е подходящ за внедряване в индустриални условия, където се изисква увеличаване на якостта без влошаване на пластичността на материала.
3. Разработен е технологичен процес за уякчаване чрез ДКО, с продължителност 48 часа, при който се повишава на пластичността на термично и механично уякчени алуминиеви сплави, както и на алуминиеви сплави в отгрято състояние, като същевременно леко повишава и якостните механични характеристики. Процесът е особено подходящ за приложения, при които се изисква съчетание между подобрена пластичност и достатъчна якост, като например в транспортната и авиационната индустрия.

ПУБЛИКАЦИИ ПО ДИСЕРТАЦИОННИЯ ТРУД

1. Daniela SPASOVA, Plamen STOYANOV, Plamen PETROV, 2024, Effect of Deep Cryogenic Treatment on Microstructure and Mechanical Properties of AlMg6 Aluminum Alloy, International Journal “NDT Days”, Volume VII / Issue 2, p. 67-74
2. Plamen STOYANOV, 2024, Investigation of AlMg6 Aluminum Alloy Welded Joint Properties After Deep Cryogenic Treatment, International Journal “NDT Days”, Volume VII / Issue 2, p. 75-82
3. Daniela SPASOVA, Plamen STOYANOV, Plamen PETROV, Nikolay ATANASOV Radostina YANKOVA, Effect of Deep Cryogenic Treatment on the Mechanical Properties of AlSi7Mg Casting Alloy, Inovative Manufacturing Engineering & Energy Conference, 2024, 23 – 25 October
4. Daniela SPASOVA, Plamen STOYANOV, 2025, EFFECT OF DIAMOND BURNISHING PROCESS PARAMETERS ON THE SURFACE PROPERTIES OF ALMN1 ALUMINUM ALLOY, International Journal “NDT Days”, под печат

Научно-изследователска работа по други договорни теми и задачи:

1. Научноизследователски проект: „Изследване влиянието на повърхностната пластична деформация върху механичните свойства и уморната дълготрайност на алуминиеви сплави”- НП9/2024, с ръководител доц.д-р Даниела Спасова

2. Научноизследователски проект: “Влияние на криогенната обработка върху механичните свойства на термично уякчаеми алуминиеви сплави”- НП10/2025, с ръководител доц.д-р Даниела Спасова

Специални благодарности на:

доц. д-р инж. Даниела Спасова, доц. д-р инж. Диян Димитров, доц. д-р инж. Ярослав Аргиров, гл. ас. д-р инж. Радостина Янкова, целия екип на Института по металознание, съоръжения и технологии с Център по хидро- и аеродинамика „Академик Ангел Балевски“ към БАН и на всички, които са били съпричастни към моята дисертационна работа.

Annotation

The dissertation presents scientifically grounded and practically applicable solutions for improving the mechanical and operational properties, and consequently the durability, of aluminum alloy materials through Plasma Electrolytic Oxidation (PEO). The technological process developed on the basis of the conducted research has the potential to support the advancement of modern manufacturing technologies, promote sustainability and resource efficiency, and simultaneously reduce the environmental footprint.

The results obtained may have significant applications in industrial production—particularly in the shipbuilding industry, oceanology, and the chemical sector—which are of strategic importance to the region, ensuring enhanced competitiveness of the local industry.

Through the appropriate selection of processing modes and sequence of operations, the proposed method can be successfully implemented in industrial settings, offering specific technological parameters tailored to each of the studied alloys.