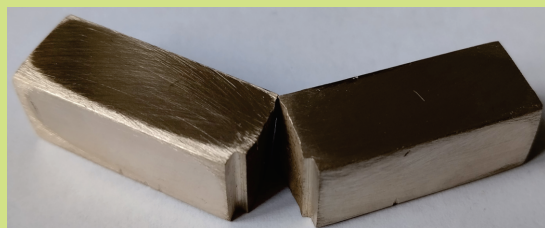
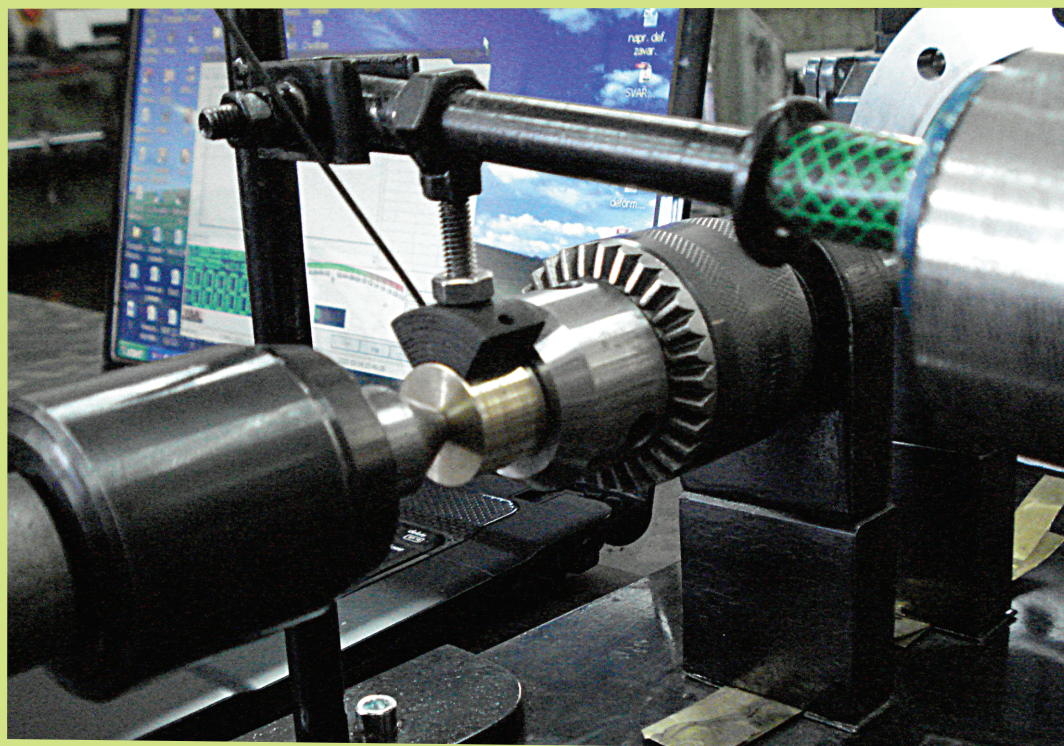
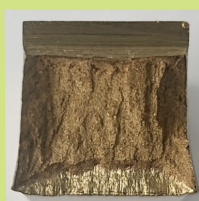


ВЛАДИМИР ПЕТРОВ ТОДОРОВ

ПОДОБРЯВАНЕ НА МЕХАНИЧНИТЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ЕКСПЛОАТАЦИОННО ПОВЕДЕНИЕ НА ЖЕЛЯЗО-АЛУМИНИЕВ БРОНЗ С β -ТРАНСФОРМАЦИЯ



гл. ас. д-р инж. Владимир Петров Тодоров

**ПОДОБРЯВАНЕ НА МЕХАНИЧНИТЕ
ХАРАКТЕРИСТИКИ И ЕКСПЛОАТАЦИОННО
ПОВЕДЕНИЕ НА ЖЕЛЯЗО-АЛУМИНИЕВ БРОНЗ С
β-ТРАНСФОРМАЦИЯ**

Университетско издателство
„Васил Априлов“
Габрово, 2024

В монографията са представени резултатите от теоретични и експериментални изследвания на възможностите на различни технологични процеси, базирани върху различни термични обработки и студена повърхностно пластична деформация, както и комбинация от тях, за подобряване на механичните характеристики и експлоатационно поведение на желязо-алуминиеви бронзи с β -трансформация.

Съдържанието на монографията е предназначено и за студентите от специалност „Технология на материалите и материалознание“ в Технически университет Габрово, при изучаване на дисциплините от ОКС „бакалавър“: „Металознание“, „Термична обработка на металите и сплавите“, „Изследване структурата и свойствата на инженерни материали“ и ОКС „магистър“: „Леене на цветни метали и сплави“, „Повърхностно пластично деформиране“, „Surface engineering. (Технологии за модифициране на повърхностните слоеве)“.

Рецензенти:

проф. дн инж. Цанка Димитрова Дикова

проф. дн Мария Пламенова Николова

Владимир Петров Тодоров – автор, 2024

Университетско издателство „В. Априлов“ – Габрово, 2024

ISBN: 978-954-683-699-1

СЪДЪРЖАНИЕ

Рецензия от проф. Ц. Д. Дикова.....	5
Рецензия от проф. М. П. Николова.....	8
Приети означения.....	10
Приети съкращения.....	10
Въведение	11
Глава I. Съвременно състояние на изследванията върху алуминиеви бронзи	14
1. Класификация на бронзовите сплави.....	14
1.1. Калаени бронзи.....	14
1.2. Безкалаени бронзи.....	16
2. Приложение на алуминиеви бронзи.....	20
3. Състояние на изследването върху еднофазни (нисколегирани) алуминиеви бронзи.....	23
4. Състояние на изследването върху алуминиеви бронзи с β - трансформация.....	25
Глава II. Материали и методи	29
1. Материал и методи.....	29
2. Подготовка на образци.....	29
3. Микроструктура.....	30
4. Механични характеристики.....	30
4.1. Изпитване на опън.....	30
4.2. Ударна жилавост.....	31
4.3. Твърдост.....	32
5. Surface integrity.....	32
6. Експлоатационно поведение.....	33
6.1. Уморни тестове.....	33
6.2. Тестове за износване при плъзгане.....	35
Глава III. Подобряване на алуминиев бронз с β –трансформа- ция в състояние на доставка – горещо валцовани пръти	38
1. Влияние на термичното обработване и диамантното заглаждане върху микроструктурата.....	38
2. Влияние на термичното обработване върху механичните характеристики.....	44
3. Влияние от термичното обработване и диамантното заглаждане върху Surface integrity.....	49
4. Влияние на термичното обработване и диамантното заглаждане върху уморното поведение.....	53
5. Влияние на термичното обработване върху износоустойчи- востта при плъзгане.....	60

6. Цялостна ефективност от видовете термично обработване на Cu-10Al-5Fe бронз.....	66
Глава IV. Подобряване на алуминиев бронз с β-трансформация в лято състояние.....	69
1. Материал и методики	70
2. Влияние на температурата и времето на отвъръщане върху механичните характеристики.....	73
2.1. Влияние на температурата на отвъръщане.....	73
2.2. Влияние на времето на отвъръщане.....	77
3. Влияние на температурата на отвъръщане върху еволюцията на микроструктурата.....	80
4. Влияние на термичното обработване върху механичните характеристики: планиран експеримент и оптимизация.....	88
Заклучение.....	102
Използвана литература.....	107

Рецензия

от проф. дн инж. Цанка Дикова

В представената монография е направено задълбочено изследване на микроструктурата, свойствата и експлоатационните характеристики на желязо-алуминиеви бронзи с β -трансформация. Въпреки че се използват за промишлени цели още от края на 19 век, желязо-алуминиеви бронзи намират и до сега широко приложение в различни браншове на индустрията поради високата якост, износоустойчивост и устойчивост на корозия в агресивни среди. Структурата на тези сплави се определя основно от количеството алуминий: под 9,4 % тя е еднофазна и се състои от α -фаза, а над тази граница е двуфазна и се характеризира с β -трансформация. Механичните свойства на първия вид бронзи се подобряват предимно чрез пластична деформация, а на втория – чрез термична обработка. В литературата има налични данни за твърдост и механични свойства на определени видове бронзи след термично въздействие, но изследвания на механични и особено експлоатационни характеристики след комбинация от термична обработка и пластична деформация липсват. Това, заедно с широката приложимост, определя актуалността на тематиката за изследване на желязо-алуминиевите бронзи с β -трансформация.

Монографията на д-р инж. Владимир Тодоров представя резултати от влиянието на термичната обработка (ТО) и комбинацията термична обработка/повърхностна пластична деформация (ТО/ППД) върху твърдостта, механичните свойства и експлоатационните характеристики на два вида алуминиево-железни бронза с β -трансформация – Cu-10Al-5Fe и Cu-11Al-6Fe. Този труд представлява една напълно завършена научна разработка с практико-приложна насоченост, в която са предложени оптимални режими на ТО и ТО/ППД за получаване на различни комбинации от експлоатационни характеристики. Те са базирани на резултатите от

проведени експерименти, обработени с помощта на математическо моделиране и верифицирани чрез експеримент.

Съдържанието на монографията обхваща: въведение, 4 глави, заключение и използвана литература. В първа глава е отразено съвременното състояние на изследванията върху алуминиевите бронзи. В началото е показана класификацията на бронзовите сплави, след което е разгледано приложението на алуминиевите бронзи. Представени са изследванията до момента на еднофазните нисколегирани алуминиеви бронзи и на тези с β -трансформация. От направените обобщения логически следва и целта на изследванията, направени в настоящата работа. Във втора глава е дадена информация за използваните материали и тяхната обработка (ТО и ТО/ППД), както и за използваните методи за изследване микроструктура, механични свойства и експлоатационни характеристики. В трета глава са дадени резултатите от влиянието на термичната обработка и диамантното заглаждане върху микроструктурата, механичните характеристики, surface integrity, уморното поведение и износостойчивостта на алуминиев бронз с β -трансформация Cu-10Al-5Fe. В последната част е направена цялостна оценка на ефективността от термичната обработка върху изследвания бронз. В четвърта глава чрез планиран експеримент и оптимизация е изследвано влиянието на параметрите на процеса отвъръщане (температура и време) върху микроструктурата и механичните свойства на алуминиев бронз с β -трансформация Cu-11Al-6Fe. Предложени са и са верифицирани оптимални режими на отвъръщане за получаване на различни комбинации от механични характеристики.

В настоящата работа прави впечатление логическата последователност на направените изследвания, умелото използване на експериментални, симулационни и математически методики и задълбочения анализ на микроструктурите, обуславящи съответните свойства. Всичко това

гарантира адекватност на получените резултати и води логично до финален завършек на настоящата работа с много висока научна и практико-приложна стойност – предложени технологични режими за термична и комбинирана обработка (ТО/ППД) на алуминиеви бронзи с β -трансформация за повишаване на техните механични и експлоатационни свойства.

Научно-приложните приноси в монографията могат да се сведат до установените нови факти относно: 1) микроструктурите на изследваните бронзи и техните трансформации в зависимост от параметрите на приложените обработки – термична или комбинация от ТО/ППД; 2) промените в статичната якост на опън, границата на провлачване, пластичността, твърдостта, ударната жилавост, якостта на умора, триенето и износостойчивостта в зависимост от времето и температурата на ТО; 3) комплексна оценка на ефективността от термичната обработка върху изследваните бронзи.

В заключение искам да отбележа, че монографията на гл. ас. д-р инж. Владимир Тодоров представлява един напълно завършен научен труд, който реално отразява съвременното състояние на проблемите по обработката на алуминиеви бронзи с β -трансформация. С представените нови резултати, той успешно ги надгражда. Важно е да се отбележи, че резултатите от изследванията са публикувани в статии, реферирани в Web of Science и Scopus.

Убедено мога да кажа, че монографията с успех може да бъде използвана не само за обучение на студентите в техническите университети, от специалистите в областта на материалознанието и технологиите, но и от инженерите в производствените предприятия.

Рецензент: проф. д-р инж. Цанка Дикова

Факултет по Дентална медицина

Медицински университет „Проф. д-р П. Стоянов“ Варна

Рецензия

от проф. дн Мария Николова

При използването си като конструкционни материали, желязо-алуминиевите бронзи с β -трансформация често са подложени на триене, ударни или знакопроменливи натоварвания. За да се подобри представянето им, освен на термично обработване, техните повърхностни слоеве могат да бъдат и механично модифицирани. Актуалността и значимостта на представения за рецензиране монографичен труд представлява една задълбочена гледна точка върху решаването на съществени проблеми за количествените ефектите от прилагането на различно термично обработване и повърхностна пластичната деформация върху микроструктурата, повърхностната цялост, якостта на опън, ударната жилавост, твърдостта, якостта на умора и износоустойчивостта при сухо триене на Cu-10Al-5Fe желязо-алуминиев бронз, прилагайки експериментален подход. Същевременно са създадени и математически модели на основни механични характеристики и експлоатационно поведение в зависимост от температурата и времето на отвъръщане и са решени оптимизационни задачи по различните критерии за лят Cu-11Al-6Fe бронз.

Структурата на монографията е разделена в четири части, като в първата глава се прави класификация и анализ на състоянието на изследванията върху алуминиеви бронзи с β -трансформация. След втората методична глава, в третата авторът оценява експериментално и анализира влиянието на термичното обработване и диамантеното заглаждане върху механичните характеристики, уморното поведение и износоустойчивостта, като основен акцент в изследването е поставен върху цялостната ефективност от видовете обработване на Cu-10Al-5Fe бронз. В четвърта глава са използвани съвременни математически модели на основни механични характеристики за подобряване свойствата на Cu-11Al-6Fe бронз в лято състояние чрез планиран експеримент и оптимизация. В този контекст ще отбележа, че трудът съдържа много данни и информация, която не е използвана в „насипно“ състояние, а е дозирана,

рационално представена и добре обяснена в тематичното съдържание на труда. Освен това, рецензираната монография е онагледена с детайлни фигури, диаграми и таблици, което допринася за лесното възприемане и интерпретиране на получените експериментални и теоретични резултати.

Базирайки се на връзките между "използвани процеси - интегритет на повърхността - механични характеристики - оперативно поведение", изследователите и инженери могат да изберат правилните технологични параметри съобразно експлоатационната цел на желязо-алуминиеви бронзи с β -трансформация. Ето защо, монографичният труд е необходим и полезен за студенти – бакалаври и магистри, както и професионалистите в сферата на материалознанието, машиностроенето, технологията на материалите, металообработването и инженерните науки като цяло. Освен това, използваната библиография има своя принос за обучаваните в техния образователен процес и разширяването на хоризонтите на знанието им.

Разбира се, към работата могат да се отправят и някои забележки, като липсата на ясно дефиниране на обекта и предмета на изследването и формулиране на общата цел (която да произтича от направения обзор) на работата.

В заключение бих обобщила, че въплътеният в монографията на гл. ас. д-р инж. Владимир Тодоров интелектуален труд, комбиниращ експериментални подходи с оригинални математически модели и оптимизационни задачи представлява безспорен интерес и ще се превърне в особено ценно и полезно помагало, даващо висок научен и практически принос в областта на подобряването на експлоатационното поведение на желязо-алуминиевите бронзи с β -трансформация.

Рецензент: проф. дн Мария Пламенова Николова

Катедра: Материалознание и технология на материалите

Русенски университет „Ангел Кънчев“

Приети означения

A_5	удължение
D	външен диаметър
f	подаване за оборот
f_b	сила на притискане на деформирация елемент към заготовката
HB	твърдост (Бринел)
HRC	твърдост (Роквел)
HV	твърдост (Викерс)
L	дължина (път)
T	температура
t	време
x_i	кодирана координата (променлива)
\tilde{x}_i	натурална координата (променлива)
$\{X\}$	вектор на управляващите фактори
Y_i	целева функция
σ	амплитуда на напрежението

Приети съкращения

SI	Surface integrity
SE	Surface engineering
SEM	сканиращ електронен микроскоп (Scanning Electron Microscope)
S-N	напрежения – брой цикли до разрушение от умора
ДЗ	диамантно заглаждане
Е	експеримент
О	оптимизация

Въведение

Бинарната сплав Cu-Al е известна като алуминиев бронз. В практиката се използват комплексни алуминиеви бронзи, които се означават с общата формула Cu-Al-X, където X = Fe, Ni, Mn, Be, Co, Si и Sn. Тези сплави се характеризират с висока якост, износоустойчивост и устойчивост на корозия в агресивни среди, включително морска вода. Ето защо тези бронзи са предпочитани конструкционни материали за различни приложения: зъбни колела, гайки, водачи, корпуси и уплътнения във вентили и помпи, втулки, бутала, тръби за офшорни платформи, корабни двигатели, корабни витла, елементи в оръжейната промишленост и втулки за плъзгащи лагери, които са свързани с механичен удар и циклично натоварване. Ефектите на различни елементи върху специфичните свойства и експлоатационното поведение в аспект предимно на износоустойчивост на алуминиевите бронзи са изследвани подробно от P. Brezina.

Желязо-алуминиевите бронзи Cu-Al-Fe са въведени в индустрията през 1870 г. Те обикновено съдържа до 11% алуминий, при което медта образува α -твърд разтвор с алуминия. Повишеното съдържание на алуминий в бронза води до по-ниска плътност в сравнение с чистата мед, което е важно за практическото му приложение. Наличието на желязо води до издребняване на зърната, което допълнително уякчава тези сплави. С увеличаване количеството на алуминий до 4 – 5%, якостта, твърдостта и пластичността се повишават. С по-нататъшното увеличаване съдържанието на алуминий пластичността намалява, но якостта и твърдостта продължават да се повишават. От диаграмата на фазово равновесие за Cu-Al-5Fe следва, че желязо-алуминиевия бронз със съдържание на алуминий под 9,4% има еднофазна структура (α -фаза), а бронзите със съдържание на Al над 9,4 % са двуфазни (с β -трансформация). Еднофазните бронзи обикновено не се подлагат на термично обработване с цел повишаване на тяхната якост и твърдост. Такова увеличение може да се постигне чрез студена пластична деформация. Термичното обработване на еднофазен желязо-алуминиев бронз е ограничена до хомогенизиране или рекристализационно отгряване. Желязо-алуминиевите бронзи с β -трансформация, към които принадлежи Cu-10Al-5Fe, могат да бъдат подложени на различни видове термично обработване. В този двуфазен

бронз при стайна температура липсва β -фазата, той съчетава висока якост с добра корозионна устойчивост и е особено подходящ за термично обработване. Подробна информация за ефектите от термичното обработване върху микроструктурата на комплексни алуминиеви бронзи се съдържа в обзорната статия на Brezina [Brezina, 1982]. Зависимостта между параметрите на термичното обработване и микроструктурата за различните видове Cu-Al-X бронз с β -трансформация е изследвана от множество автори: Cu-9Al-4Fe [(Vu A.T. et al., 2018), (Nguyen D.N. et al., 2019), (Chau M.Q. et al., 2021)]; Cu-Al-Ni-Fe [(Pham M.K. et al., 2021), (Dogan Z.E. et al., 2018), (Hasan F. et al., 1982), (Slama P. et al., 2014), (Jain P. and Nigam P.K., 2013), (Aaltonen P. et al., 1985), (Mi G. et al., 2011), (Matijevic B. et al., 2017), (Sadawy M.M., 2020)]; Cu-Al-Fe-Mn [(Aaltonen P. et al., 1985), (Hajek J. et al., 2016), (Ciurdas M. et al., 2018), (Gupta R.D. et al., 1968)]; Cu-Al-Fe-Be [Mi G. et al., 2011]. Промяната в микроструктурата следствие термично обработване на тези бронзи ще доведе и до промяна в механичните им свойства. В таблица 1. е показана литературна справка за влиянието на различните режими на термично обработване, върху механичните свойства на алуминиевите бронзи. Твърдостта е най-често изследваното механично свойство. Останалите свойства са изследвани спорадично и липсва информация за тях (напр. граница на провлачване, пластичност).

Табл. 1. Влияние на термичните обработвания върху механичните характеристики

Литературна справка.	Параметри на термично обработване	Механични характеристики	Бронз
[Vu A.T. et al., 2018]	Оптимален режим на термично обработване	Твърдост	Cu-9Al-4Fe
[Chau M.Q. et al., 2021]	Време за отгряване	Твърдост	Cu-9Al-4Fe
[Slama P. et al., 2014]	Температура на отгряване	Твърдост	Cu-Al-Ni-Fe Cu-Al-Fe
[Jain P. and Nigam P.K., 2013]	Закаляване и отвърщане при различни температури	Твърдост	Cu-Al-Ni-Fe
[Aaltonen P. et al., 1985]	Отвърщане при различни температури	Твърдост; ударна жилавост	Cu-Al-Fe-Ni Cu-Al-Fe-Mn
[Mi G. et al., 2011]	Време и температура на отвърщане	Твърдост; якост на опън; удължение	Cu-Al-Fe-Be Cu-Al-Fe-Ni
[Matijevic B. et al., 2017]	Време и температура на отвърщане	Твърдост	Cu-Al-Fe-Ni

Целта на настоящата монография е да се оценят възможностите на различни процеси, базирани върху термично обработване (отгряване, закаляване и отвъръщане) и студена повърхностна пластична деформация (диамантно заглаждане), както и комбинация от тях, за подобряване на механичните характеристики и експлоатационно поведение на желязо-алуминиеви бронзи с β -трансформация.

Основните резултати от проведените изследвания, представени в монографията, са публикувани в четири научни статии, от които две са реферирани в Web of Science и Scopus:

1. Jordan Maximov, Galya Duncheva, Angel Anchev, Vladimir Dunchev, Yaroslav Argirov, Vladimir Todorov and Tatyana Mechkarova. Effects of Heat Treatment and Severe Surface Plastic Deformation on Mechanical Characteristics, Fatigue, and Wear of Cu-10Al-5Fe Bronze. *Materials* 2022, 15, 8905. <https://doi.org/10.3390/ma15248905>, **IF = 3,4, Q2**

2. Jordan Maximov, Galya Duncheva, Angel Anchev, Vladimir Dunchev, Vladimir Todorov, Yaroslav Argirov (2023). Influence of an Ageing Heat Treatment on the Mechanical Characteristics of Iron-Aluminium Bronzes with β -Transformation Obtained via Centrifugal Casting: Modelling and Optimisation. *Metals*, 13 (12), 1930; <https://doi.org/10.3390/met13121930>, **IF = 2,9, Q1**

В основата на изследванията са корелациите между „използвани процеси – surface integrity – механични характеристики – експлоатационно поведение“. Това позволява на изследователите и инженерите от практиката да селектират съответните технологични процеси и режими в зависимост от функционалното предназначение на желязо-алуминиевите бронзи с β -трансформация.

Глава I. Съвременно състояние на изследванията върху алуминиеви бронзи

1. Класификация на бронзовите сплави

В зависимост от химичния състав медните сплави се делят на три групи: месинги, бронзи и бяла мед. Месингите са двойни или много-компонентни сплави на медна основа, в които основен легиращ елемент е цинкът. Бялата мед е сплав на медта с никела. Бронзите са медни сплави, в които основни легиращи елементи са калаят, оловото, силицият, алуминият, манганът, берилият и др. [(P. Славов и др., 1976), (bg.alloystrip.com/news/classification-and-application-of-copper-based-25253630.html)].

В зависимост от съдържанието на калай бронзите се разделят на две основни групи:

- ✓ Калаени бронзи – двойни или многокомпонентни сплави, които допълнително могат да бъдат легирани с фосфор, цинк, олово и никел.
- ✓ Безкалаени бронзи - двойни или многокомпонентни медни сплави, в които основни легиращи елементи са: алуминият, силицият, манганът, оловото, берилият и др.

1.1. Калаени бронзи

Калаените бронзи притежават много добро съчетание на висока корозионна устойчивост с отлични антифрикционни свойства в условия на полусухо триене, а сплави с олово – и на сухо триене.

Двойните Cu-Sn бронзи намират ограничено приложение за производство на високо износоустойчиви детайли. Представители на тази група бронзи са CuSn10 и CuSn19. Вторият от тях е известен още под наименованието „камбанен“ бронз.

В зависимост от допълнителните легиращи елементи калаените бронзи се класифицират на:

- ✓ *Калаено-фосфорни* – при тези бронзи фосфорът освен като разкислител се използва и като легиращ елемент. С медта той образува съединението Cu_3P с температура на топене 1022°C . Фосфорът повишава антифрикционните свойства и тънколивкостта на калаените бронзи. Притежавайки голяма твърдост (160НВ) и износоустойчивост фосфидите, заедно с междинната δ -фаза (съединение на $\text{Cu}_{31}\text{Sn}_8$ и твърдост 300НВ) създават отлични условия за работа на плъзгащите лагери. Към калаено-фосфорните бронзи се отнасят сплавите CuSn7P , CuSn4P и CuSn10P1 ;
- ✓ *Калаено-цинкови* – цинкът повишава якостта и твърдостта но намалява пластичността на калаените бронзи. От гледна точка на лярските свойства цинкът в тези сплави значително ги подобрява, като повишава тънколивкостта и херметичността на отливките и намалява разтварянето на газове в стопилката. Типични представители на калаено-цинковите бронзи са сплавите CuSn10Zn3 и CuSn8Zn4 ;
- ✓ *Калаено оловни* – оловото практически не се разтваря в калаените бронзи и по време на кристализацията им се отделя като самостоятелна фаза, която се разполага между дендритите. Легирането с олово значително подобрява антифрикционните свойства, плътността (херметичността) и обработваемостта чрез рязане на калаените бронзи, но високото му съдържание води до намаляване на механичните свойства и увеличаване опасността от ликвация в отливките.

Като цяло калаените бронзи имат висока корозионна устойчивост при атмосферни условия, морска и прясна вода. В морска вода най-добра корозионна устойчивост имат марките: CuSn10Zn3 , CuSn8Zn4 ,

CuSn3Zn7Pb5Ni, CuSn8Zn4Pb3 и др. Всички марки калаени бронзи са устойчиви в следните среди: органични киселини (оцетна, лимонена и др.), разредени разтвори на сярна и фосфорна киселина, органични съединения – етер, спирт, алдехиди, кетони и разтворители на нефта. Калаените бронзи не са устойчиви в среда от минерални киселини – азотна, солна, концентрирана сярна, а също така и в основи на амоняк.

1.2. Безкалаени бронзи

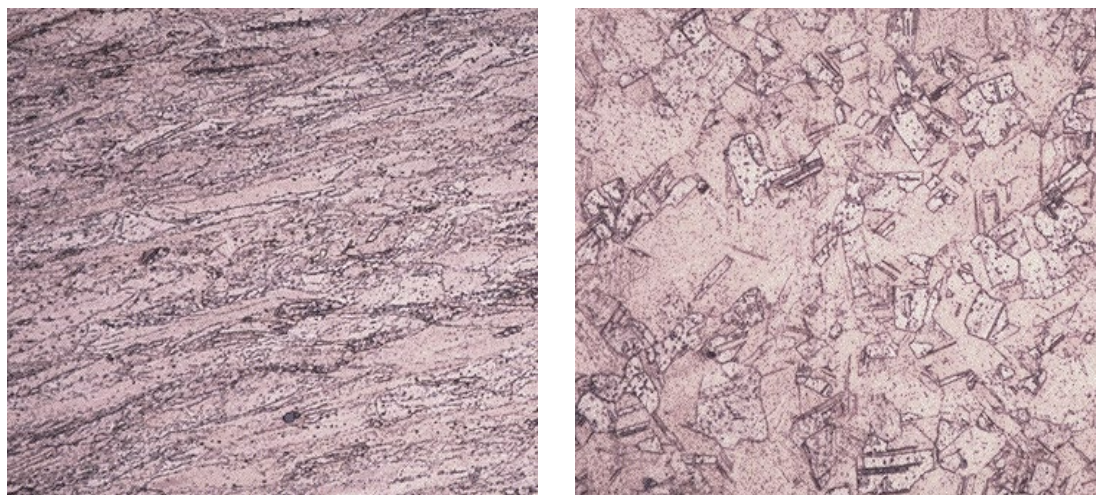
Имат високи механични и антифрикционни свойства и голяма корозионна устойчивост. Названието на тези бронзи се определя от основния легиращ елемент.

1.2.1. Алуминиеви бронзи

Алуминиевите бронзи притежават комбинация от механични и химични свойства, несравними с други сплави – добра якост и устойчивост на умора, висока корозионна устойчивост, висока пластичност (включително при ниски температури), устойчивост на окисляване и благоприятни антифрикционни свойства. Освен основният легиращ елемент Al (вариращ в интервала 3-14%), други легиращи елементи са никел, желязо, манган, силиций и калай. Механичните свойства на алуминиевите бронзи зависят преди всичко от относителният дял на алуминия, като различните пропорции на посочените легиращи елементи определят основните подгрупи алуминиеви бронзи, както следва [https://www.copper.org/publications/-newsletters/innovations/2002/08/aluminum_bronze.pdf]:

1) Нисколегирани, еднофазни (стенно-центрирани) α -Cu бронзи. Те съдържат Al по-малко от 8 - 8.5 %. Сплавите от този тип, съдържащи 3% желязо, са еднофазни при съдържание на Al надвишаващо 9%. Тези сплави имат много добра пластичност при ниски и високи температури,

поради което са особено подходящи за повърхностно пластична деформация във вид на пръти, тръби, листове и ленти. Тази група алуминиеви бронзи не могат да бъдат подложени на термообработване. Типичен представител на тази подгрупа алуминиеви бронзи е CuAl8Fe3 . На фиг. 1.1. са показани микроструктури на алуминиеви бронзи, със съдържание на алуминий в границата от 6 до 7,5% Al;



а.

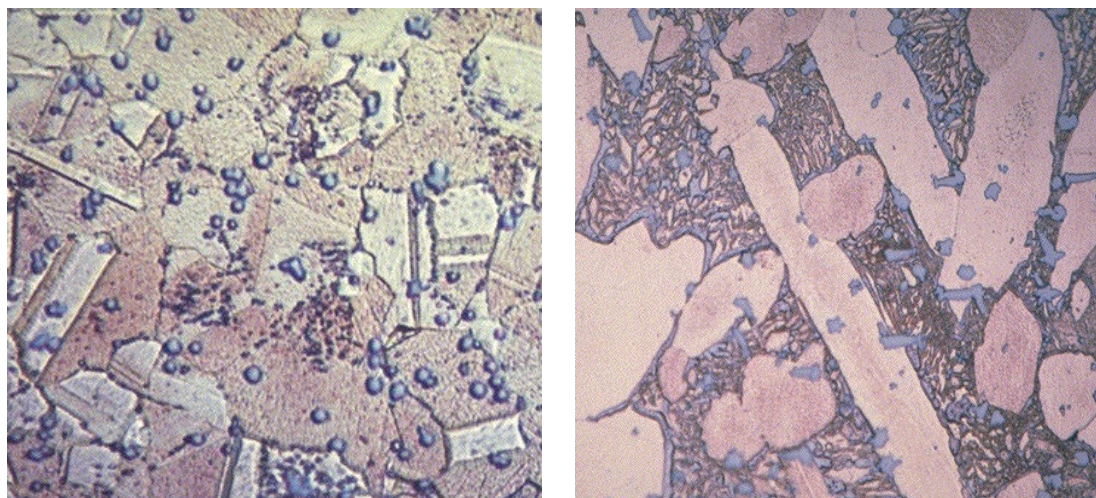
б.

Фиг. 1.1. Микроструктури на алуминиеви бронзи съдържащи от 6 до 7,5% Al, получени чрез: **а.** горещо валцуване и **б.** студено изтегляне [www.copper.org/resources/properties/microstructure/al_bronzes.html]

2) Високолегирани двуфазни (дуплексни) бронзи. Те съдържат Al в интервала 8-11 % и добавки на желязо и никел, осигуряващи по-висока якост – фигура 1.2. По-високото съдържание на Al рефлектира в по-голяма якост следствие на наличието на по-твърдата обемноцентрирана кубична бета фаза, което прави тези бронзи по-подходящи за термообработване и леене;

3) Медно – алуминиево - силициеви бронзи (или силициево – алуминиеви бронзи). Това са главно алфа - фазови бронзови сплави и затова имат добра якост и пластичност. Сплавите със съдържание на Si до около 2 % и Al до около 6 % са известни като алуминиево - силициеви бронзи и

са подходящи за отливки и последващо механично обработване. Затова този тип алуминиеви бронзи се предлагат в ковани и отляти форми;



а.

б.

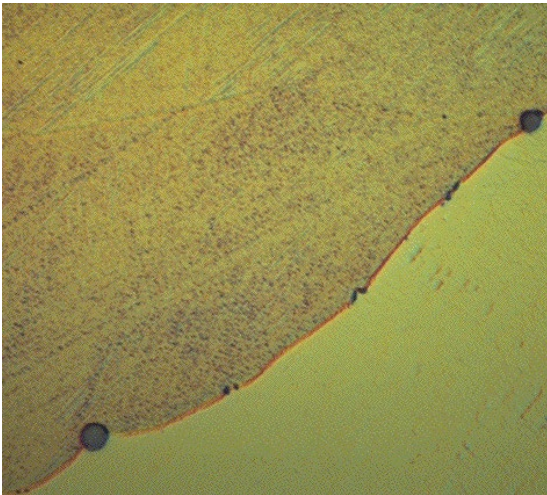
Фиг. 1.2. Микроструктури на алуминиеви бронзи съдържащи от 10 до 11,5% Al, получени чрез: **а.** студено изтегляне по формата на прътов материал и **б.** след отливане и отгряване.

[www.copper.org/resources/properties/microstructure/al_bronzes.html]

4) Медно – мангано - алуминиеви бронзи (или манган - алуминиеви бронзи). Тези бронзи имат добре изразени леярски свойства и са разработени предимно за производството на витла. Манганът (около 13%) е основният легиращ елемент в манган - алуминиевите бронзи, в които Al варира в интервала 8 – 9 %. Макар и не толкова здрави като другите алуминиеви бронзи, леярските свойства на сплавите са по-добри. Те също имат отлична заваряемост, добра устойчивост на ударно натоварване и могат да бъдат термообработени.

1.2.2. Силициеви бронзи

Силициевите бронзи обикновено съдържат между 2 и 4,5 % Si – фиг. 1.3. Силицият образува с медта α -твърд разтвор с максимална разтворимост 5,3 % Si при 852° C. Обикновено те се легираат с манган, никел, цинк и олово. Добавя се до 2 % желязо.



Фиг. 1.3. Микроструктури на силициев бронз (C65500) съдържащ от 2,8 до 3,8% Si, получени чрез отливане [www.copper.org/resources/properties/microstructure/al_bronzes.html]

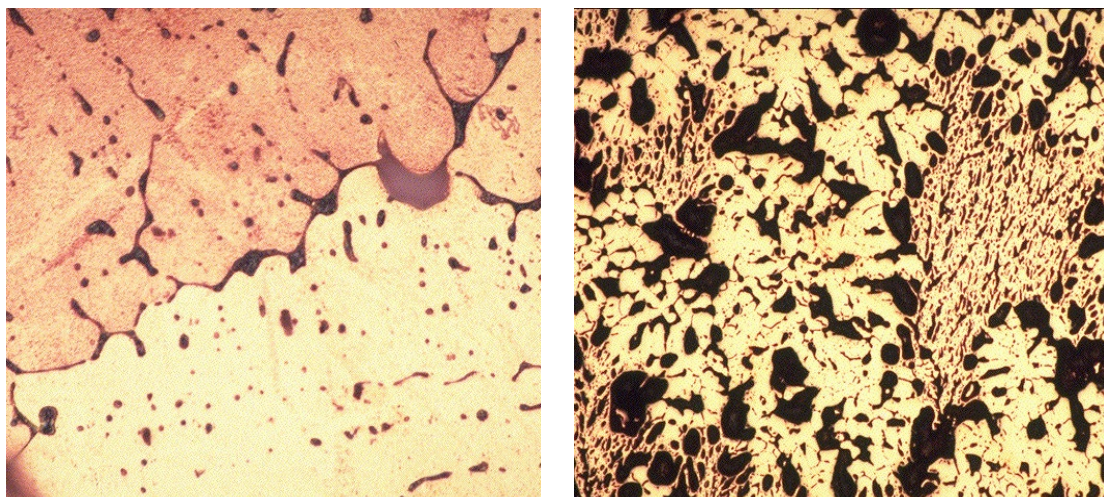
медта, тъй като е практически неразтворимо в твърдата мед. Чистата мед кристализира първа, оставяйки оловото да се втвърди последно, под формата на почти чисти оловни глобули разположени по границите на зърната или в междудендритните области – фигура 1.4. Размерът и концентрацията на оловните частици зависи от концентрацията на олово в сплавта. Оловните бронзи се категоризират като сплави с ниско съдържание на олово или сплави без механично обработване и сплави с високо съдържание на олово. В промишлеността голямо приложение намира оловният бронз със съдържание на 27-31 % Pb, като материал за биметални лагерни втулки за високонатоварени двигатели.

Основен недостатък на оловните бронзове е голямата склонност към ликвация, причинена от неразтворимостта на двата метала (Cu и Al) както в твърдо, така и до известна степен в течно състояние и голямата разлика в температурите им на топене.

Силициевите бронзи (CuSiMn1, CuSi1Ni3, CuSi3Ni3Mn) намират приложение най-често за изработване на антифрикционни детайли (главно втулки).

1.2.3. Оловни бронзи

Оловото често се добавя към медните сплави, за да се увеличи тяхната обработваемост. Ролята на оловото в медните сплави е двойна, то действа като смазка (лубрикант), а при различните видове студено обработване оловото подпомага стружкочупенето. Оловото не влияе върху структурата и свойствата на



а.

б.

Фиг. 1.4. *Микроструктури на оловни бронзи получени чрез отливане, съдържащи: а. 6.8% Pb и б. 35% Pb.*

[www.copper.org/resources/properties/microstructure/al_bronzes.html]

1.2.4. Манганови бронзи

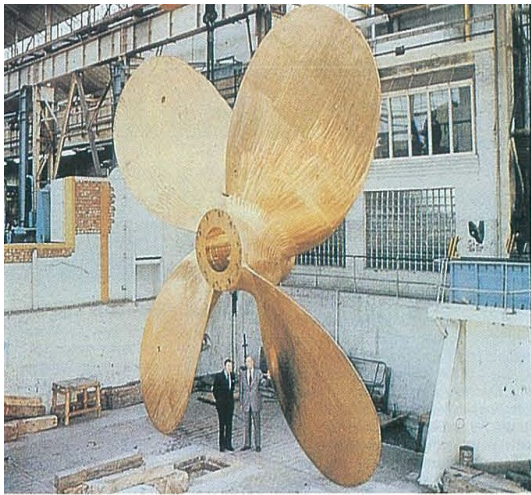
Манганът е неограничено разтворим в медта както в течно, така и в твърдо състояние. При съдържание до 20 % Mn в твърдо състояние сплавите на Cu-Mn имат еднофазна γ -структура, която е мека и пластична и затова мангановите бронзи добре се обработват под налягане в горещо и студено състояние. Над 20 % Mn структурата е двуфазна $\gamma+\alpha$, което води до повишаване на якостта и твърдостта на тези бронзи.

Характерно за мангановите бронзи е високата им топлоустойчивост (запазват механичните си свойства до 300° C) и високата корозионна устойчивост. В практиката намират приложение, както двойни (CuMn13, CuMn5), така и многокомпонентни манганови бронзи (CuMn17Sn13Fe8, CuMn5Ni2Pb20Si и др.).

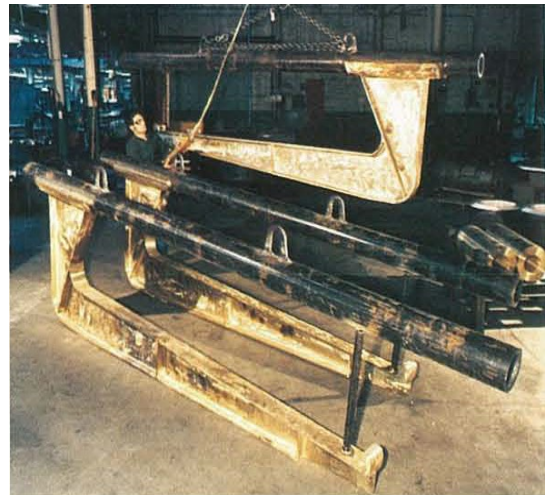
2. Приложение на алуминиеви бронзи

Алуминиевият бронз е известен със своята висока устойчивост на корозия и окисление, съчетани с изключително добри механични свойства.

Тези сплави са лесни за получаване и също така добре се заваряват, поради което са били използвани за направата на някои от най-големите съществуващи ляти конструкции от цветни метали и сплави. Наличието



а.



б.

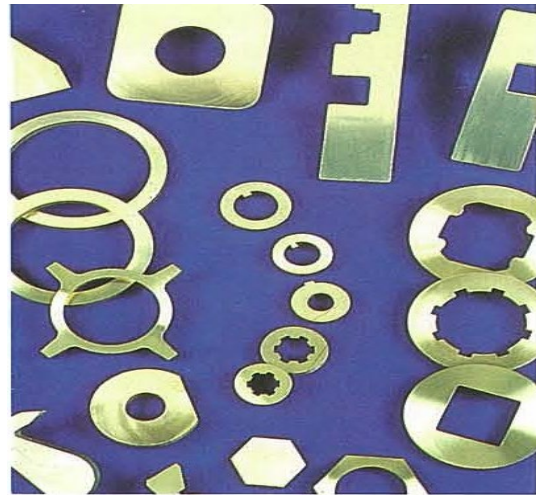
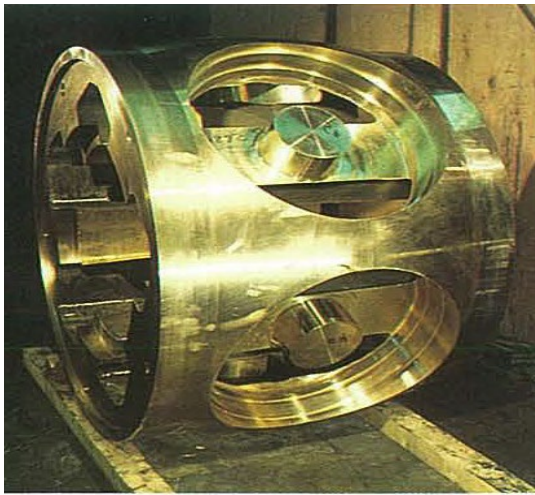


в.



г.





е.

Фиг. 1.5. Приложения на алуминиеви бронзи: **а.** корабно витло; **б.** куки за ецване от лят алуминиев бронз, работещи в условия на корозия предизвикана от разредена сярна киселина; **в.** част от отливка за мотор (алуминиевият бронз, е намалил разходите с 50% за обработване в сравнение с неръждаема стомана); **г.** фланец заварен към тръба от алуминиев бронз **д.** лагерни втулки и **е.** други приложения [www.copper.org/publications/pub_list/pdf/7014.pdf]

на желязо в тях води до издребняване на зърната, което им придава допълнителна якост. Поради това, тези бронзи са предпочитани конструкционни материали за различни приложения: зъбни колела, гайки, водачи, корпуси и уплътнения в клапани и помпи, втулки, бутала, елементи в оръжейната промишленост, тръби за офшорни платформи, в корабни двигатели и корабни витла – фиг. 1.5.

Типичното приложение на алуминиевите бронзи е за изработване на втулки за плъзгащи лагери – фиг. 1.5. д., чиято експлоатация е свързана с ударни и значителни знакопроменливи натоварвания. Един от най-широко използваните бронзи от тази група е CuAl8Fe3 , характеризиращ се с висока технологичност и ниска цена. Повишеното съдържание на алуминий води до по-ниска плътност спрямо чистата мед, което е от голямо значение за практическото приложение на този бронз.

3. Състояние на изследването върху еднофазни (нисколеги- рани) алуминиеви бронзи

Еднофазните нисколегирани алуминиеви бронзи притежават уникална комбинация от механични и химични свойства: добра якост, отлична електрохимична и обща устойчивост на корозия, висока пластичност и устойчивост на износване. Въпреки това, поради ниското съдържание на алуминий (под 8,5 %), тези бронзи не могат да бъдат термично обработени. За да отговорят на цитираните по-горе свойства в някои случаи се налага необходимостта от модифициране на повърхностните им слоеве. Модерна посока за модифициране на повърхностните слоеве във връзка с тяхното работно поведение е surface engineering (SE). То представлява съвременен направление в приложните инженерни науки, което се отнася до широк спектър от техники и технологии за изследване и модифициране на повърхностните слоеве в компонентите с цел подобряване на експлоатационното поведение, естетичността и икономичността на техническите изделия [Максимов Й. и др. 2021]. По отношение на химичния състав на повърхностните слоеве съществуват три основни метода, които попадат в обхвата на SE и могат да се използват за модифициране на тези слоеве: (1) модифициране без промяна на химичния състав, (2) модифициране чрез дифузионно насищане на повърхностните слоеве с подходящи химични елементи и (3) модифициране чрез добавен материал. За еднофазните бронзи втора и трета група от посочените методи не са ефективни и икономически целесъобразни. При първият вариант има два основни подхода за модифициране на повърхностните слоеве без промяна в химичния състав: термично обработване на повърхността и повърхностно механично обработване. Тъй като тези бронзи не могат да бъдат термично обработени (съдържат под 8,5 % Al), като най-удачният вариант за подобрене в поведението при умора и същевременно запазване на

високата корозионна устойчивост остава повърхностно пластичната деформация (surface cold work). Дунчева и др. [(Duncheva G.V. et al., 2021 B), (Duncheva G.V. et al., 2022 B)] изследват влиянието на процеса диамантно заглаждане върху поведението на умора и износоустойчивостта при плъзгане за еднофазен CuAl8Fe3 бронз. Най-добри резултати за поведението на умора са получили при следните параметри на процеса ДЗ: радиус на синтетичния поликристален диамант $r = 4 \text{ mm}$, деформираща сила $F_b = 345 \text{ N}$, подаване $f = 0,07 \text{ mm/rev}$, скорост $v = 80 \text{ m/min}$ и брой на преходите $n = 6$. Ефектът от ДЗ върху износоустойчивостта при плъзгане в условията на гранично смазване и сухо триене е изследван въз основа на сравнение с ефекта на фино струговане. Тестовете са проведени върху три групи образци, както следва: I^{ва} група – струговани; II^{па} група – ДЗ с един преход; III^{та} група - диамантно загладени с шест прехода. Установено е, че режимът на диамантно заглаждане с шест прехода осигурява най-голяма износоустойчивост в условията на гранично триене при смазване. Износоустойчивостта нараства с 5,1 пъти, спрямо тази на стругованите образци. За образците от II^{па} група, най-висока износоустойчивост е получена в условията на сухо триене. Тя е нараснала с 1,75 пъти повече, спрямо тази на стругованите образци. Авторите доказват, че износоустойчивостта при плъзгане на изследваният бронз зависи от характеристиките на повърхностния слой. Те ги разделят на две групи: геометрични (повърхностна текстура) и физико-механични (микротвърдост и микроструктура). Геометричните характеристики са доминиращи при плъзгане в условията на гранично смазване. Обратното, физико-механичните имат по-добър ефект, когато износването е в състояние на сухо триене.

4. Състояние на изследването върху алуминиеви бронзи с β -трансформация

Трябва да се отбележи, че корозионната устойчивост е основна характеристика на алуминиевите бронзи, която определя тяхното приложение в различните отрасли на промишлеността. Влиянието на термичното обработване върху корозионното поведение на алуминиевите бронзи е изследвано от няколко автора. Aaltonen и др. [Aaltonen P. et al., 1985] изследват ефекта на отгряване върху два бронза и са установили, че много по-добра корозионна устойчивост има Cu-Al-Fe-Ni бронз в сравнение с Cu-Al-Fe-Mn бронз. Hajek и др. [Hajek J. et al., 2016] установяват оптималният режим на термично обработване за получаване на възможно най-висока корозионна устойчивост в Cu-Al-Fe-Mn бронз. Ciurdas и др. [Ciurdas M. et al., 2018] са изследвали корозионната устойчивост на термично обработен Cu-Al-Fe-Mn бронз и установяват, че закалената проба показва най-добра устойчивост на галванична корозия. По отношение на други видове корозия (селективно излугване, питинг, пукнатина) оптималното термично обработване е закаляване при 900° C и последващо отвъръщане при 550° C. Osejo и др. [Osejo I.C. et al., 2022] изследват ефектите на различни видове термично обработване върху корозионното поведение на Cu-Al-Fe-Ni и Cu-Mn-Al-Fe-Ni бронзи в сладка и морска вода. Те установили, че основният ефект на термичното обработване върху корозията е количеството и разпределението на получената β -фаза, която е склонна към селективна корозия и в двата електролита.

Типичните области за приложение на алуминиеви бронзи са автомобилостроенето, хидравличното инженерство, корабостроенето и авиацията, като всички те са свързани с условия на приплъзване в комбинация със значителни налягания. Следователно устойчивостта на износване при плъзгане е друга важна характеристика на алуминиевите бронзи и подобряването на износоустойчивостта, чрез термично обработване е от

решаващо значение за тяхното практическо приложение. Sadawy [Sadawy M.M., 2020] е изследвал ефектите от термичното обработване върху масовото износване при сухо триене на Cu-11Al-2Fe-2Ni бронз. Най-висока износоустойчивост се получава след закаляване при 960° C във вода, последвано от отвърщане при 350° C за пет часа и охлаждане във вода. Подобрената устойчивост след такова термично обработване в сравнение с лятата структура се дължи на образуването на фини зърна от α -фаза и κ -фаза. Alam и др. [Alam S. et al., 1996] разработват нова технология за производство на втулки от Cu-Al-Fe-Ni, чрез центробежно лееене. Авторите откриват подобрене в трибологичното поведение при гранични условия на смазване поради намаляване на крехкостта, причинена от ефекта на самонагриване. Yasar и Altunpas [Yasar M. and Altunpas Y., 2009] изследват ефектите от температурата на отвърщане върху масовото износване при плъзгане на два вида желязо-алуминиеви бронзи в условия на сухо триене. Те установяват, че закаляване при 900° C във вода и отвърщане при 250° C за два часа осигурява максимална износоустойчивост. Подобни изследвания са проведени върху Cu-Al-Fe-Ni и Cu-Al-Fe-Be бронзи от Mi и др. [Mi, G. et al., 2011]. Трибологичните свойства (въз основа на тестове за износване при плъзгане в условия на сухо триене) на тези бронзи значително се подобряват след нагриване в продължение на два часа при 950° C и закаляване във вода при 20° C и отвърщане в продължение на два часа съответно при 450 и 350° C. Ефектите на термично обработване върху трибологичните характеристики на Cu-Al-Fe-Ni бронз също са изследвани от Muhammad и др. [Muhammad K.Y. et al., 2018]. Образците се нагриват при 930° C за 30 минути и се охлаждат до стайна температура, като се използват различни методи. Най-високи трибологични характеристики са получени при образците охладени с пещта.

Поведението на умора е друга важна характеристика на алуминиевите бронзи в практически аспект, особено когато компонентът е циклично

натоварен. В повечето случаи якостта на умора на металите и сплавите се увеличава с увеличаване на тяхната статична якост и твърдост. В допълнение, якостта на умора при ротационни конзолни или 4-точкови тестове за огъване се повишава значително, чрез повърхностна пластична деформация, която въвежда остатъчни напрежения на натиск в повърхностните и подповърхностните слоеве [(Duncheva G.V. et al., 2021 A), (Maximov J.T. et al., 2020 A), (Maximov J.T. et al., 2020 B), (Maximov J.T. et al., 2019 A), (Maximov J.T. et al., 2017), (Swirad S., 2007), (Korzynski M. et al., 2011), (Korzynski M. et al., 2009)]. По принцип полезните остатъчни напрежения могат също да бъдат въведени в повърхностния слой чрез термично и химикотермично обработване, тъй като специфичният обем на повърхностния слой може да се увеличи, както при студена пластична деформация. Обикновено въвеждането на остатъчни напрежения на натиск в повърхностния слой е придружено от увеличаване на повърхностната микротвърдост и по този начин може да се наблюдава синергичен ефект. Въпреки това, приложението на повърхностна пластична деформация за подобряване на целостта на повърхността на сплави на медна основа е сравнително ограничено. Luo и др. [Luo H. et al., 2006] изследват повишаването на микротвърдостта на месинг H62 чрез повърхностна пластична деформация с плъзгащ контакт чрез триене, използвайки поликристален диамант с цилиндричен край. Освен това, Luo и др. [Luo H. et al., 2005] са изследвали промените в грапавостта и вълнообразността на същия H62 месинг след повърхностна пластична деформация, използвайки полуцилиндричен поликристален диамант. Shiou и Banh [Shiou F.J. and Banh Q.N., 2016] изследват влиянието на повърхностната пластична деформация върху безкислородна мед 101, за да подобрят нейната грапавост, използвайки сферичен накрайник, изработен от волфрамов карбид. Ефектът от повърхностната пластична деформация върху поведението на умора на сплави на медна основа не е широко изследван. Ezanno и др. [Ezanno A. et al., 2015] изследва якостта на умора на отляти в пясъчни форми корабни витла, изработени от

медно-алуминиева сплав. Тестове за умора на тел от медна сплав са проведени от Wang и др. [Wang S. et al., 2020]. Ефективността от механичното повърхностно обработване, като deep rolling, за увеличаване на якостта на умора на закалена високоякостна медна сплав CuNi20Mn20 е потвърдена от ротационни тестове за умора при огъване при честота от 50 Hz [Altenberger I. et al., 2015]. Liu и др. [Liu R. et al., 2016] установяват, че след изтегляне на студено и последващи процеси на отгряване водят до образуване на прекристализирана α -Cu сплав (15 % Al) с ултрафини равноосни зърна (среден размер от 0,62 μm). Тази технология осигурява висока якост на умора от 280 MPa (107 цикъла), което е много по-високо от якостта на умора от 200 MPa за нанокристалния аналог (0,04 μm размер на зърното), въпреки по-високата му якост на опън. Gao и др. [Gao Y. et al., 2021] изследват ефекта на лазерно-подпомогната динамична повърхностна пластична деформация върху свойствата на умора на лята никел-алуминиева бронзова сплав C95800. В друго изследване е установено, че при обработване чрез триене в различни посоки, характеризираща се със силна пластична деформация, води до увеличение на якостта на умора на никел-алуминиевия бронз с повече от 40 % [Mahoney, M. et al., 2007]. Ефектът на повърхностно пластичната деформация върху поведението на умора на еднофазен алуминиев бронз Cu-8Al-3Fe е изследван от [Duncheva G.V. et al., 2021 B]. Статичната повърхностно пластична деформация е реализирана, чрез диамантно заглаждане. Информацията относно ефектите на термичното обработване върху поведението на умора на комплексни алуминиеви бронзи е ограничена [Brezina, 1982]. Освен това липсва информация относно поведението при умора на желязо-алуминиев бронз с β -трансформация, както и ефектите на повърхностна пластична деформация, термично обработване и комбинация от двете върху повърхностните характеристики, механичните характеристики, умората и износоустойчивостта.

Глава II. Материали и методи

1. Материал и методи

Изследваният желязо-алуминиев бронз Cu-10Al-5Fe е получен под формата на цилиндрични пръти, подложен е на химичен анализ, термично обработване, механични тестове, фазов и микроструктурен анализ. В таблица 2.1. е показан химичния състав на сплавта, определен с помощта на оптичен емисионен спектрометър (Foundry-Master Optimum, HITACHI). Концентрацията на легиращите елементи е дадена в проценти, измерена с разделителна способност от 0,001%.

Табл. 2.1. Химичен състав на Cu-10Al-5Fe бронз

Cu	Al	Fe	Mn	Ni	Pb	Zn	Si	други
81.68	10.6	5.70	0.59	0.42	0.117	0.061	0.022	в норма

2. Подготовка на образци

За провеждане на експерименталните тестове и измервания са подготвени пет групи образци, със и без повърхностно пластична деформация. Всяка група е подложена на следните термични обработки: група 1) в състояние на доставка (референтно състояние, без термично обработване); група 2) отгряване при 720° C за три часа и охлаждане с пещта; група 3) нагряване при 920° C за един час и закаляване във вода; група 4) закаляване при 920° C за един час във вода и последващо отвърщане при 600° C за три часа и охлаждане на въздух и група 5) закаляване при 920° C за един час във вода и последващо отвърщане при 300° C за три часа и охлаждане на въздух. Параметрите на термичното обработване са избрани въз основа на химичния състав на бронза, равновесната система Cu-Al-5Fe [Brezina, 1982] и препоръките, дадени в [Filinov S.A. and Figer I.V., 1964].

Струговането е извършено със сменяема твърдосплавна пластина CCMT-120404LF KCP10, при следните параметри на рязане: подаване $f = 0.1 \text{ mm/rev}$, скорост $v_c = 60 \text{ m/min}$ и дълбочина на рязане $a_c = 0.25 \text{ mm}$.

Повърхностно пластичната деформация е реализирана чрез ДЗ, със следните параметри на процеса: радиус на върха на диаманта $r = 4 \text{ mm}$, сила на притискане $F_b = 345 \text{ N}$, скорост на подаване $f = 0.07 \text{ mm/rev}$ и периферна скорост $v = 80 \text{ m/min}$. Тези параметри осигуряват както ниска грапавост, така и висока микротвърдост, които са установени в предишно проучване [Duncheva G.V. et al., 2021 B]. Диамантното заглаждане е проведено след термична обработка, като принципната схема и методологията на процеса са описани в [(Duncheva G.V. et al., 2021 B), (Duncheva G.V. et al., 2022 A), (Duncheva G.V. et al., 2022 B), (Jordan Maximov. et al. 2022)].

3. Микроструктура

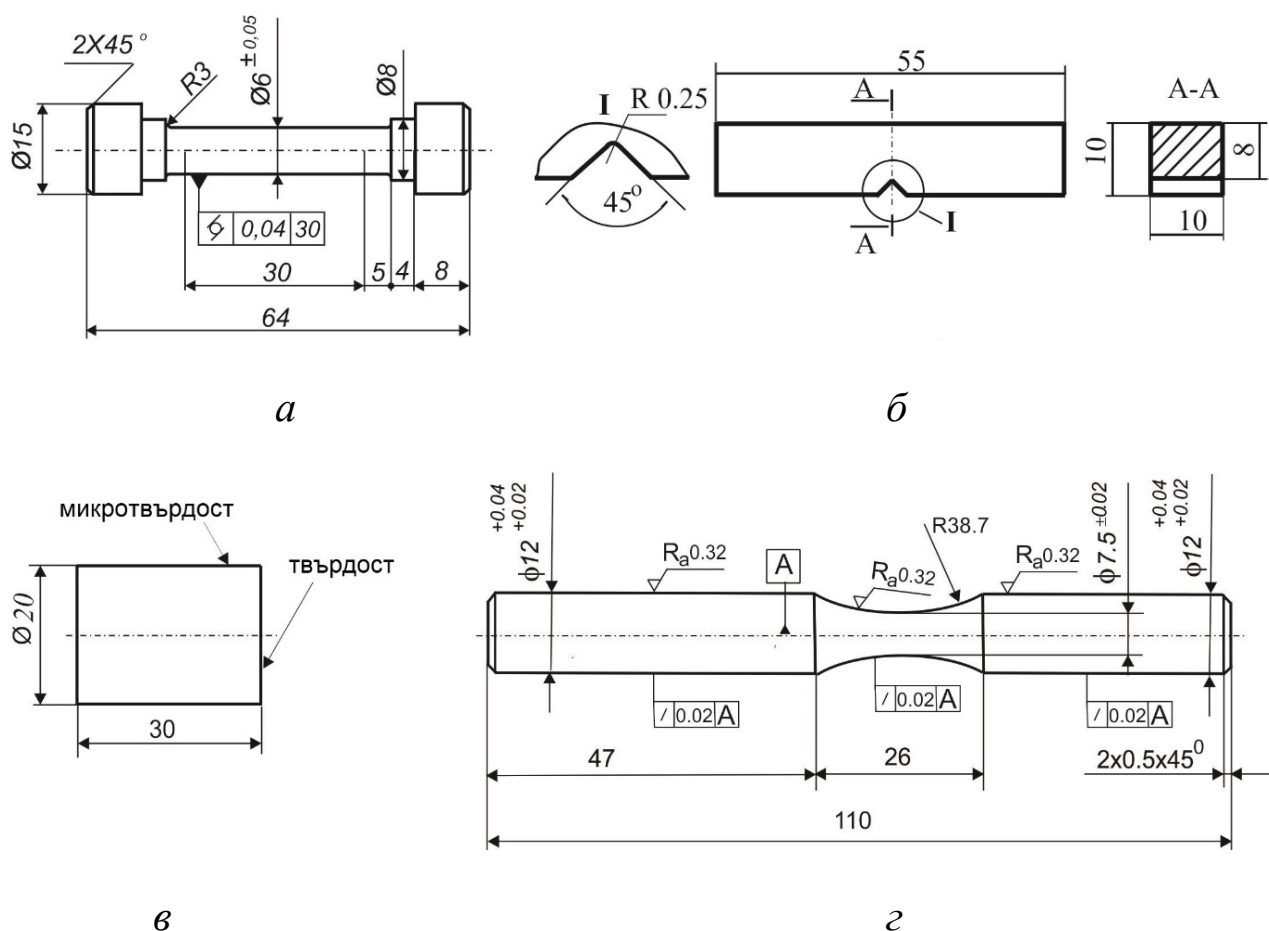
Фазовият анализ е проведен чрез рентгенов дифрактометър (XRD, Bruker D8 Advance diffractometer). За определяне позициите на пиковете е използвана Crystallography Open Database. Изследванията на микроструктурата са проведени на сканиращ електронен микроскоп (SEM), модел - Tescan Lyra III (Tescan, Brno, Czech Republic) върху цилиндрични образци предварително шлифовани, полирани и ецвани с помощта на 20% разтвор на FeCl_3 . Металографските и фрактографски анализи са извършени с ускоряващо напрежение 20 kV при увеличения от x80 до x4000 пъти.

4. Механични характеристики

4.1. Изпитване на опън

Якостта на опън, границата на провлачване и удължението се определят от тестове за опън при стайна температура, като се използва машина за изпитване Zwick/Roell Vibrophore 100 със скорост на деформация

10^{-3} s^{-1} . Размерите на образците са показани на фигура 2.1.а, съгласно [ISO 6892-1:2019, 2019]. Пет групи образци (съгласно Глава II т. 2.) са оценени без диамантно заглаждане. Всяка група съдържа по три образца. Резултатът за всяка група е установен с помощта на средната аритметична стойност, получена от три проби.



Фиг. 2.1. Вид на образца (размерите са в mm): **а.** изпитване на опън; **б.** Тест на Шарпи (ударна жилавост); **в.** образец за определяне на твърдост и микроструктурен анализ; **г.** изпитване на умора.

4.2. Ударна жилавост

Ударната жилавост е оценена съгласно [ISO 148-1:2016, 2016] с помощта на универсален чук на Шарпи с максимална енергия на удара 300J. Размерите на образците са показани на фигура 2.1.б. Пет групи образци,

всяка от които се състои от три проби, са изпитани без диамантно заглаждане. Резултатът за всяка група е установен с помощта на средната аритметична стойност, получена от три образеца.

4.3. Твърдост

Твърдостта е измерена съгласно [ISO 6506-1:2014, 2014] с помощта на уред за изпитване на твърдост ZWICK/Indentec - ZHV μ -S със сферичен индентор ($D = 2,5 \text{ mm}$), натоварване $F = 63 \text{ kg}$ и време на задържане 10 s . Размерите на образците са показани на фигура 2.1.в. От всяка от петте групи е изпитан по един образец без диамантно заглаждане, като са направени по пет измервания. Резултата за всяка група е установен като средноаритметична стойност от петте измервания.

5. Surface integrity

Средният 2D параметър за грапавост е измерен с помощта на тестер за грапавост на повърхността Mitutoyo Surf-est SJ-210. Крайната стойност на грапавостта R_a за всеки образец е установена като средноаритметично от пет измервания на пет образуващи под ъгъл 72° .

Измерванията на повърхностната микротвърдост HV 0.05 са извършени, съгласно методика описана в [ISO 6507-1:2018, 2018]. Използван е уред за измерване на микротвърдост ZHV μ Zwick/Roell с автоматизирано обработване на резултатите от измерването и натоварване от $0,05 \text{ kg}$ с време на задържане 10 s . Размерите на образците са показани на фигура 2.1.в. Измерени са по два образеца един без и един с диамантно заглаждане от всяка от петте групи. За всеки образец са направени по двадесет измервания. Крайният резултат на повърхностната микротвърдост съответства на средноаритметичната стойност от измерванията.

За измерване на разпределението в дълбочина на остатъчните напрежения е използван D8 ADVANCE Bruker дифрактометър с колиматор

с фокусен отвор с диаметър 1 mm. Режимът на работа на рентгеновата тръба (високо напрежение / ток) е 30 kV/40 mA. За оценка на остатъчните напрежения е използван методът $\sin^2\psi$. Измерването е проведено в равнината α -Cu {220} и има своя максимум при ъгъл $2\theta \approx 124,5^\circ$ за използваното $\text{CrK}\alpha$ лъчение. Дифракционните профили са определени с помощта на метода на центъра на тежестта и са изчислени деформациите на решетката. За обобщения закон на Hooke са приложени методът на Winholtz и Cohen и рентгеновите еластични константи $s_1 = -3.31 \text{ TPa}^{-1}$ и $\frac{1}{2}s_2 = 12.45 \text{ TPa}^{-1}$. За провеждане на експеримента са използвани следните параметри: диапазон на ъгъл $2\theta^\circ$ от $119^\circ - 130^\circ$, стъпка на нарастване на ъгъл $2\theta^\circ$ от $0,2^\circ$ и наклон, определен от $\sin^2\psi = 0, 0,15, 0,3, 0,45$ и $0,6$ както за положителни, така и за отрицателни стойности на ъгъл ψ . Ефективната дълбочина на проникване на $\text{CrK}\alpha$ лъчение е приблизително $2.5-4.5 \mu\text{m}$.

Въз основа на химичния състав и фазовия анализ (над 80 % α -Cu), остатъчните напрежения могат да бъдат измерени само върху медта (α -Cu). За да се анализира градиентът на напрежението под повърхността на образеца, повърхностните слоеве на материала бяха постепенно отстранени чрез електролитно полиране с помощта на ATA KRISTALL 650 Electrolytic Polisher с двукомпонентен разтвор състоящ се от етанол и перхлорна киселина.

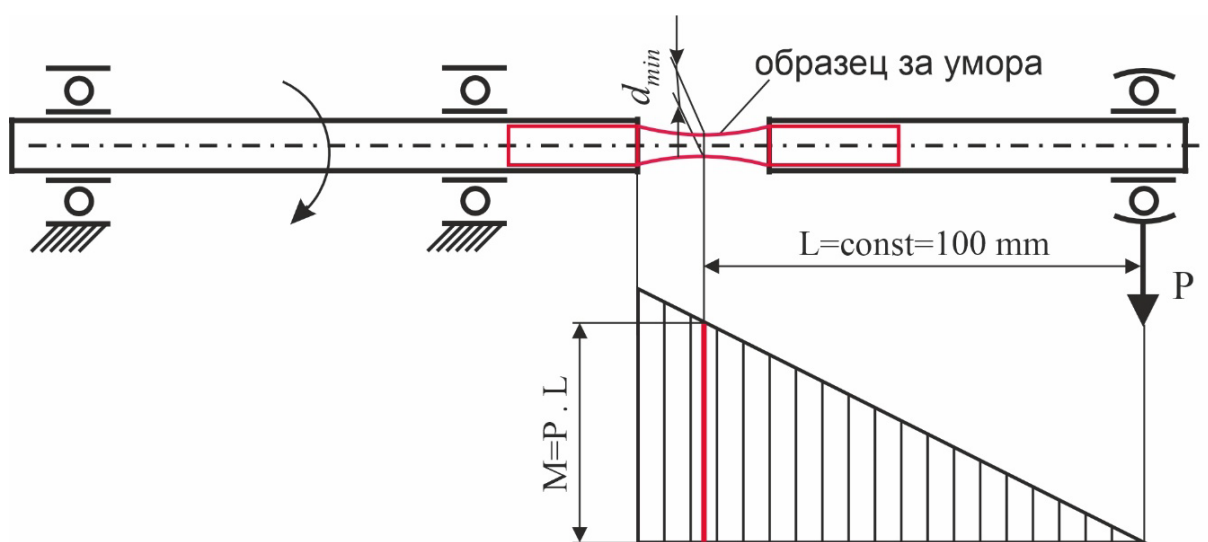
6. Експлоатационно поведение

6.1. Уморни тестове

Изработени са два комплекта образци за умора с формата на пясъчен часовник на струг CNC T200, по един със и без диамантно заглаждане. На фигура 2.1.г е показана геометрия на образец за умора (според изискванията на машината за изпитване) с форма на пясъчен часовник. Всеки от комплектите съдържа пет групи образци съгласно Глава II т. 2.

Вторият комплект е подложен на диамантно заглаждане, използвайки параметрите на процеса описани в Глава II т. 2. За охлаждане при струговане и диамантно заглаждане се използва смазка Hасcut 795-H.

Тестовете за умора при огъване с въртене са проведени на машина за изпитване на умора UBM. Образците са подложени на конзолно въртящо се огъване (фиг. 2.2.). Коефициентът на асиметрия на цикъла е $R = -1$. Честотата на натоварване е 50 Hz на въздух. Точността за преброяване на броя цикли до разрушаване е в рамките на 100 цикъла. Големината на



Фиг. 2.2. Схема за изпитване на умора чрез въртеливо огъване и конзолно закрепен образец

въртящия се товар се контролира чрез лостова система. Амплитудата на напрежението се изчислява по следната формула:

$$\sigma = \frac{32M_b}{\pi d_{min}^3}, \quad (2.1)$$

където: $M_b = PL$ е моментът на огъване, P е зададената сила, L е дължината на конзолната част, $\frac{\pi d_{min}^3}{32}$ е съпротивителният момент на огъване на напречното сечение на образца и d_{min} е минималният диаметър на

образеца за умора. Точността на задаване на силата P е $\pm 1N$, а на дължината L е $\pm 0.1mm$. Максималната грешка ΔB на амплитудата на напрежението е 2,44 МПа. За всяка амплитуда на напрежение, един образец е тестван до разрушаване или недопустимо голяма пластична деформация, което води до автоматично изключване на машината за изпитване.

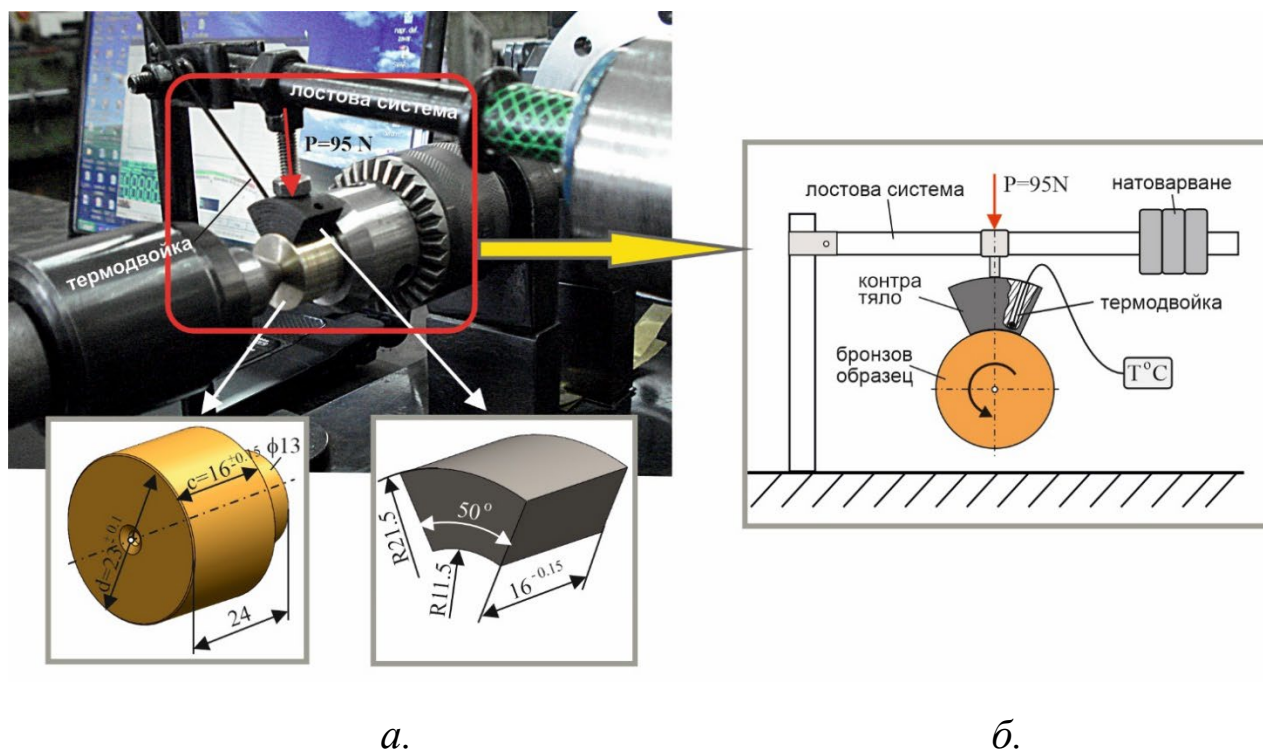
6.2. Тестове за износване при плъзгане

Ефектът на диамантно заглаждане върху устойчивостта на износване при плъзгане на желязо-алуминиев бронз в състояние на доставка за два режима на триене (гранично смазване и сухо триене) е изследван в [(Duncheva G.V. et al., 2022 C), (Duncheva G.V. et al., 2022 D), (Jordan Maximov. et al. 2022)]. Диамантното заглаждане значително подобрява износоустойчивостта на желязо-алуминиевите бронзи. Следователно, настоящото изследване е фокусирано върху поведението на образци от трибосистемата Cu-10Al-5Fe бронз – закалена стомана, подложени на тест на износоустойчивост в условия на сухо триене. Акцентира се върху оценяване на износоустойчивостта на образци от Cu-10Al-5Fe алуминиев бронз подложени на различни термични обработки. Експерименталното изследване на трибосистемата бронз-стомана е проведено съгласно кинематична схема неподвижна стоманена част-въртящ се бронзов образец. На фигура 2.3. е показана принципната схема на стенда за изпитване на износоустойчивост.

За контра тяло е използвана средно въглеродна стомана С45, предварително подложена на тристепенно термично обработване с цел получаване на мартензитна структура, осигуряваща висока твърдост (за сметка на намалена ударна жилавост) [Duncheva G.V. et al., 2022 D]:

- 1. нормализация (аустенитизиране при $880^{\circ}C$ за два часа и последващо охлаждане на въздух) за издребняване на зърното;
- 2. закаляване (аустенитизиране при $840^{\circ}C$ и охлаждане във вода) за постигане на мартензитна структура (дребноиглест мартензит, наричан още безструктурен мартензит);

- 3. отвърщане при 180° C за постигане на отвърнатата мартензитна структура, осигуряваща твърдост от HRC 56.



Фиг. 2.3. Снимка и размери на образца и контратялото **а.** и схема на триботестера **б.**

По този начин са удовлетворени изискванията за комбинация от относително висока твърдост и якост. След окончателното шлифование средната грапавост на вътрешната повърхност е $R_a = 0.32\mu\text{m}$.

Повторяемостта на експерименталните данни за масово износване е оценена чрез избиране на три образца от всяка група. Цилиндричната повърхност на бронзовия образец (с радиус $R = 11,5 \pm 0,05$ mm и ширина $c=16 \pm 0,15$ mm) е в контакт с вътрешната цилиндрична повърхност на контратялото. Бронзовият образец се върти с постоянна честота $n = 1350 \text{ min}^{-1}$. Тези параметри съответстват на скорост на плъзгане $v = 1,63 \text{ m/s}$. Основното натоварване $P = 95 \text{ N}$ (фигура 2.3.) е приложено към центъра

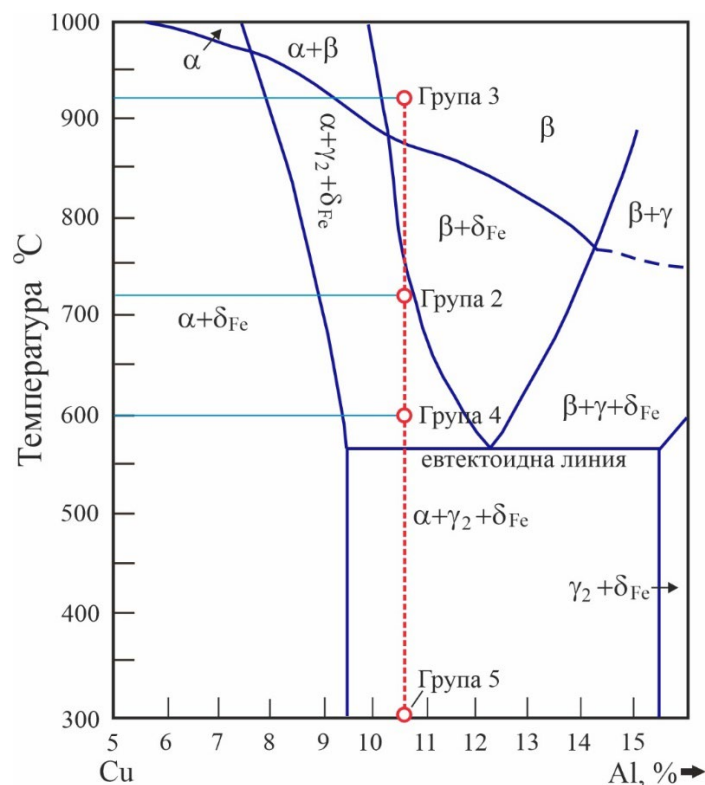
на тежестта на контактното място между бронзовия образец и стоманеното контра тяло и е зададено чрез лостова система в товарната греда. Номиналната контактна площ A_a за всяка проба е $A_a = R \varphi c \approx 1,6057 \times 10^{-4} \text{ m}^2$, а номиналното контактено налягане е $p_a = P/A_a = 0,591 \text{ MPa}$. Посоченото номинално контактено налягане е в съответствие с условията на сухо триене.

Като се има предвид значителното количество генерирана топлина, масовото износване на бронзовите образци в условия на сухо триене е измерено последователно след интервали от 5, 10 и 15 минути за дължини на пътя на триене при плъзгане съответно 67.74, 101.61 и 135.48 m. Масовото износване на образците е измерено за даден път на триене при постоянно натоварване и скорост на плъзгане. Методологията включва следната последователност: първоначалната маса m_0 на бронзовият образец се измерва с помощта на електронна везна WPS 180/C/2 с точност 0,1 mg, като преди всяко измерване той се почиства за отстраняване на механични и органични частици и се изсушава с етилов алкохол за предотвратяване на електростатични ефекти.

Глава III. Подобряване на алуминиев бронз с β -трансформация в състояние на доставка – горещо валцовани пръти

1. Влияние на термичното обработване и диамантното заглаждане върху микроструктурата

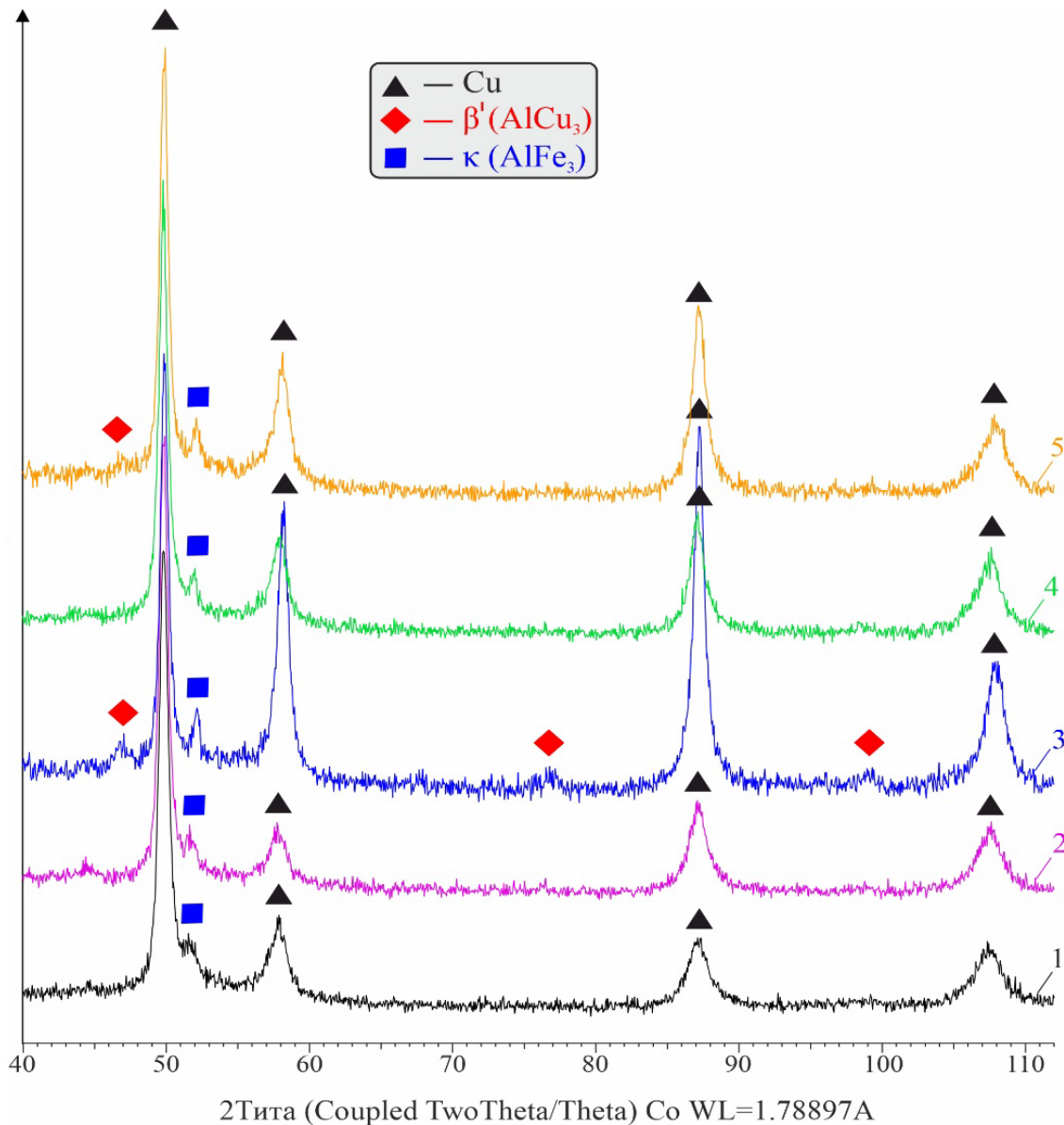
На фигура 3.1. е показан разрез на равновесната фазова диаграма Cu-Al-Fe с 5% съдържание на желязо [Brezina, 1982]. Под евтектоидната линия се образуват: богатата на Cu α -фаза, електронното съединение $\gamma' \rightarrow Cu_9Al_4$ и интерметалното съединение $\delta_{Fe} \rightarrow Fe_3Al$. Съдържанието на Fe в изследвания бронз е 5,7% (таблица 2.1.). Следователно относителният дял на фино диспергираните Fe_3Al частици е по-голям. Те предотвратяват нарастването на α -зърната при високи температури, повишават якостта на α -фазата, елиминират явлението на спонтанно отгряване, кое



Фиг. 3.1. Разрез на равновесната фазова диаграма Cu-Al-Fe с 5% съдържание на желязо [Brezina, 1982]

то увеличава крехкостта, и блокират растежа на γ_2 –фазата, която се отделя под формата на големи плочи и причинява крехкост.

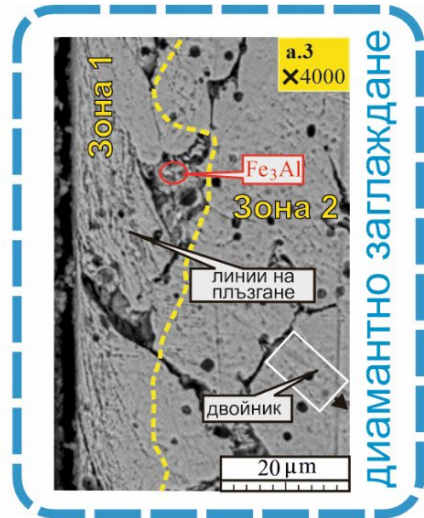
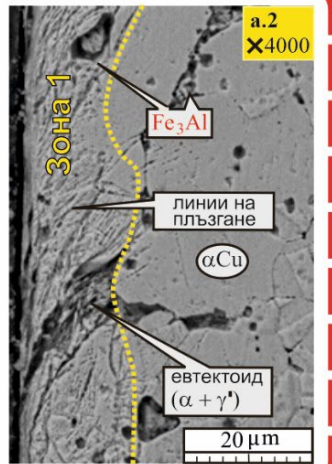
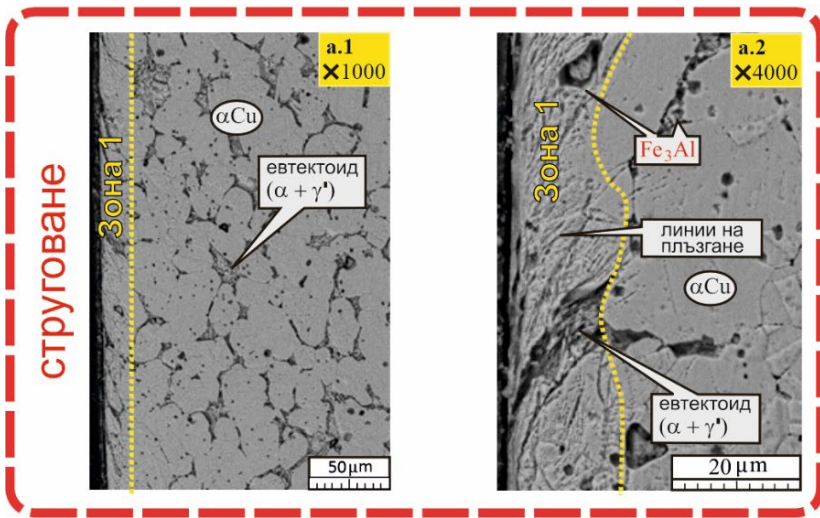
Резултатите от фазовия анализ са показани на фигура 3.2. Пиковите на α -фазата са изместени към по-малки ъгли в сравнение с тези, изчислени за чиста мед, поради разтворените алуминиеви атоми, които деформират кристалната решетка на α -медта.



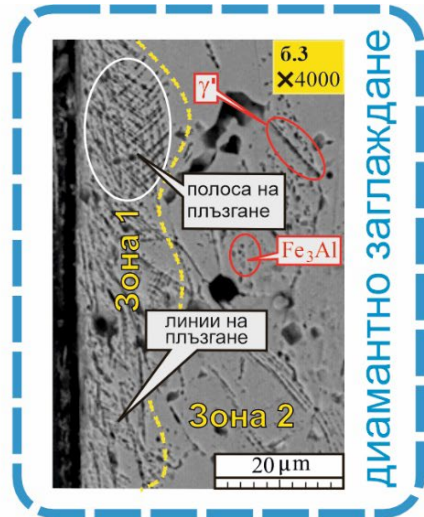
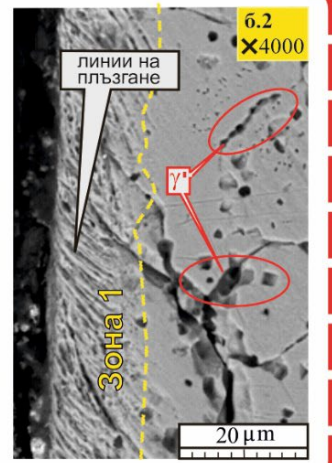
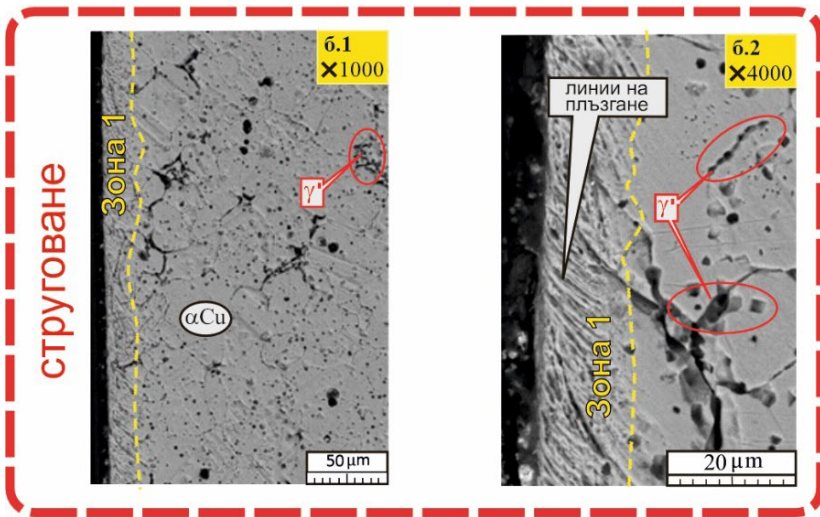
Фиг. 3.2. Резултати от фазов анализ за Cu-10Al-5Fe бронз: 1 – в състояние на доставка; 2 – отгрят; 3 – закален; 4 – закален и отвърнат при 600°C; 5 – закален и отвърнат при 300°C.

За образците от група 1 и 2 евтектоидната линия (фигура 3.1.) се пресича при охлаждане с подкритична скорост, т.е. механизмът на фазова прекристализация е дифузия и електронното съединение $\gamma' \rightarrow Cu_9Al_4$, тъй като е извършено евтектоидно разпадане $\beta \rightarrow \alpha + \gamma'$. Интерметалното съединение Fe_3Al не се наблюдава, вероятно поради високата си дисперсия. За останалите групи (групи от 3 до 5) прекристализацията протича по бездифузионен механизъм при охлаждане от $920^\circ C$ във вода и е регистрирана мартензитоподобна β' – фаза (Cu_3Al), която е продукт на деформационна трансформация на надевтектоидната β – фаза (Cu_3Al). Високодисперсното съединение Fe_3Al не е регистрирано. Трябва да се отбележи, че напълно мартензитна структура не може да бъде получена след охлаждане при $920^\circ C$ във вода поради високото съдържание (5,7%) на Fe и незначителното количество на β стабилизиращия елемент Ni. α -стабилизиращото Fe потиска мартензитната трансформация и благоприятства образуването на бейнитна структура [Brezina, 1982].

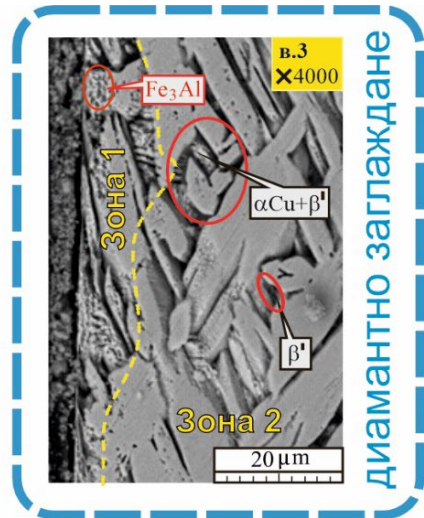
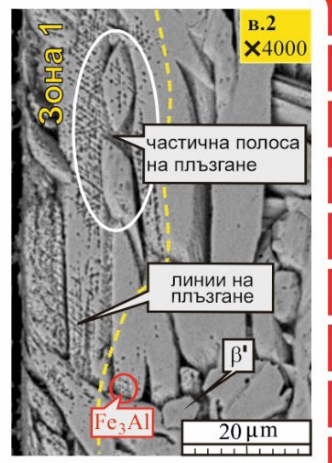
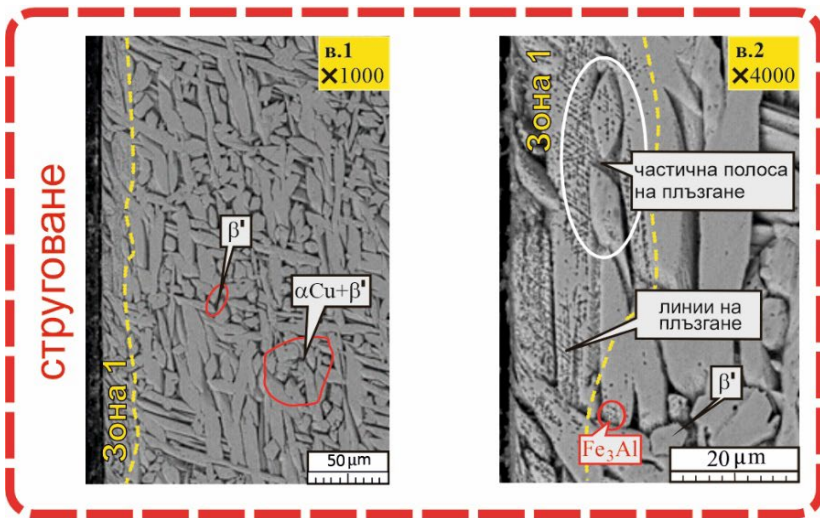
Микроструктурата на Cu-10Al-5Fe е показана на фигура 3.3. За групи 1 и 2 (фигура 3.3. а. и б.) структурите показват дифузионен механизъм на фазова прекристализация, състоящ се от равноосни кристали на α -Cu твърдия разтвор с големина 30 – 40 μm . По границите на зърната се наблюдават евтектоидни колонии, продукт на разпадането на β -фазата ($\beta \rightarrow \alpha + \gamma'$), както и интерметалното съединение Fe_3Al под формата на силно диспергирани частици. Следователно полученият желязо-алуминиев бронз вероятно се състои от три фази. За образците, отгряти при $720^\circ C$ (фигура 3.3. б.), се наблюдава нарастване на зърната както при тези с размер на колониите 60–80 μm , така и при тези с размери под 20 μm . Може да се заключи, че е извършена вторична прекристализация. Евтектоидните колонии са се разтворили в α твърдия разтвор и се наблюдават като γ' - частици, разположени по границите на големите α -зърна или в самите тях.



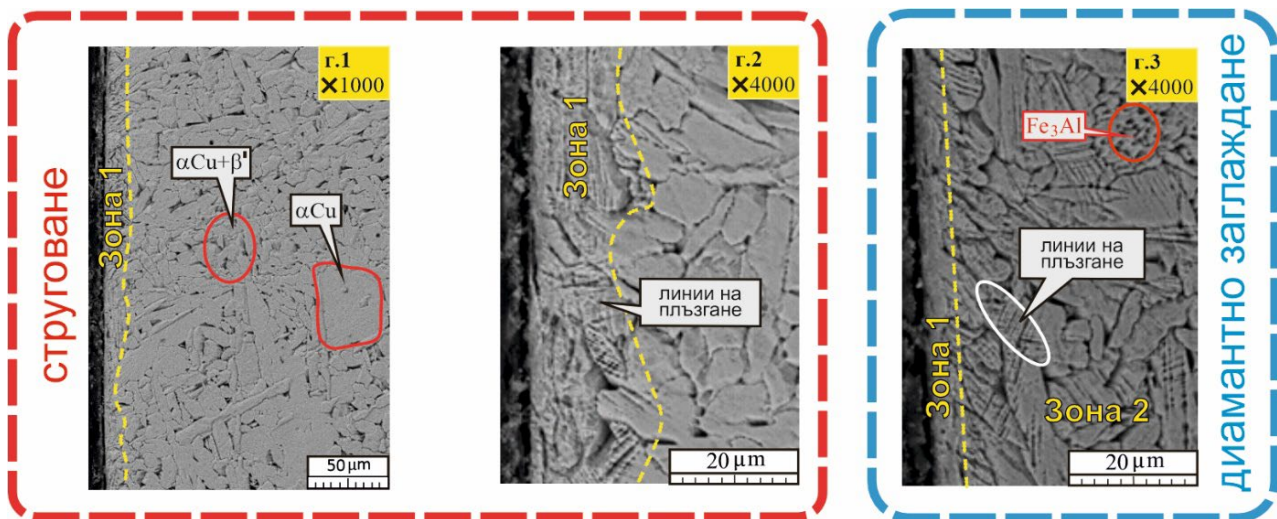
а.



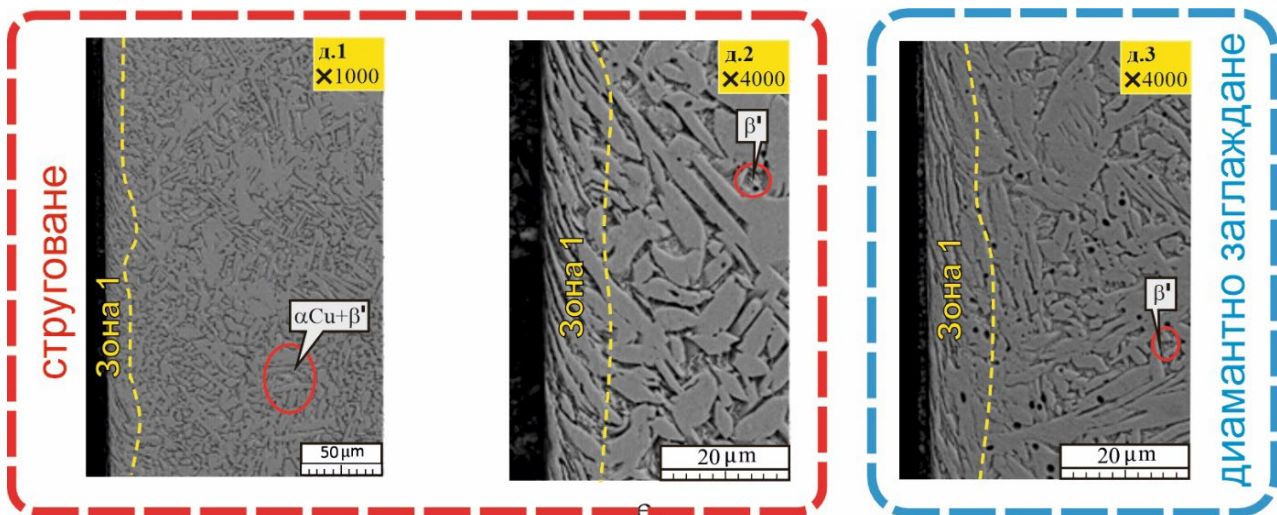
б.



в.



в.



д.

Фиг. 3.3. Микроструктура на $Cu-10Al-5Fe$ бронз: **а.** в състояние на доставка; **б.** отгрят; **в.** закален; **г.** закалени и отвърнат при $600^{\circ}C$; **д.** закалени и отвърнат при $300^{\circ}C$

Вследствие на механичното въздействие (струговане и диамантно заглаждане) се разграничават две зони: зона 1 (директен контакт) и зона 2 (зона на деформационно влияние). Последното се наблюдава само при диамантно загладените образци. Зоните са маркирани с прекъснатата жълта линия. За групата в състояние на доставка (фигура 3.3. а.), зона 1 има дълбочина от $25\ \mu m$, а линиите на плъзгане за стругованите образци са

по-груби в резултат на отделяне на метал от повърхността. Зона 2 е очертана за диамантно загладените образци, тя се вижда при голямо увеличение и се характеризира с наличието на двойни зърна. За отгрятите струговани образци (фигура 3.3. б.), линиите на плъзгане са относително грапави, следствие от рязане на относително мек метал. При диамантно загладените образци, зона 1 е по-фина и се наблюдават линии на плъзгане. Поради значително по-голямата пластичност на отгрятите образци, има възможност за значително деформационно уякчаване на зърната. Разпространението на деформационната вълна значително увеличава дълбочината на зона 2, в която се наблюдават линии на плъзгане и двойни зърна.

Микроструктурата на образците от група 3, закалени при 920°C във вода, е подобна на бейнит (фигура 3.3. в.), с удължени пластинчати зърна. Основните фази след фазова прекристализация са богатата на Cu α - фаза и β' – фаза (фигура 3.2.). След струговане се наблюдава зона 1, съдържаща частично засегнати зърна от линии на плъзгане, които не са завършени по границите на цялото зърно. При зърна с висока твърдост не се наблюдава плъзгане. Наблюдаваната бейнитоподобна структура не е склонна към наклеп, но частично разкрива ефектите му. Микроструктурата на диамантно загладените образци (фигура 3.3. в.3) показва липсата на зона 2. В зона 1 има линии на плъзгане в малка локална област. Наблюдава се деформация на повърхностните зърна по посока на относителното движение на деформиращият диамантен връх към обработваната повърхност.

На фигура 3.3. г. е показана микроструктурата на образците от група 4 (закалени при 920°C във вода и отвърнати при 600°C). Ниската температура (600°C) на повтарящата се фазова прекристализация, която е много близо до евтектоидната линия (565°C) – фигура 3.1., е причината за образуването на две структурни групи. Едната е бейнитоподобна ($\alpha + \beta'$) - фази, а другата е съставена от различни α - Cu зърна, които не

са претърпели фазова прекристализация. След струговане се наблюдава зона 1 с дълбочина приблизително 25 μm . Диамантното заглаждане образува две зони: тясна зона 1 със силно деформирани зърна по посока на относителното движение на диамантният връх и зона 2 с характерни линии на плъзгане, следствие от деформационна вълна от повърхностния слой.

На фигура 3.3. д. е показана микроструктурата на образците от група 5 (закалени при 920° C във вода и отвърнати при 300° C). Фазовият състав е байнитоподобна ($\alpha + \beta'$) смес с ясно изразена β' – фаза. Наблюдава се по-голяма дисперсия на зърната в сравнение с образците от група 3 (закалени само при 920° C във вода). Механичното въздействие от струговането и диамантното заглаждане предизвиква само деформация на повърхностния слой, без проява на плъзгачия механизъм, като този ефект е значително по-изразен след диамантно заглаждане (фигура 3.3. д.3.).

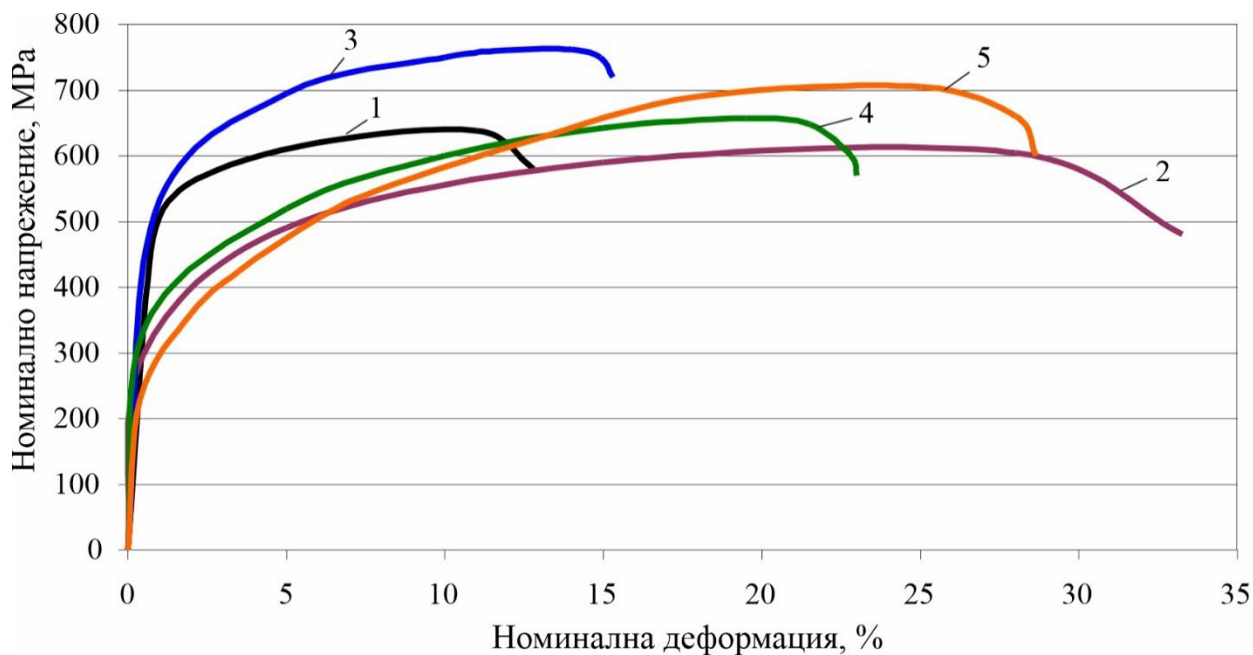
2. Влияние на термичното обработване върху механичните характеристики

На фигура 3.4. е показано влиянието на термичното обработване върху механичните характеристики, получени чрез изпитване якостта на опън. Трябва да се отбележи, че състоянието при доставка не е еквивалентно на състоянието при отливане. От фигура 3.4. се вижда, че в състояние на доставка, материалът притежава висока якост на опън и висока граница на провлачване, но има най-ниско удължение и най-малка пластичност. Следователно, материалът е претърпял значително механично уякчаване при производството му. Известно е, че последователното горещо (при 850° C) коване и валцуване на никел-алуминиев бронз значително повишава границата на провлачване и якостта на опън, но значително намалява удължението [Lv Y. et al., 2015]. Подобен резултат е получен от Ma и др. [Ma S. et al., 2021] за горещо

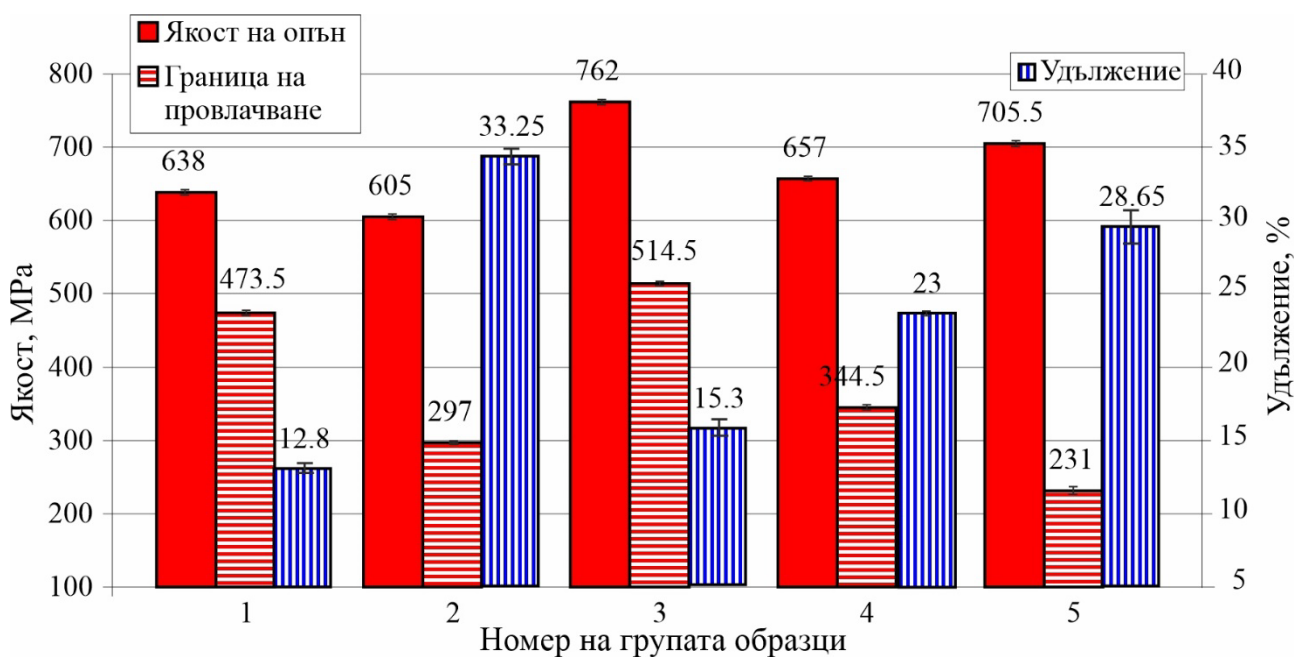
кован никел-алуминиев бронз Cu-10Al-5Fe-5Ni-0.2Mn, подложен на горещо валцуване с голяма сила без последващо отгряване. С други думи, в производствения процес на пръти Cu-10Al-5Fe, материалът не е претърпял механично уякчаване на горещо поради трансформационно уякчаване. Последното се причинява от увеличаване на обемната фракция на продукта на β -фазова трансформация [Su J. et al., 2011]. Всички термични обработки водят до прекристализация на материала, увеличавайки пластичността, количествено изразена чрез удължението. Най-голяма пластичност се получава след отгряване. Това се дължи на по-фините и закръглени зърна, образуващи по-хомогенна микроструктура (фигура 3.3.) [Jordan Maximov. et al. 2022].

Като цяло, с увеличаване на пластичността се наблюдава намаляване на границата на провлачване. Всички термични обработки, с изключение на отгряването, повишават якостта на опън, като най-висока якост се получава след закаляване. Получената структура е бейнитоподобна (фигура 3.3.), характеризираща се с висока статична якост. Тази структура на алуминиевите бронзи е чувствителна към наличието на вътрешни прорези [Brezina, 1982], което е от съществено значение при динамично натоварване. При статично натоварване тези вътрешни концентратори не са от значение, тъй като възниква преразпределение на вътрешните напрежения. Последващото отгряване намалява якостта на опън за сметка на повишена пластичност. Тази тенденция е по-изразена при по-ниска температура на отвъръщане, т.е. удължението намалява с повишаване на температурата, границата на провлачване се увеличава и якостта на опън намалява. Подобни резултати за удължението и якостта на опън са получени от Mi и др. [Mi G. et al., 2011], изследвайки никелови и берилиево-алуминиеви бронзи.

На фигура 3.5. са показани ефектите от термичната обработка върху твърдостта. Най-ниска твърдост и най-висока пластичност за изследваните образци се получава след отгряване. (фигура 3.4.). Закаляването при



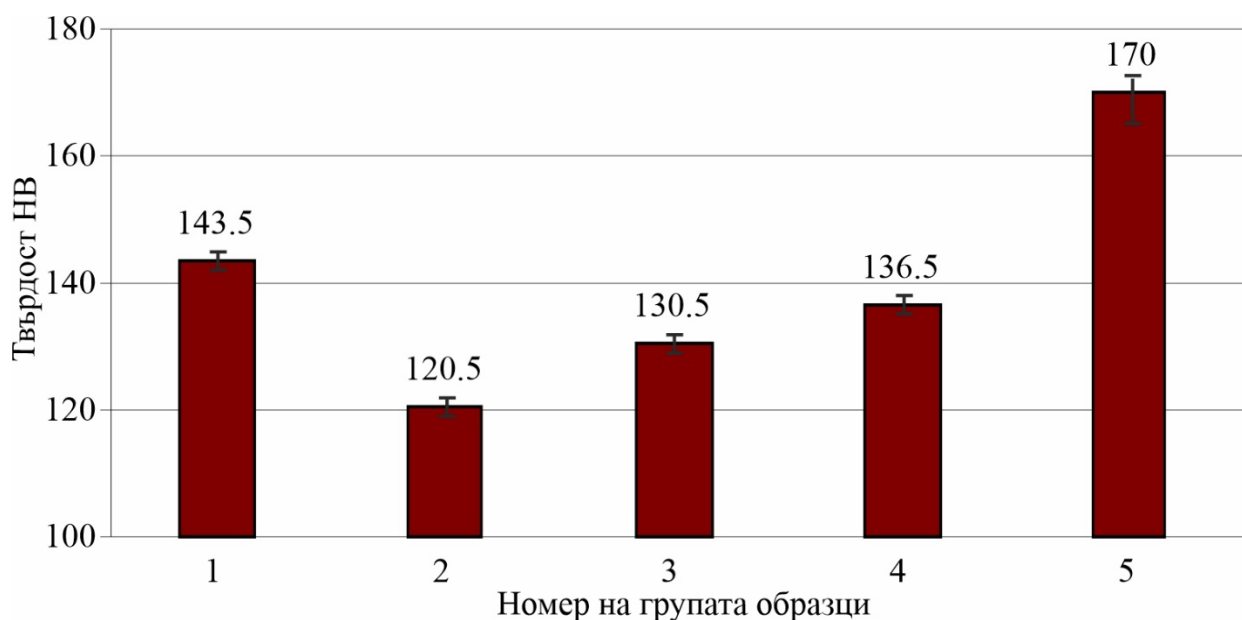
а.



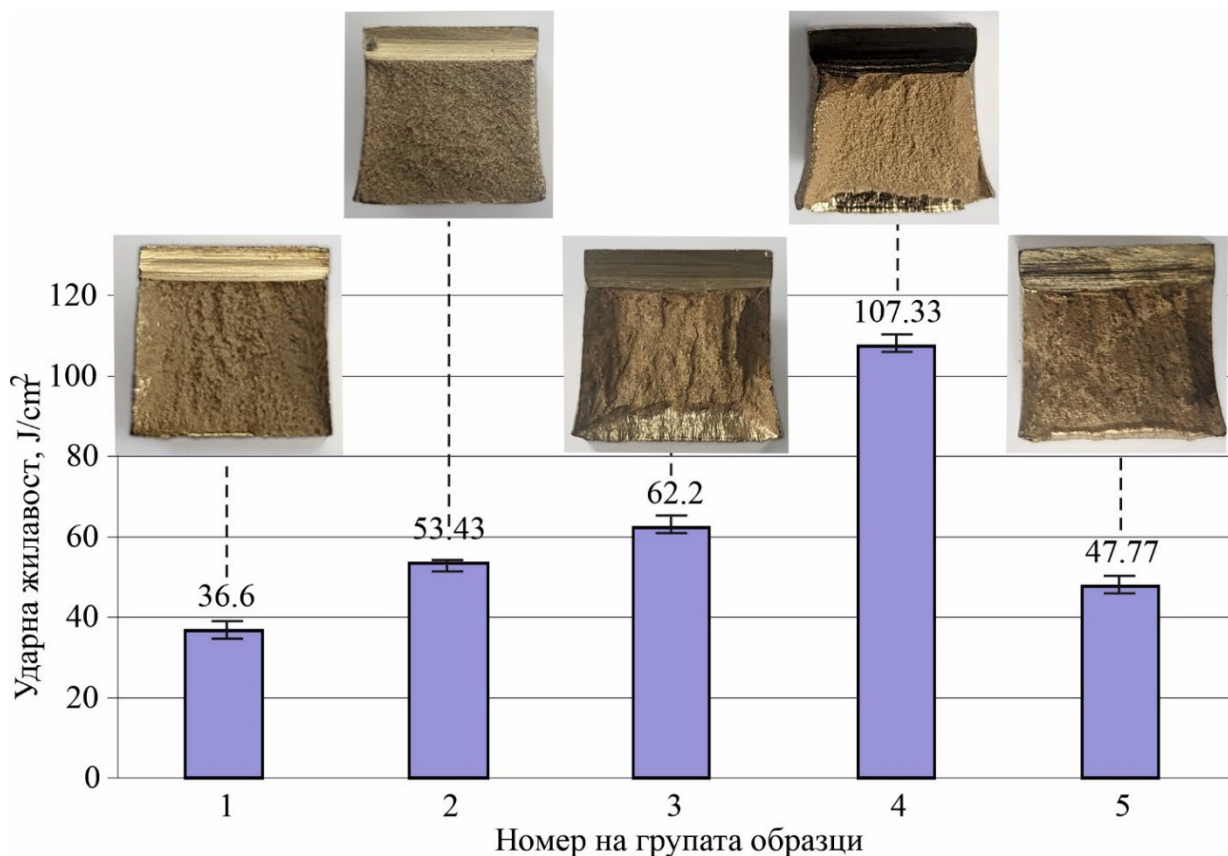
б.

Фиг. 3.4. Влияние на термичното обработване върху механичните характеристики на $Cu-10Al-5Fe$ бронз – якост на опън, граница на провлачване и удължение: **а.** диаграми напрежение – деформация; **б.** основни механични характеристики; 1 – в състояние на доставка, 2 – отгрят, 3 – закален, 4 – закален и отвърнат при $600^{\circ}C$, 5 – закален и отвърнат при $300^{\circ}C$

920° С във вода също води до понижаване на твърдостта спрямо първоначалната (на образеца в състояние на доставка). Закаляването при тази температура се предшества от рекристализация на бронза, което елиминира ефекта от механичното уякчаване получено в процеса на получаването му, увеличава пластичността (фиг. 3.4.) и намалява твърдостта (фиг. 3.5.). Последващото отвързване повишава твърдостта в зависимост от температурата, променяйки се с разтварянето на наситения твърд разтвор (β -фаза). Отвързване при 300° С осигурява максимална твърдост. Вероятната причина е, че разтварянето на твърдия разтвор е завършено по време на втория етап, известен като дисперсионно твърдеене или уякчаващо отвързване [Balevski A., 1988]. Намаляващата твърдост с повишаване на температурата на отвързване на желязо-алуминиев бронз потвърждава резултатите, получени от Aaltonen и др. [Aaltonen P. et al., 1985] и Mi и др. [Mi G. et al., 2011] за никелови и берилиево-алуминиеви бронзи. Тази тенденция се потвърждава и от Sadawy [Sadawy M.M., 2020].



Фиг. 3.5. Влияние на термичното обработване върху твърдостта на *Cu-10Al-5Fe* бронз: 1 – в състояние на доставка, 2 – отгрят, 3 – закален, 4 – закален и отвърнат при 600°С, 5 – закален и отвърнат при 300°С



Фиг. 3.6. Влияние от термичното обработване върху ударната жилавост на Cu-10Al-5Fe бронз: 1 – в състояние на доставка, 2 – отгрят, 3 – закален, 4 – закален и отвърнат при 600°C, 5 – закален и отвърнат при 300°C

На фигура 3.6. са показани ефектите от термичното обработване върху ударната жилавост, както и съответните повърхнини на счупване. Материалът в състояние на доставка има най-малка ударна жилавост, поради механичното уякчаване в процеса на получаването му, което води до повишена крехкост: висока якост и твърдост, но ниска пластичност и жилавост. Всички термични обработки повишават ударната жилавост. Най-голямо увеличение (почти три пъти) се получава след закаляване и последващо високотемпературно отвъръщане, а най-малко увеличение се наблюдава след закаляване и последващо нискотемпературно отвъръщане. Основната причина е, че отвъръщането при ниска температу-

ра максимизира твърдостта (фигура 3.5.), но крехкостта се увеличава поради наличието на твърда β' -фаза (фигура 3.3. д.). Нарастващата ударна жилавост с повишаване на температурата на отвъръщане потвърждава резултатите, получени от Aaltonen и др. [Aaltonen P. et al., 1985] за два вида алуминиеви бронзи – никелов и берилиев.

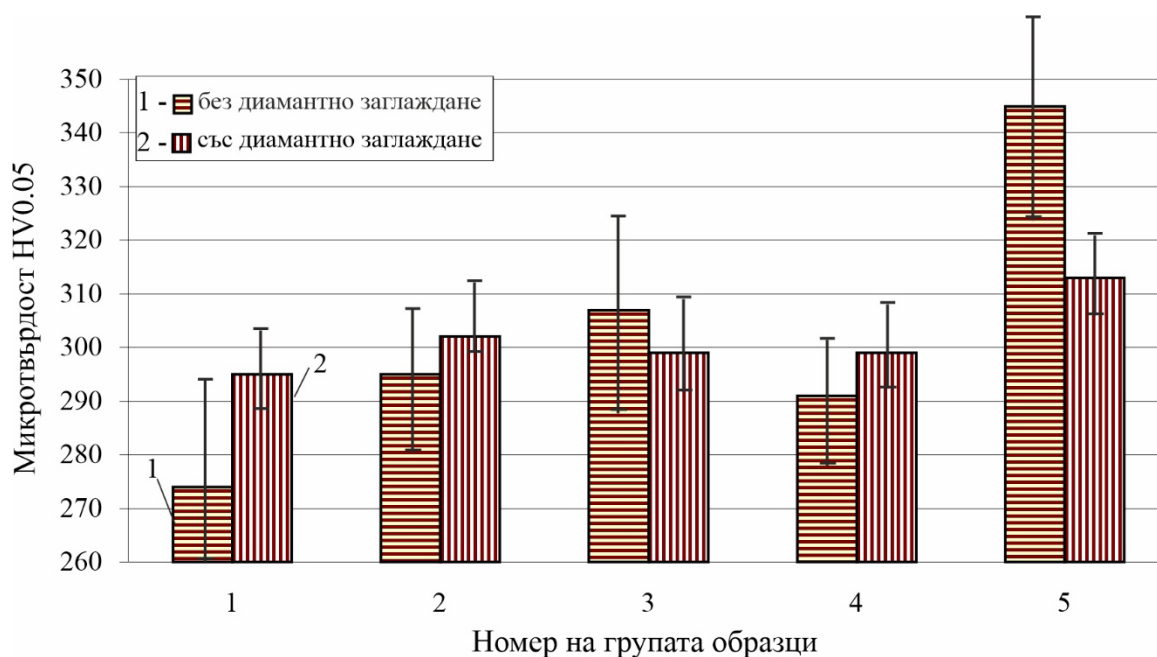
Въпреки че разрушаването обикновено е крехко при ударна жилавост, повърхностите на счупване (фигура 3.6.) илюстрират някои специфики на механизма на разрушаване в зависимост от термичното обработване. Например, след отгряване, микроструктурата се характеризира с подчертана хомогенност. В резултат на това повърхността на счупване е равнинна и обикновено то е крехко. След закаляване микроструктурата (едрозърнеста подобна на бейнит) проявява ясно изразена нехомогенност (фигура 3.3. в). Поради това лома има силно изразен релеф, а механизмът на разрушаване е смесен - освен пластично разрушаване има и участъци с крехко разрушаване.

3. Влияние от термичното обработване и диамантното заглаждане върху Surface integrity

Първоначалната грапавост (преди диамантно заглаждане), оценена с параметъра R_a , е в диапазона 0,5–0,7 μm . След диамантно заглаждане, грапавостта е значително намалена до диапазона от 0,10–0,15 μm .

Влиянието на термичното обработване и диамантното заглаждане върху микротвърдостта $HV_{0,05}$ е показано на фигура 3.7. Наблюдава се голямо разсейване на всички образци (в състояние на доставка и след термично обработване) преди диамантно заглаждане. Повишената повърхностно пластична деформация, чрез диамантно заглаждане хомогенизира структурата на повърхностния слой и близките подповърхностни слоеве и увеличава тяхната специфична плътност (фигура 3.3.), което значително намалява разсейването. С изключение на образците от групи

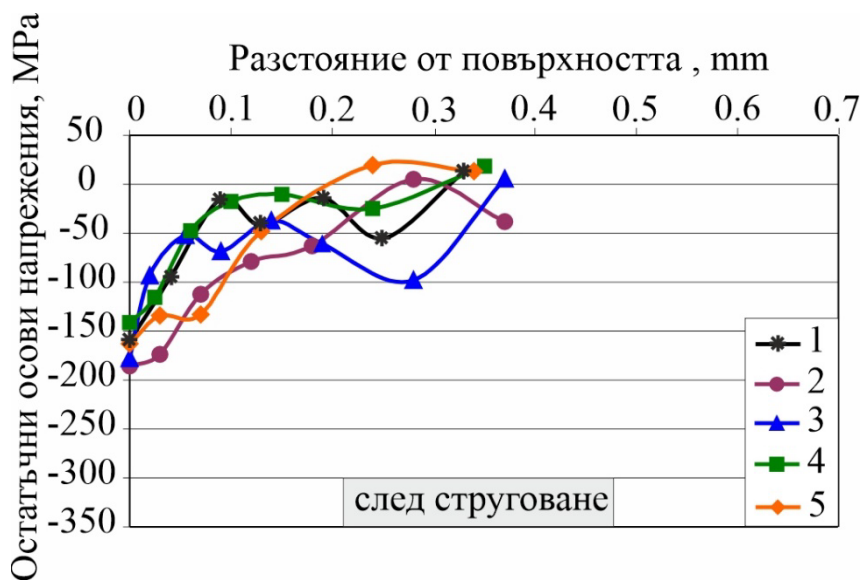
3 и 5, всички останали повишават своята повърхностна микротвърдост след диамантно заглаждане. Най-голямо увеличение се получава, при тези в състояние на доставка. Поради значително по-големият радиус на диамантния връх в сравнение със скоростта на подаване, процесът на ДЗ причинява циклично натоварване в точки на повърхностния слой поради неизбежното припокриване. Меките или отгряти метали са склонни да повишават твърдостта си в устойчиви граници, а първоначално закалените метали са склонни да омекват [Maximov J.T. et al., 2019 В]. По тази причина образците от групи 3 и 5, които съдържат твърдите β - и γ -фази, показват омекотяващ ефект на повърхностния слой след диамантно заглаждане, т.е. имат намалена повърхностна микротвърдост.



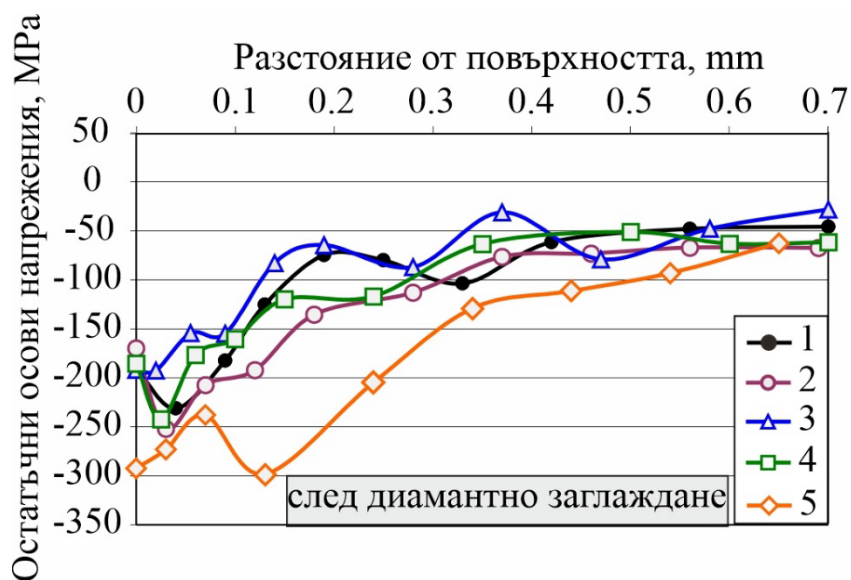
Фиг. 3.7. Влияние от термичното обработване и повърхностната пластична деформация върху микротвърдостта на Cu-10Al-5Fe бронз: 1 – в състояние на доставка, 2 – отгрят, 3 – закален, 4 – закален и отвърнат при 600°C, 5 – закален и отвърнат при 300°C

На фигура 3.8. е показано разпределението в дълбочина на осовите и окръжните остатъчни напрежения съответно след струговане и след ДЗ. Както беше потвърдено по-рано, разпределението на остатъчните осови

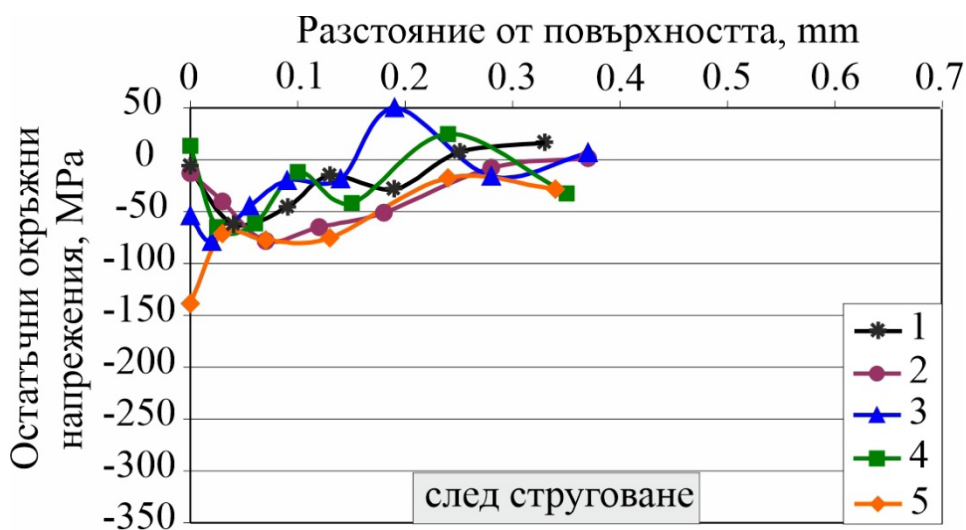
напрежения се характеризира с по-интензивно поле на натиск в близост до третираниите повърхности от това, установено в разпределението на остатъчните окръжни напрежения [Duncheva G.V. et al., 2022 D]. Трябва да се отбележи, че полето на разпределение на остатъчните напрежения на термично обработените без ДЗ групи образци е суперпозиция от три състояния: 1) в състояние на доставка, 2) след термично обработване и 3) след струговане. Полето на разпределение на остатъчните напрежения на образците в състояние на доставка е суперпозиция от две състояния: 1) в състояние на доставка и 2) след струговане. Получените пръти се произвеждат чрез гореща пластична деформация, която може да се разглежда като последователност от студена пластична деформация (въвеждаща деформационно уякчаване, съответно остатъчни макронапрежения) и рекристализационно отгряване (елиминиране на деформационното уякчаване, съответно остатъчни макронапрежения). Термично обработените групи са нагreti при температури, надвишаващи тази на рекристализация на Cu-10Al-5Fe бронз. Следователно остатъчните напрежения в повърхностните и близките подповърхностни слоеве на всички образци без ДЗ се въвеждат чрез струговане. Струговането със съответната геометрия на използвания режещ клин въвежда осови и окръжни остатъчни напрежения на натиск на дълбочина 0.2 - 0.3 мм от повърхностния слой. Тъй като струговането е извършено с един и същ режещ инструмент и с едни и същи режими на рязане, различното разпределение на остатъчните напрежения за отделните групи образци се дължи на различната микроструктура, получена при съответните термични обработки. ДЗ деформира пластично повърхността и близките подповърхностни слоеве, като драстично намалява грапавостта на повърхността. В резултат на въведената пластична деформация се получава преразпределение на остатъчните напрежения след струговане. Остатъчните напрежения нарастват значително по абсолютна стойност и дълбочината на зоната на натиск се увеличава значително – над 0.7мм.



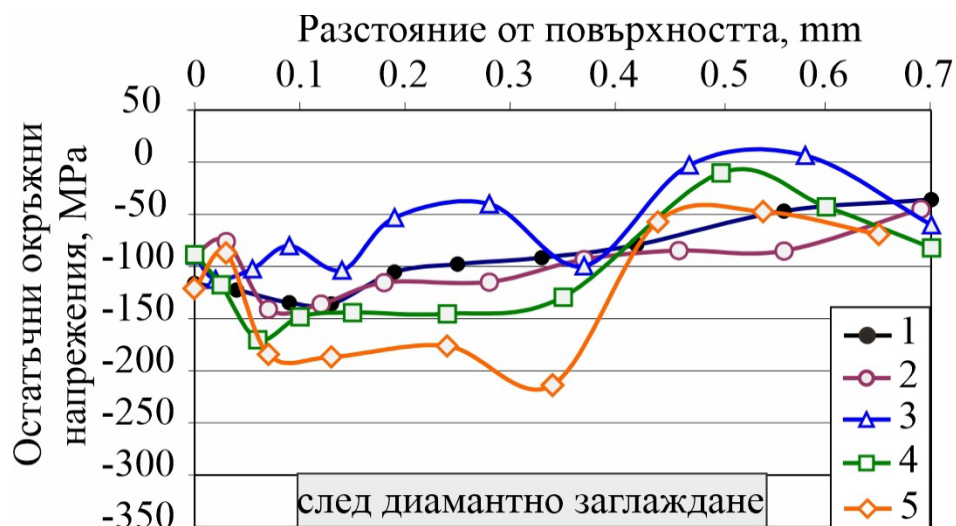
а.



б.



в.



2.

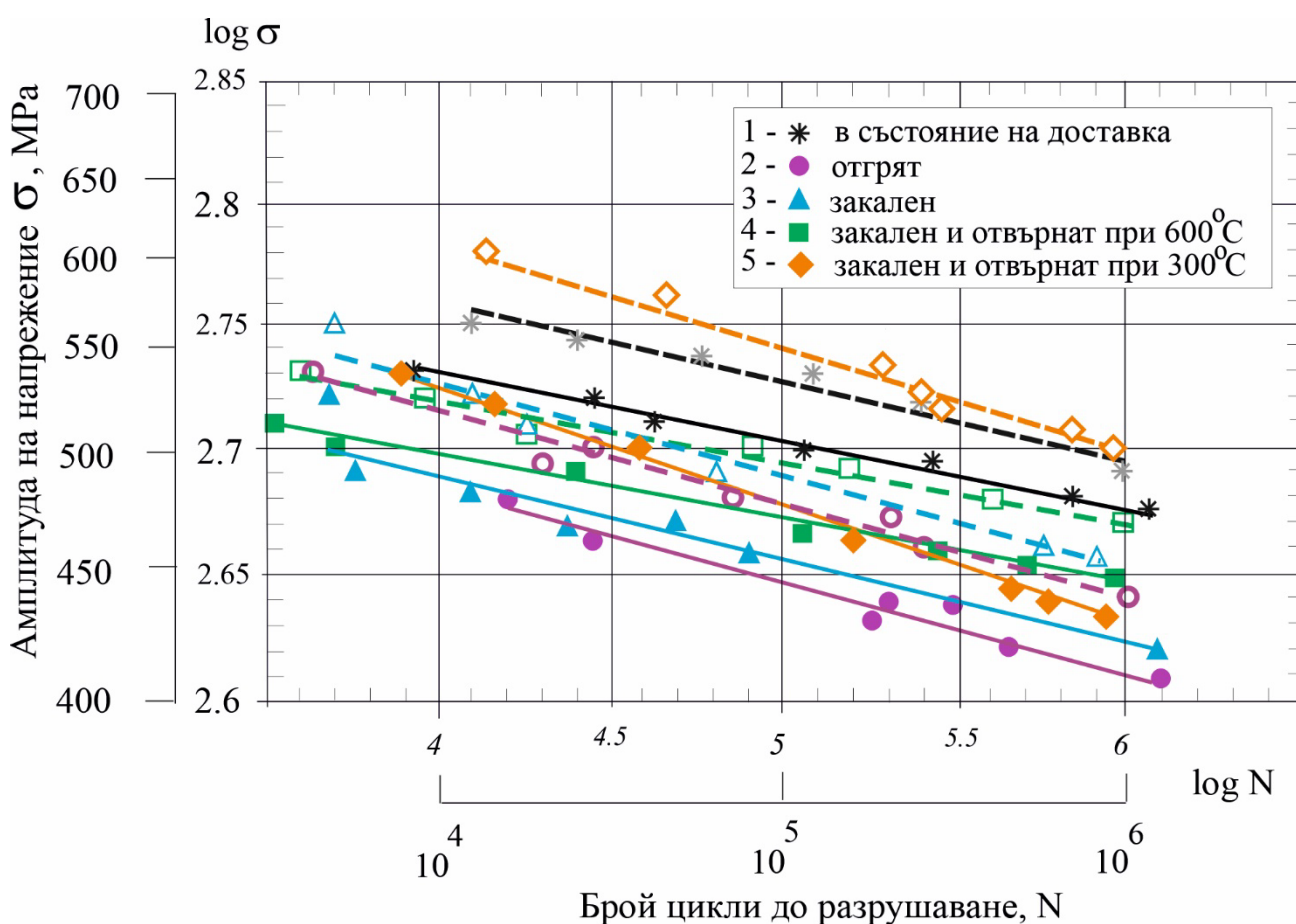
Фиг. 3.8. Разпределение на остатъчните напрежения: *а.* и *б.* осови, *в.* и *г.* окръжни: 1 – в състояние на доставка, 2 – отгрят, 3 – закален, 4 – закален и отвърнат при 600°C, 5 – закален и отвърнат при 300°C

4. Влияние на термичното обработване и диамантното заглаждане върху уморното поведение

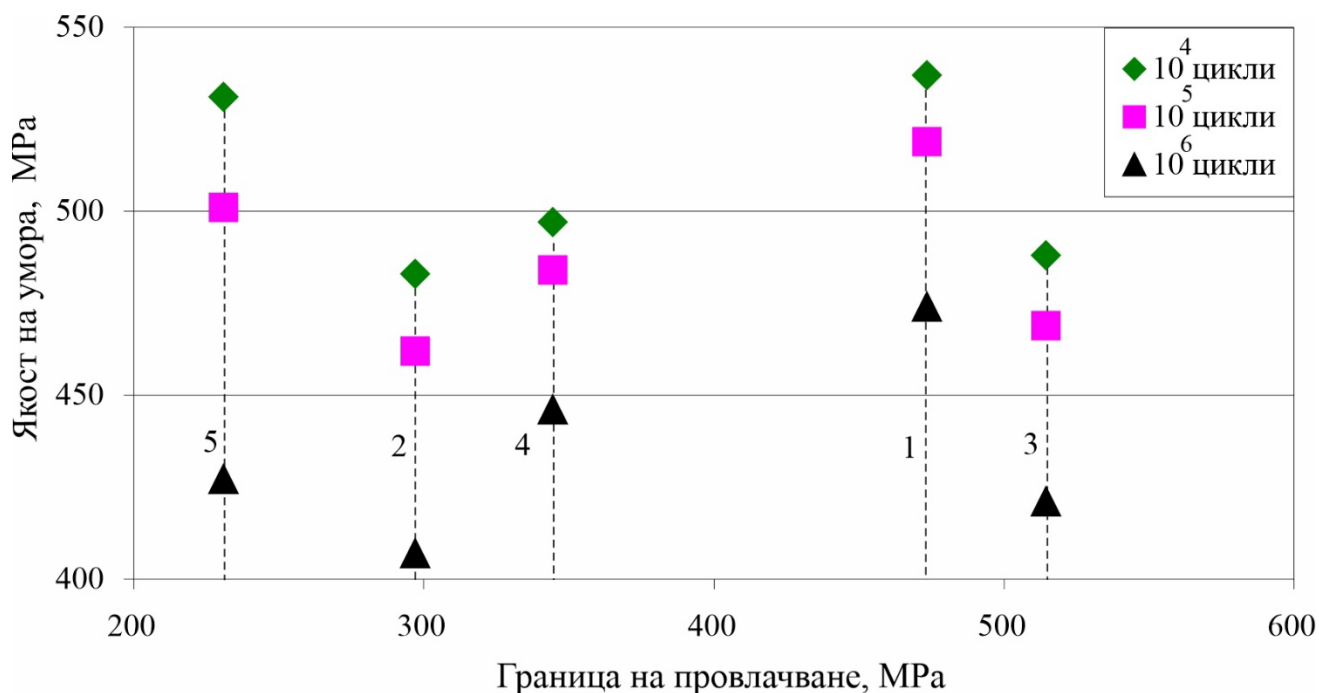
S-N кривите в двойна логаритмична координатна система са показани на фигура 3.9. Всички проби с термично обработване без диамантно заглаждане показват по-ниска якост на умора в сравнение с пробите от група 1 поради намаляване на ефекта на уякчаване в получените пръти. Най-ниската якост на умора се наблюдава при проби, подложени на отгряване (група 2), имащи най-ниска якост на опън и твърдост (фигури 3.4. и 3.5.). След закаляване и отвърщане (групи 4 и 5) якостта на умора се повишава в сравнение с група 3, която е подложена само на закаляване. Причината е дребнозърнестата структура, подобна на бейнит (фиг. 3.3. г. и д.). Група 5 съчетава максимална твърдост и повърхностна микротвърдост с висока пластичност и якост на опън. В областта на малоцикловата умора група 5 показва по-голяма якост на умора, а наклонът на кривите показва, че при 10^4 цикли група 5 превъзхожда референтното състояние

(група 1). Обратно, група 4 има най-малкия наклон и в областта на мега-цикловата умора показва по-голяма якост в сравнение с групи 3 и 5.

Диамантното заглаждане подобрява якостта на умора на всички групи образци, следствие от остатъчните напрежения при натиск (фиг. 3.8.). След диамантно заглаждане, група 5 показва по-голяма якост на умора в сравнение с група 1. Подобрието е значително за умората при нисък цикъл. Обратно, след 10^6 цикли, има тенденция група 1 да показва по-висока якост на умора в сравнение с група 5.



Фиг. 3.9. Влияние на термичното обработване и интензивната повърхностна пластична деформация върху поведението на умора на Si-10Al-5Fe бронз: пунктирните линии съответстват на интензивна повърхностна пластична деформация чрез диамантно заглаждане

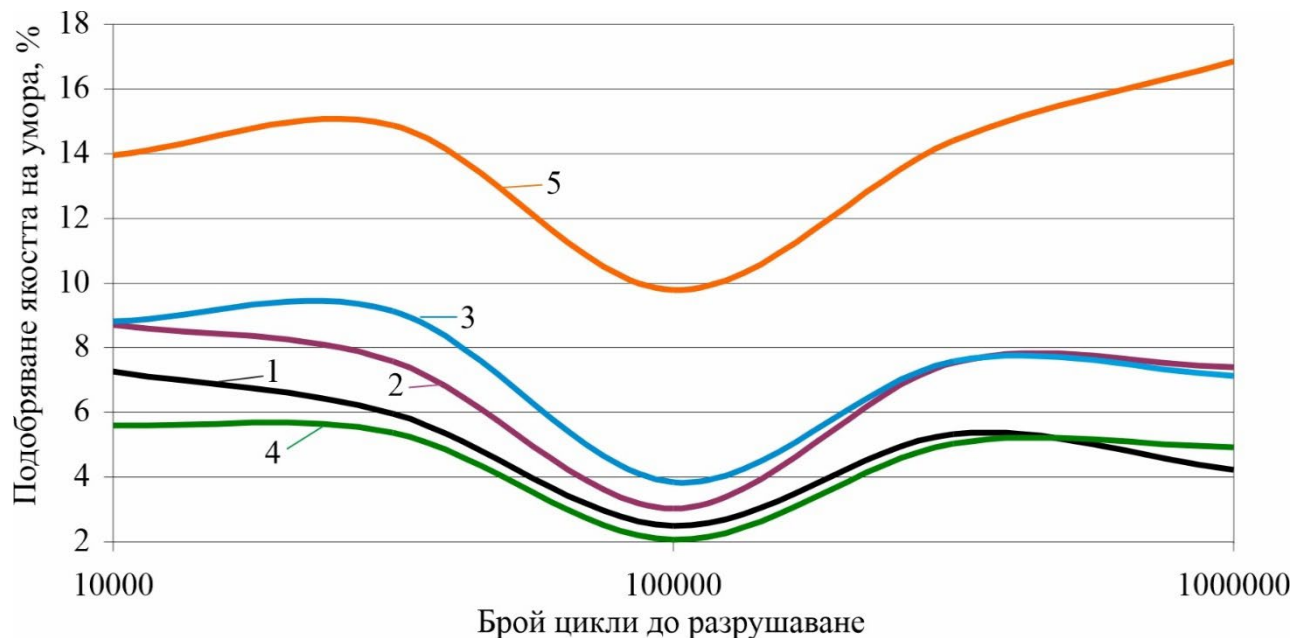


Фиг. 3.10. Зависимост на якостта на умора от границата на провлачване при различна дълготрайност на умора: 1 – в състояние на доставка, 2 – отгрят, 3 – закален, 4 – закален и отвърнат при 600°C, 5 – закален и отвърнат при 300°C

На фигура 3.10. е показана зависимостта на якостта на умора от границата на провлачване като функция на уморната дълготрайност. Група 3 има най-висока граница на провлачване, но якостта на умора както при нискоциклична, така и при високоциклична умора е по-малка в сравнение с тези от групи 1, 4 и 5. Това явление може да се обясни с повишената чувствителност към вътрешни прорези [Brezina, 1982], която се наблюдава в група 3.

Фигура 3.11. илюстрира подобряване на якостта на умора чрез диамантно заглаждане, както за умора при нисък цикъл, така и за умора при мега цикъл, в зависимост от броя на циклите до разрушаване при умора за всичките пет групи. С изключение на група 4, термичното обработване увеличава ползата от ДЗ за увеличаване на якостта на умора. Група 5

показва най-голямо подобрене. Основната причина са въведените полезни осови и окръжни остатъчни напрежения, които имат най-голяма абсолютна стойност и максимална дълбочина за група 5.



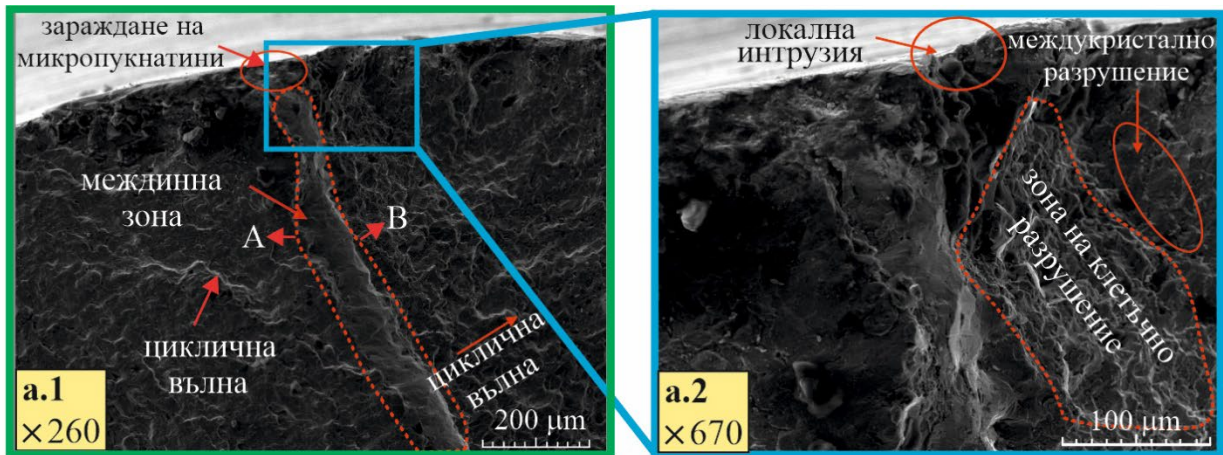
Фиг. 3.11. Подобряване на якостта на умора чрез диамантно заглаждане: 1 – в състояние на доставка, 2 – отгрят, 3 – закален, 4 – закален и отвърнат при 600°C, 5 – закален и отвърнат при 300°C

Фрактографският анализ е извършен на базата на повърхностно счупване от умора на един образец от всяка от петте групи (без ДЗ), подложен на циклично огъване с амплитуда на напрежението на огъване в интервала 480–520 МРа. Тези стойности надвишават границата на провлачване на основния материал, подложен на съответно термично обработване. Тъй като пробите не са подложени на диамантно заглаждане, максималното напрежение на опън възниква в техния повърхностен слой, където се зараждат микропукнатините на умора (фиг. 3.12.). Поради цикличното натоварване с контролирана деформация в пластичната област (за повърхностния и подповърхностния слой), се получава деформационна вълна, която води до образуване на уморни микропукнатини.

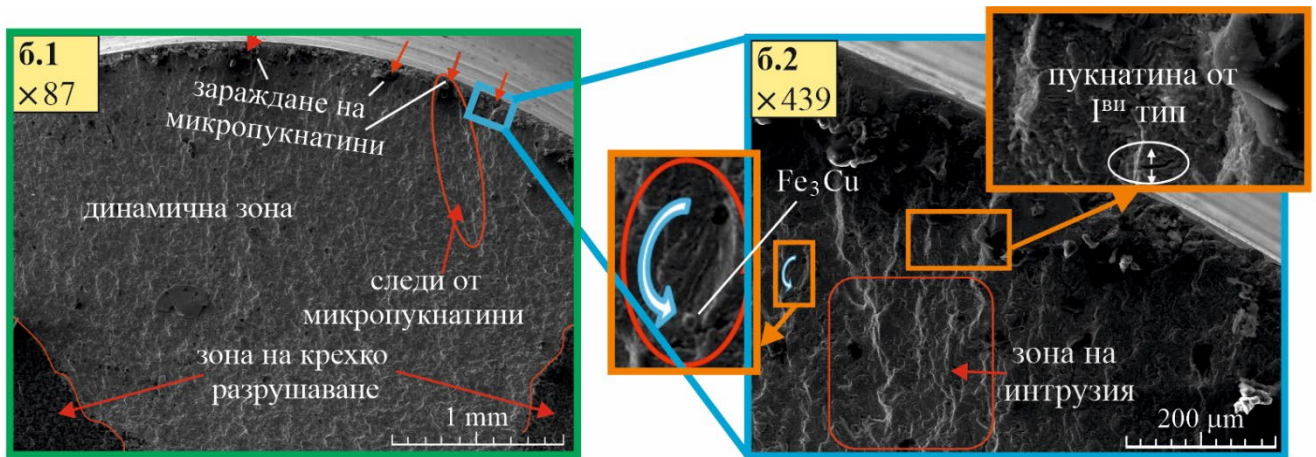
На фиг. 3.12. а. е показана зоната на зараждане на пукнатина за образец „в състояние на доставка“, в повърхнината на разрушението му. Образува са се две зони на циклична умора, А и В, в резултат на механизма на динамично въздействие. Посоките на цикличните деформационни вълни в двете зони се разминават и в следствие на това между тях се образува тясна междинна зона. Междинната зона благоприятства образуването и развитието на макропукнатини от умора. Локалната повърхностна област на зараждане на микропукнатини от умора (фиг. 3.12. а.2) включва междинна зона, повърхностна зона с локално развитие на навлизане, зона с клетъчно (транскристално) разрушаване и междукристална зона на разрушаване.

Динамичната зона на повърхността на счупване на отгрятата проба се характеризира с малки отклонения на релефа (фигура 3.12. б.1), като следствие от хомогенизираната микроструктура дължаща се на многократна рекристализация. Наблюдават се няколко центъра на зараждане на микропукнатини от умора. На фиг. 3.12. б.2 са показани области с характерен вид на деформацията за повърхностните и подповърхностните слоеве в зоната на зараждане на пукнатина. Процесът на вълнова деформация протича с по-голяма амплитуда, следствие от по-голямата пластичност и отсъствието на деформационни бариери, като двойни зърна и разделени евтектоидни области. Близко до повърхността се забелязват микропукнатини от първи тип, както и интерметалното съединение Fe_3Cu .

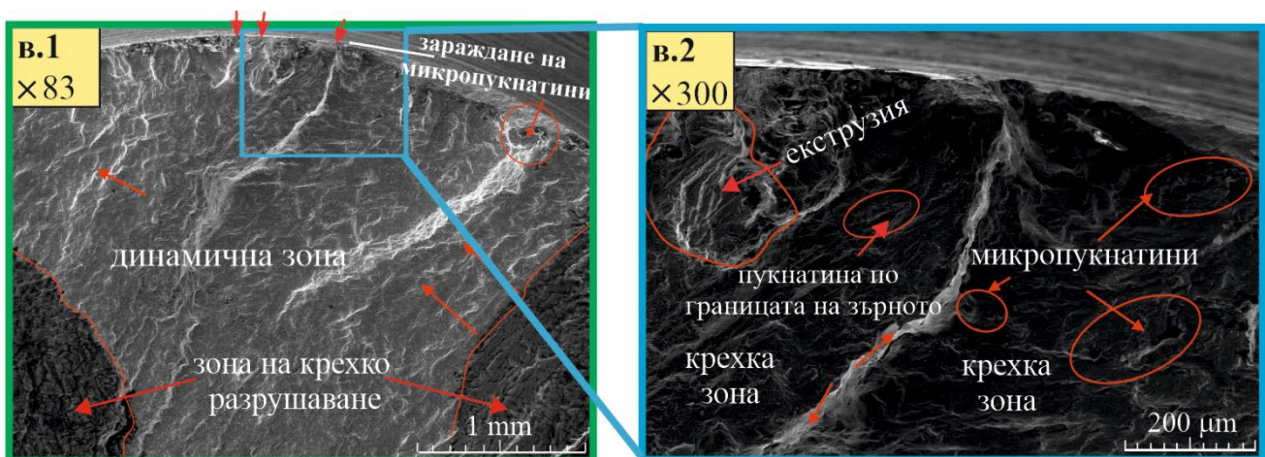
В повърхността на счупване на образеца, закален при $920^{\circ}C$ във вода, се очертават динамичните и статичните зони (фиг. 3.12. в.1). При по-голямо увеличение на динамичната зона около повърхностния слой (фигура 3.12. в.2), изглежда, че механизмът на разрушаване е смесен, поради подобната на бейнит структура с едри зърна, подобни на пластини (вижте фигура 3.3. в.). Наблюдават се зони с локална пластичност, както



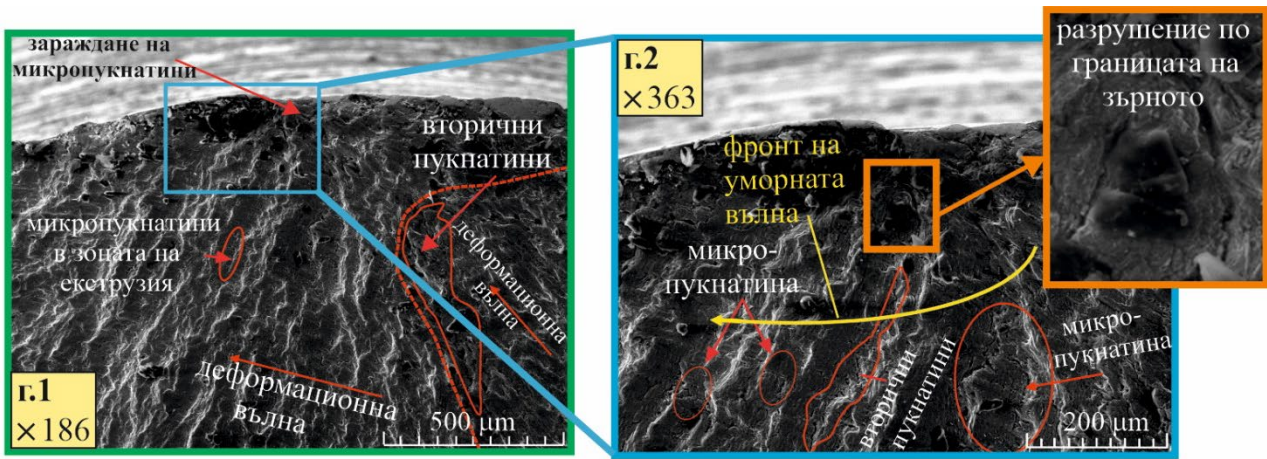
а.



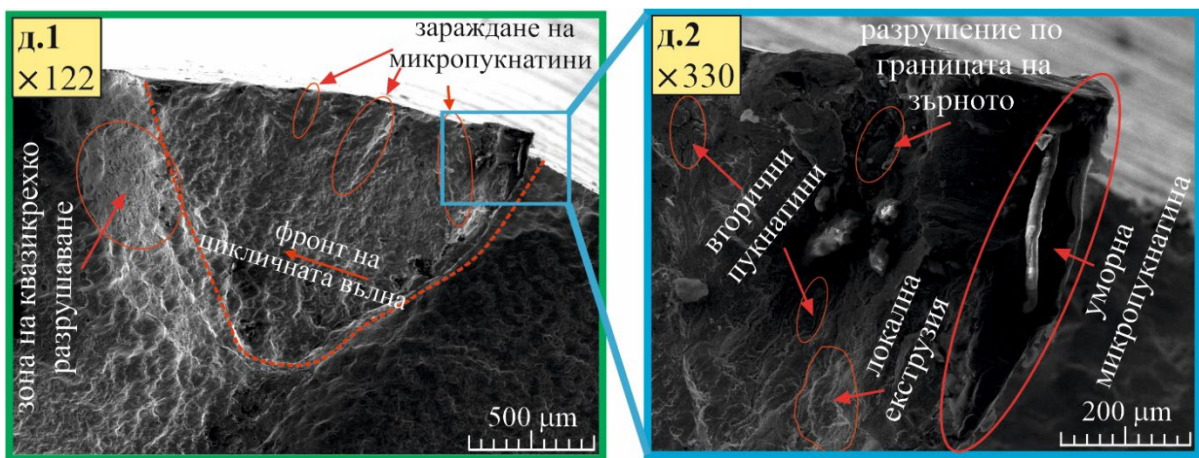
б.



в.



г.



д.

Фиг. 3.12. Повърхности на счупване на образци за умора, термично обработени по различни режими: **а.** в състояние на доставка; **б.** отгрят; **в.** закален; **г.** закален и отвърнат при 600°C; **д.** закален и отвърнат при 300°C

и зони с крехко разрушаване, в които се образуват значителен брой микропукнатини и такива по границите на зърната.

На фиг. 3.12.г. е показана динамичната повърхностна зона на счупване на образец от група 4. Тази група образци се характеризира с подобна на бейнит микроструктура с по-малки заоблени зърна (фиг. 3.3.г.). В подповърхностните слоеве на динамичната зона се наблюдават множество микропукнатини, както и вторични пукнатини, образувани между две

зони на екструзия. Множеството микропукнатини пречат на растежа на макропукнатината, поради вътрешното разпределение на напрежението.

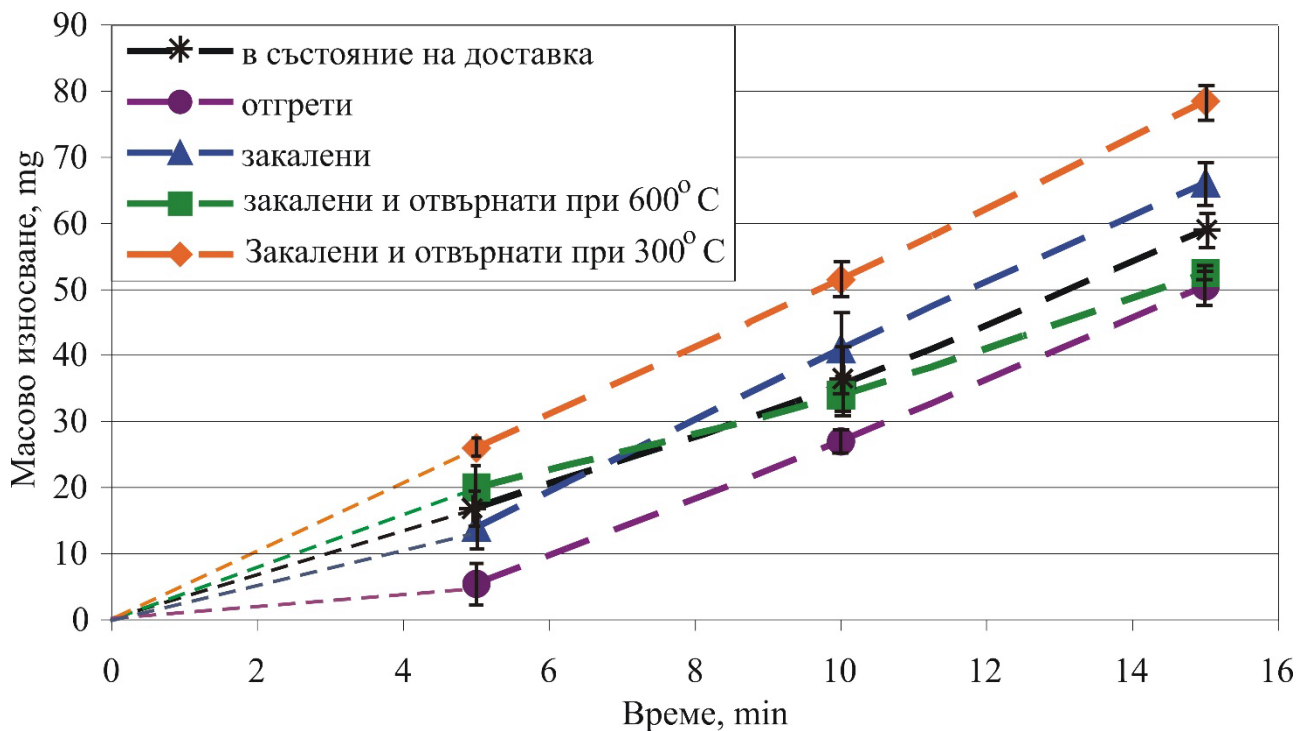
По този начин образците от група 4 показват по-висока мегациклична якост на умора. Наблюдаваният модел е получен при огъване с амплитуда на напрежението от 500 МПа. С увеличаване на амплитудата, плътността на микропукнатините се увеличава и следователно се образуват множество макропукнатини. С други думи, якостта на умора в полето с нисък цикъл ще намалее, което се потвърждава от по-малкия наклон на кривата на умора на пробите от група 4 (фигура 3.9.).

Фигура 3.12.е. показва част от динамичната повърхностна зона на счупване на образец от група 5, закален при 920° С във вода и отвърнат при 300° С. Микроструктурата на пробите от тази група е бейнитна с пластинчати зърна, но значително по-малки от зърната на пробите от група 3 (само закалени). Тази микроструктура предопределя смесен механизъм на разрушаване в динамичната зона, в непосредствена близост до повърхностния слой (фигура 3.12.д.1). Повърхностната зона А се характеризира с изразена екструзия и разрушаване по границите на зърната, наблюдавайки се вторични пукнатини в нея. Тази област граничи с междинна зона на почти крехко разрушаване.

5. Влияние на термичното обработване върху износоустойчивостта при плъзгане

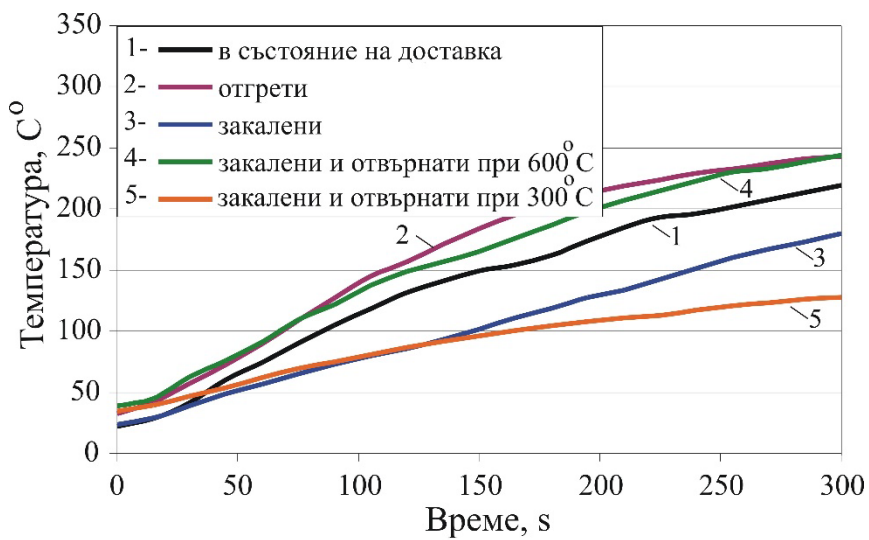
Масовото износване на петте групи образци без диамантно заглаждане е показано на фигура 3.13. Ниското разсейване е критерий за надеждна повторямост на резултатите от масовото износване. За изследвания интервал от време закалените и отвърнати образци (група 5) показват най-голямо масово износване, а закалените образци (група 2) имат най-малко износване. В сравнение с отгрятите образци, процентното увеличение на масовото износване на крайния път на триене е както следва:

група 1 – 16.8 %, група 3 – 30.7 %, група 4 – 4 %, група 5 – 55.4 %. Масовото износване се увеличава с увеличаване на твърдостта на образците (фигура 8). Получените резултати са в съответствие с изследването в [Muhammad K.Y. et al., 2018], където се наблюдава най-малко масово износване на Cu-10Al-5Ni-4Fe бронз в образците, подложени на отгряване.

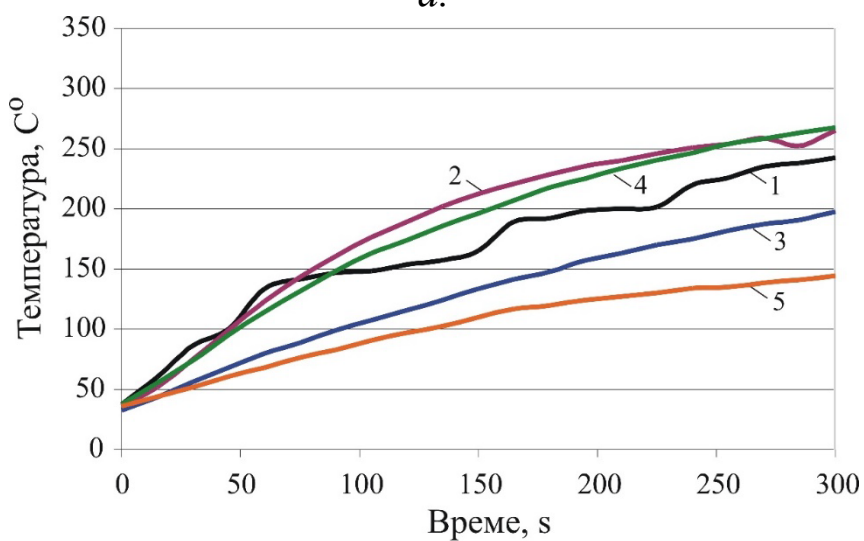


Фиг. 3.13. Масово износване: 1 - в състояние на доставка; 2 - отгряти; 3 - закален; 4 - закален и отвърнат при 600°C; 5 - закален и отвърнат при 300°C

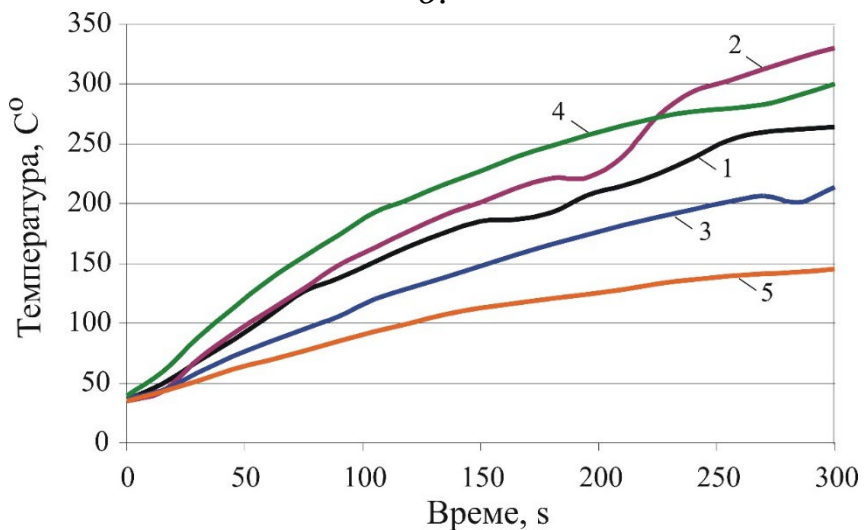
За Cu-10Al-5Fe бронз максимална твърдост е получена за образци от група 5, но максималното масово износване е получено при същото термично обработване. Тези резултати са в съответствие със заключенията, направени в [(Yasar M. and Altunpac Y., 2009), (Jordan Maximov. et al. 2022)] за желязо-алуминиеви бронзи, и вероятната причина за това явление е наличието на твърда интерметална фаза, която се получава след отвърщане при 300° C. При отделянето си по време на износване, тези твърди частици могат да наранят повърхността на медната матрица [Yasar M. and Altunpac Y., 2009].



а.



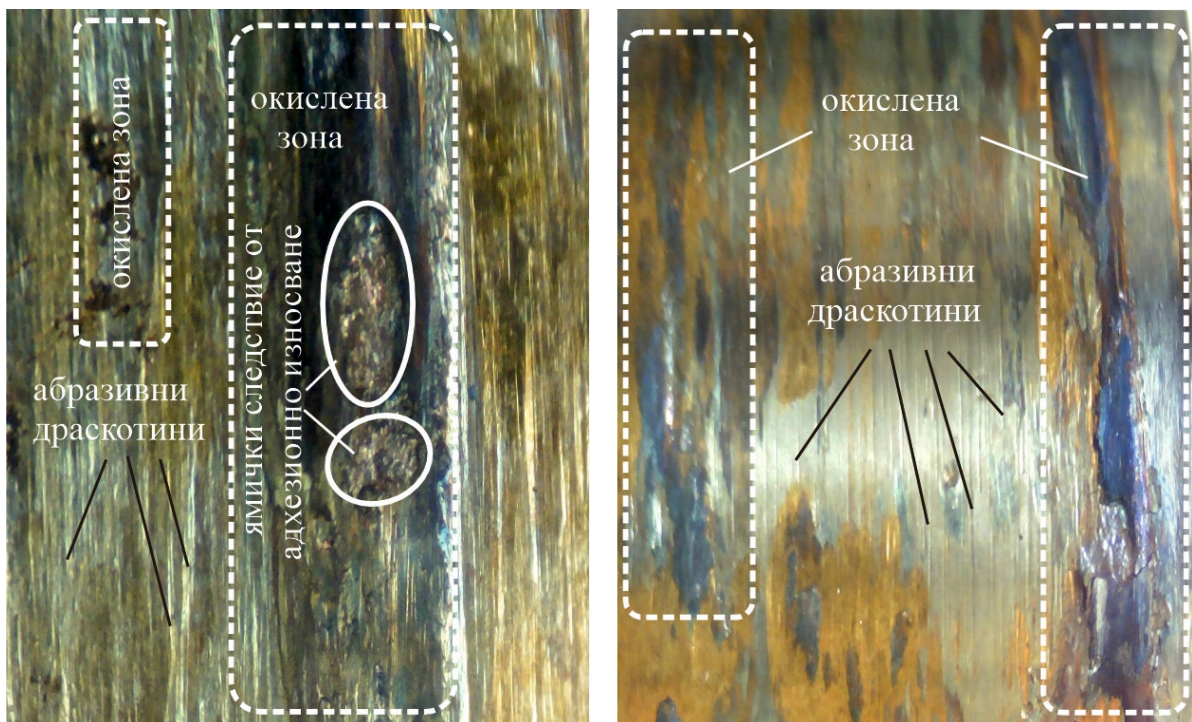
б.



в.

Фиг. 3.14. Промяна на температурата в зоната на контакт:
а. 0-5 min.; *б.* 5-10 min.; *в.* 10-15 min.

Промяната на температурата в зоната на контакт за трите интервала от време: 0-5, 5-10 и 10-15 минути за първите образци от всяка група е показана на фигура 3.14. Образец, подложен на закаляване и последващо отвързване при 300° С, показва най-ниската температура в трите времеви интервала. Следователно, тази термична обработка осигурява най-ниския коефициент на триене при плъзгане (въз основа на теорията на Coulomb) в двойката бронз-закалена стомана. Този резултат е съвместим с [Sadawy M.M., 2020] за Cu-Al-Fe-Ni бронз, закален и отвърнат при 350°С, където противодействащото тяло е шкурка P600 от SiC, фиксирана върху алуминиев диск. Измерената средна температура в зоната на контакта между бронзовият образец и контра тялото от закалена стомана се повишава с повишаване на температурата на стареене. Това потвърждава заключението, направено от Sadawy [Sadawy M.M., 2020] относно поведението при износване на термично обработен никел-алуминиев бронз.



а.

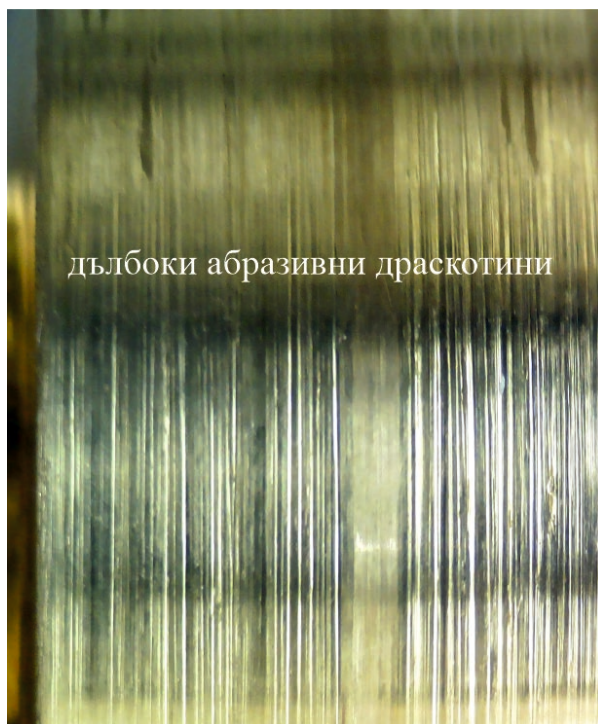
б.



в.



г.



д.

Фиг. 3.15. Повърхности при износване в състояние на сухо триене: **а.** в състояние на доставка; **б.** отгрят; **в.** закален; **г.** закален и отвърнат при 600°C; **д.** закален и отвърнат при 300°C

Трибологичното поведение на триещата се двойка се определя от три фактора: мазане, триене и износване. В случай на интензивно сухо триене при плъзгане, първият фактор не се взема предвид. Обемната твърдост сама по себе си не е достатъчен критерий за обяснение на трибологичното поведение на изследвания бронз. За триещата двойка Cu-10Al-5Fe бронз - закалена стомана, увеличаването на твърдостта на бронза намалява коефициента на триене, но увеличава масовото износване. Комбинацията от определена концентрация на отделни фази, размери на зърната, тяхната ориентация, обемната твърдост и микротвърдостта могат да дадат по-задълбочена представа за трибологичното поведение.

От графиките на фигура 3.14. може да се добие представа не само за генерираната топлина в процеса на триене, но и за механизма на износване. Гладките криви и относително ниските температури за образците от групи 3 и 5 показват равномерен и непрекъснат процес на износване. За разлика от това, кривите за групи 1, 2 и 4 показват изразено неравномерно триене, съпроводено от значително по-висока температура. Равномерното износване и сравнително малкото количество генерирана топлина предполагат предимно абразивен механизъм на износване. Наличието на колебания в температурните криви и значителната топлина, генерирана поради триене, показват смесен механизъм на износване – абразивно износване и адхезионни механизми на износване. Морфологията на износените повърхности, показана на фигура 3.15., отразява поведението, наблюдавано в температурните криви. Върху износените повърхности на образците от групи 1, 2 и 4 (фигура 3.15. а., б. и г.) се наблюдават отделни окислени зони поради значителна топлина, генерирана при високи температури (фигура 3.14.). Високата контактна температура при сухо триене, благоприятствана от по-ниската твърдост, води до локални адхезионни ями. В останалите участъци се наблюдават абразивни драс-

котини. Следователно, за образци от групи 1, 2 и 4, механизмът на износване е смесен адхезионен и абразивен. Докато за тези от групи 3 и 5, доминиращ е механизмът на абразивно износване, което може да се проследи и от фигура 3.15.в. и г.

6. Цялостна ефективност от видовете термично обработване на Cu-10Al-5Fe бронз

Табл. 3.1. Сравнение на ефективността на видовете термично обработване

№	Критерии	Класиране на видовете термично обработване (групи образци)				
		I група	II група	III група	IV група	V група
1	Статична якост на опън	4	5	1	3	2
2	Граница на провлачване	2	4	1	3	5
3	Пластичност (удължение; cold work)	5	1	4	3	2
4	Твърдост	2	5	4	3	1
5	Повърхностна микротвърдост	5	3	2	4	1
6	Ударна жилавост	5	3	2	1	4
7	Якост на умора	2	5	4	3	1
8	Триене	3	5	2	4	1
9	Износоустойчивост при сухо триене	3	1	4	2	5
Пълна ефективност		31	32	24	26	22

В таблица 3.1. е показано сравнението на различните видове термични обработки в комбинация със силна повърхностно пластична деформация. Приема се, че критериите за сравнение имат еднаква относителна тежест. Класирането (от 1 до 5, където 1 е най-високият ранг, а 5 е най-ниският) се основава на количествените резултати. Ефектът от силната повърхностно пластична деформация се взема предвид в седмия критерий - якост на умора. Всички групи с термично обработване превъзхождат група 1 (в състояние на доставка). Липсата на класиране на първо място

за получените образци показва необходимостта и полезността от правилната термична обработка. В зависимост от приложението на образеца, може да се избере подходящо термично обработване от данните в табл. 3.1. Например, ако компонентът работи при условия на ротационно огъване, комбинацията от закаляване при 920°C във вода, последващо отвърщане при 300°C за три часа и диамантно заглаждане осигуряват максимална якост на умора както при нисък така и при мега-цикъл. Максималната ударна жилавост се осигурява от подобно термично обработване, но отвърщането се провежда при 600°C .

Пълната ефективност на различните термични обработки е показана в последния ред на табл. 3.1. Вижда се, че образците от група 5 имат най-висок клас. Може да се заключи, че ключът към оптимално термично обработване според предварително определен критерий е температурата и времето на задържане при отвърщане след закаляване.

Целта на проведеното изследване е да определи количествено ефектите от различните термични обработвания и повърхностно пластичната деформация върху микроструктурата, Surface integrity, якостта на опън, ударната жилавост, твърдостта, якостта на умора и износоустойчивостта при сухо триене на Cu-10Al-5Fe желязо-алуминиев бронз. Използван е експериментален подход, включващ рентгенофазов и SEM анализ, оценка на Surface integrity, получена след различни термични обработки и диамантно заглаждане, тестове за опън, ударна жилавост и твърдост, тестове за умора при огъване при въртяща се конзола и тестове за износоустойчивост при сухо триене. Въз основа на експерименталните резултати е определено класиране от 1 до 5 за образците подложени на четирите различни режими термични обработвания и тези в състояние на доставка, съгласно девет критерия с еднаква относителна тежест. Цялостната ефективност на петте групи е получена, чрез класиране според ранговете на отделните критерии.

Получените основни нови открития в резултат на проведените експериментални изследвания, могат да бъдат формулирани по следния начин:

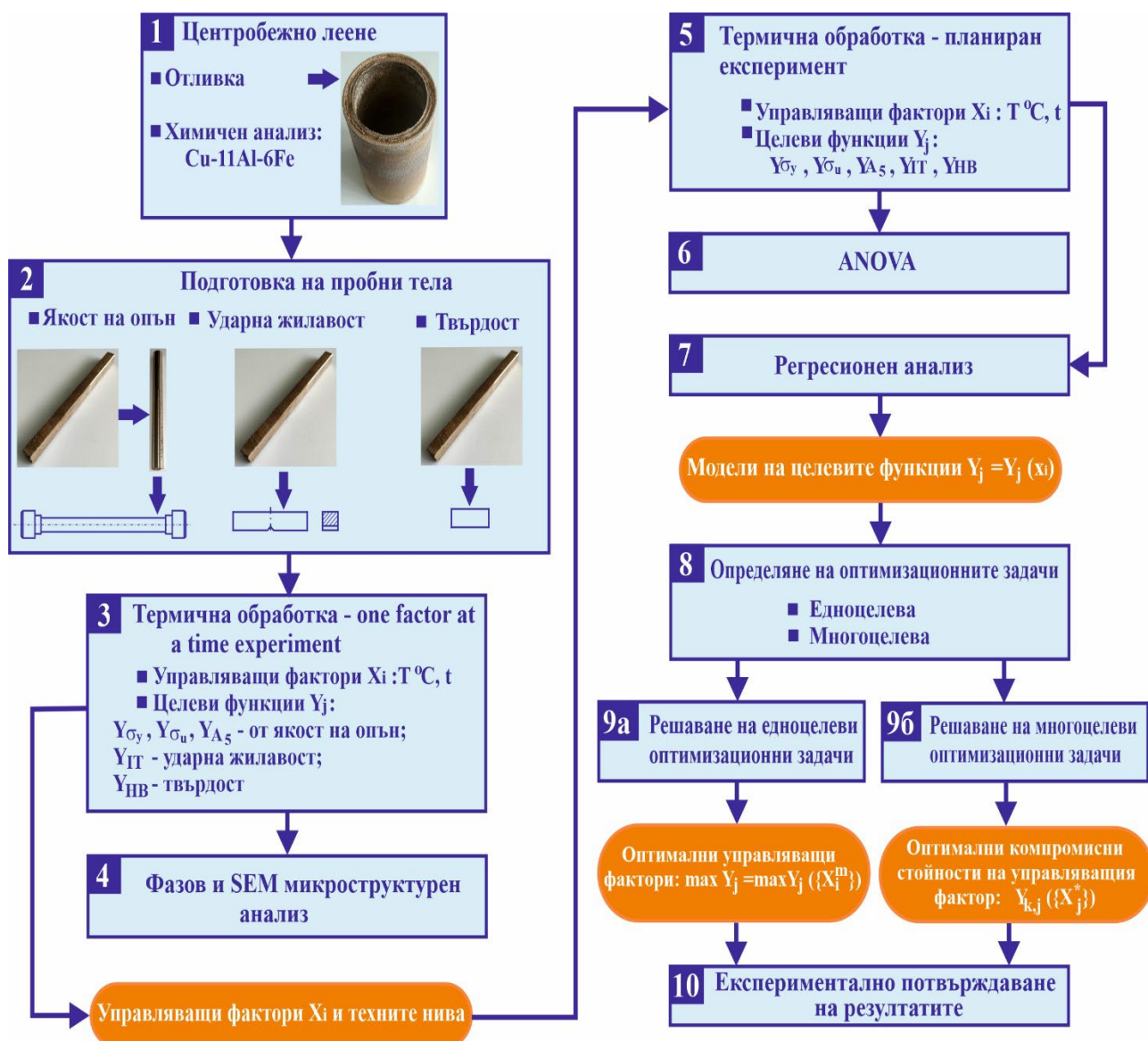
✓ Всички термично обработени групи превъзхождат първата (в състояние на доставка). Липсата на класиране на първа позиция за групата в състояние на доставка потвърждава необходимостта и полезността на правилната термична обработка. Когато бронзовият компонент работи в условия на ротационно огъване, комбинацията от закаляване при 920° C във вода, последващо отвъръщане при 300° C в продължение на три часа и диамантно заглаждане осигуряват максимална якост на умора както за ниска, така и за мегациклична умора. Открити са противоположни тенденции за триенето и масовото износване в трибосистемата термично обработен бронз - закалена стомана при сухо плъзгащо износване. 1) Когато изискването е за минимално триене, за да се сведе до минимум генерираната топлина, закаляването при 920° C във вода и последващото отвъръщане при 300° C за три часа е най-подходящо. 2) Когато целта е да се сведе до минимум масовото износване на бронзовия образец, най-подходящото термично обработване е отгряване при 720° C.

✓ Максимална статична якост се осигурява след закаляване при 920° C във вода, а максимална пластичност – след отгряване при 720° C. За бронзови компоненти, работещи в условия на ударно натоварване, най-подходящото термично обработване е закаляване при 920° C във вода и последващо отвъръщане при 600° C за три часа.

✓ Закаляването при 920° C във вода и последващото отвъръщане при 300° C за три часа осигурява цялостна максимална ефективност за термично обработване на желязо-алуминиев бронз Cu-10Al-5Fe и следователно е подходящо за по-широки индустриални приложения.

Глава IV. Подобряване на алуминиев бронз с β -трансформация В ЛЯТО СЪСТОЯНИЕ

Основната цел на това изследване е да се създадат математически модели на водещите механични характеристики в зависимост от температурата и времето на отвъръщане и да се решат оптимизационни задачи по различните критерии за лят Cu-11Al-6Fe бронз. Изследването е проведено в десет стъпки, показани в блок-схемата на фиг. 4.1.



Фиг. 4.1. Блок-схема на изследването

1. Материал и методики

Изследваният желязо-алуминиев бронз Cu-11Al-6Fe е получен по метода на центробежно леење с вертикална ос на въртене. Характерно за метода е, че металът застива под повишено налягане, което компенсира обемния дефицит, повишава якостта и плътността на получените под формата на цилиндрични втулки отливки. Номиналните размери на детайлите са: външен диаметър 116 мм, дължина 180 мм и дебелина на стената 13 мм - фиг.4.2.а. След отливане всяка втулка се нарязват с механична ножовка по оста и' на 17 броя заготовки с размери 180x20x13 мм - фиг.4.2.б. Една част от заготовките, предназначени за изработване на образци за якост на опън се струговат с цел получаване на цилиндрична форма с диаметър 12 мм - фиг.4.2.в.



а.



б.



в.

Фиг. 4.2. Цилиндрична втулка за изработване на пробни тела за изпитване на механичните характеристики

Химичния състав на сплавта е определен с помощта на оптичен емисионен спектрометър (Foundry-Master Optimum, Hitachi). Концентрацията

на легиращите елементи е дадена в проценти, измерена с разделителна способност 0,001% - табл. 4.1.

Таблица 4.1. Химичен състав на *Cu-11Al-6Fe* бронз

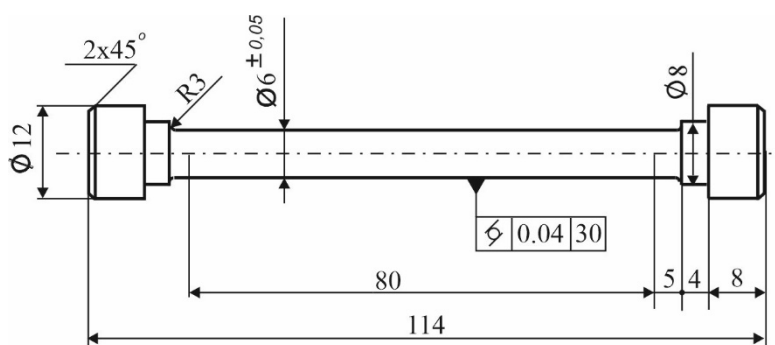
Cu	Al	Fe	Mn	Ni	Pb
80.95	11.0	6.26	0.905	0.391	0.028
Zn	Si	Sn	Mg	S	Други
0.280	0.022	0.071	0.005	0.010	В норма

За установяване ефектите от температурата и времето на отвърщане след закаляване върху микроструктурата и механичните характеристики на желязо-алуминиев бронз *Cu-11Al-6Fe* са изследвани осем групи образци. Всички заготовки с изключение на три ротационни и три призматични (1 група – след отливане) се нагреват до 920° C в продължение на един час и бързо се охлаждат във вода при 20° C. Температурата от 920°С е избрана от равновесната фазова диаграма *Cu-Al-Fe* с 5% съдържание на желязо, въз основа на химичния състав на сплавта – фиг. 3.1.

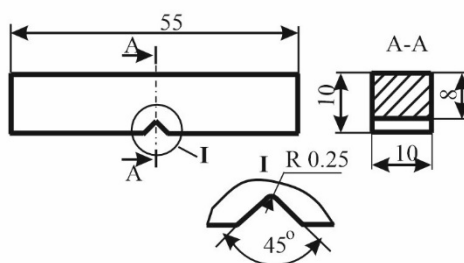
Влиянието на температурата и времето на отвърщане върху механичните характеристики на бронза е изследвано в два етапа: 1) сканиране на факторното пространство (в този случай, равнина защото има два управляващи фактора) използвайки *one-factor-at-a-time method* и 2) на база резултатите от първия етап: провеждане на планиран експеримент, регресионен анализ и оптимизация. В първия етап са използвани седем температури на отвърщане (20°С – 2 гр.; 200°С – 3 гр.; 300°С – 4 гр.; 400°С – 5 гр.; 500°С – 6 гр.; 600°С – 7 гр.; и 700°С – 8 гр.) и четири времена на задържане (1, 2, 3 и 4 часа). За всяка експериментална точка от съответната група са изработени по три образеца за изпитване якостта на опън и ударната жилавост - фиг. 4.3. Резултатът за всяка група е установен с помощта на средната аритметична стойност, получена от три проби.

Якостта на опън, границата на провлачване и удължението се определят от тестове за опън при стайна температура, като се използва машина за изпитване *Zwick/Roell Vibrophore 100* със скорост на деформация

10^{-3} s^{-1} . Размерите на образците са показани на фигура 4.3.а., съгласно [ISO 6892-1:2019, 2019].



а.



б.

Фиг. 4.3. Вид на образца (размерите са в mm): **а.** изпитване на опън; **б.** тест на Шарпи (ударна жилавост)

Ударната жилавост е оценена съгласно [ISO 148-1:2016, 2016] с помощта на универсален чук на Шарпи с максимална енергия на удара 300 J. Размерите на образците са показани на фиг. 4.3.б.

Твърдостта е измерена върху образците за ударна жилавост съгласно [ISO 6506-1:2014, 2014] с помощта на уред за изпитване на твърдост ZWICK/Indentec - ZHV μ -S със сферичен индентор ($D=2,5 \text{ mm}$), натоварване $F = 63 \text{ kg}$ и време на задържане 10 s. На всеки образец са извършени по пет измервания и е взет за резултат получената средна аритметична стойност.

Фазовият анализ е проведен чрез рентгенов дифрактометър (XRD, Bruker D8 Advance diffractometer). За определяне позициите на пиковете е използвана Crystallography Open Database.

Микроструктурата на изследваните образци се наблюдава чрез сканираща електронна микроскопия (SEM, LYRA I XMU, Tescan), след предварителното им полиране и ецване с помощта на 20% разтвор на FeCl₃.

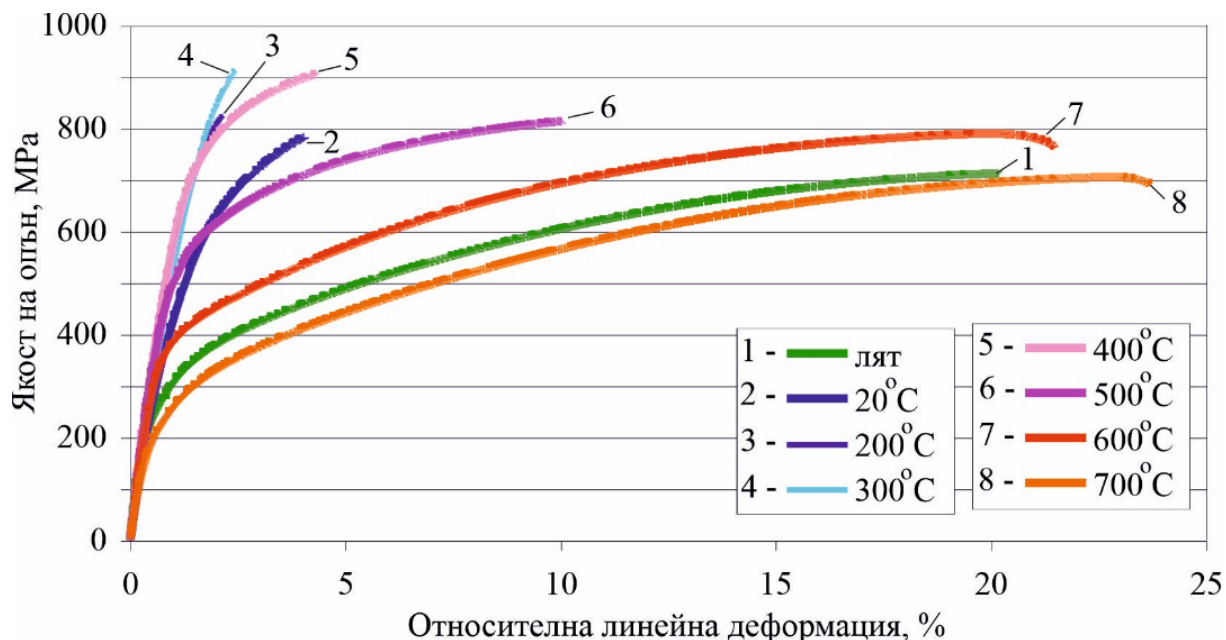
Регресионните анализи и оптимизациите са извършени посредством системата – QstabLab. Оптимизациите са базирани на регресионните модели. Регресионният анализ е статистически метод за определяне на връзката между зависима променлива Y (характеристика на технологичен обект) и множество независими променливи x_i , $i = 1, 2, \dots, n$, които в статистически смисъл влияят върху стойностите на целевата променлива Y . Методът се основава на данни от експерименти и наблюдения и често се нарича методът на „черната кутия“. Технологичният обект се разглежда като „черна кутия“, в която не може да се надникне и да се види механизма на протичащите процеси, но могат да се променят факторите и да се проследи влиянието им върху зависимата променлива Y . Именно тази невъзможност (да използва знания за механизма на процеси в технологичния обект), прави този метод универсален, защото не използва такава специфична информация за конкретния обект. Може да се заключи, че регресионният анализ е най-добрият начин за решаване на регресионни проблеми при използване на машинно обучение с помощта на моделиране на данни.

2. Влияние на температурата и времето на отвъръщане върху механичните характеристики

2.1. Влияние на температурата на отвъръщане

На фиг. 4.4. е показана диаграмата напрежение – деформация получена при различните температури на отвъръщане. От нея се получава информация за границата на провлачване, якостта на опън и удължението в зависимост от температурата на отвъръщане.

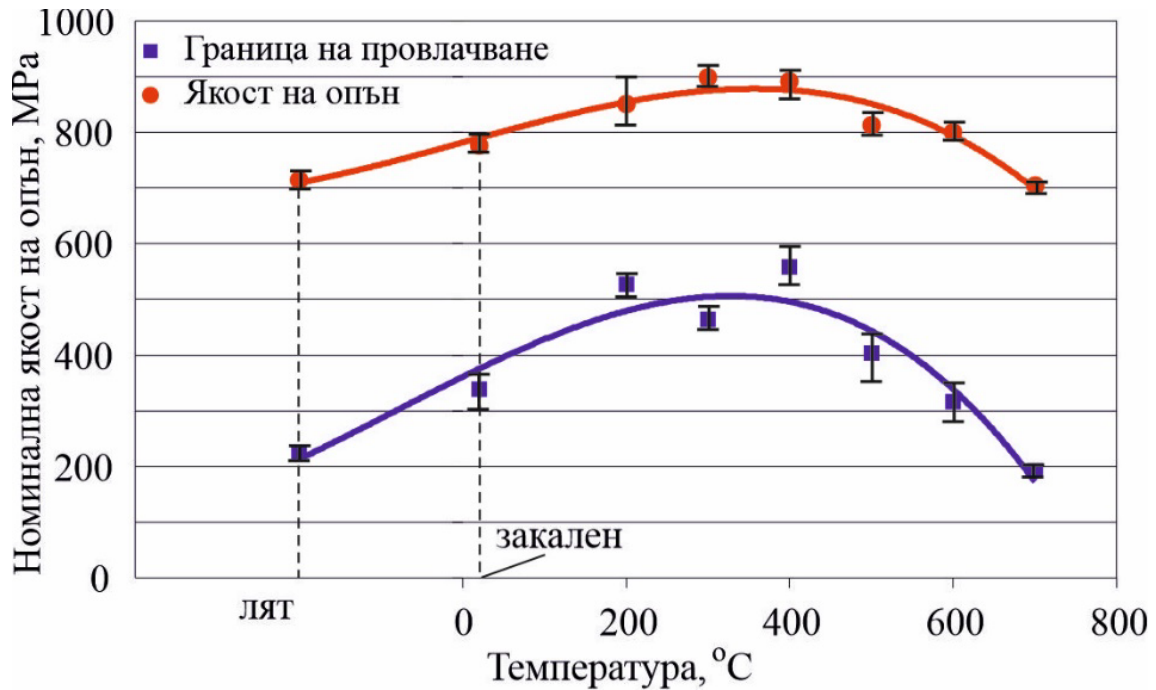
Температурата на отвързване оказва съществено влияние на статичната якост и пластичността на бронза. От тези диаграми е получена информация за границата на провлачване, якостта на опън и удължението в зависимост от температурата на отвързване.



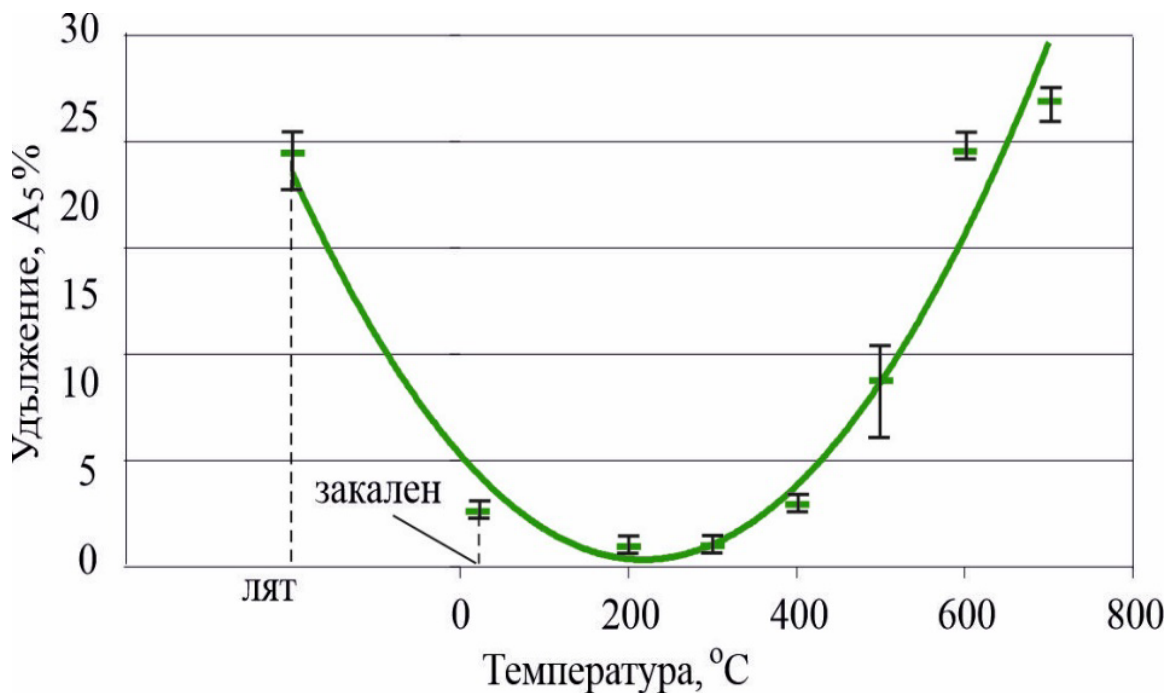
Фиг. 4.4. Влияние на температурата на отвързване върху диаграмата напрежение – деформация на Si-11Al-6Fe бронз (време на задържане 3 часа)

На фиг. 4.5. е показан ефектът от температурата на отвързване върху механичните характеристики. Границата на провлачване и якостта на опън – фигура 4.5.а. показват сходна тенденция на промяна: те се увеличават с повишаване на температурата до 350 - 400° C, след което намаляват. Скоростите на нарастване и намаляване на границата на провлачване са по-големи от тези на якостта на опън. Относителното удължение характеризира пластичността на материала и показва обратна тенденция: тя се увеличава с повишаване температурата на отвързване – фиг. 4.5.б. На фиг. 4.5.в. е показана промяната на твърдостта в зависимост от температурата на отвързване. Тенденцията на промяната на твърдостта

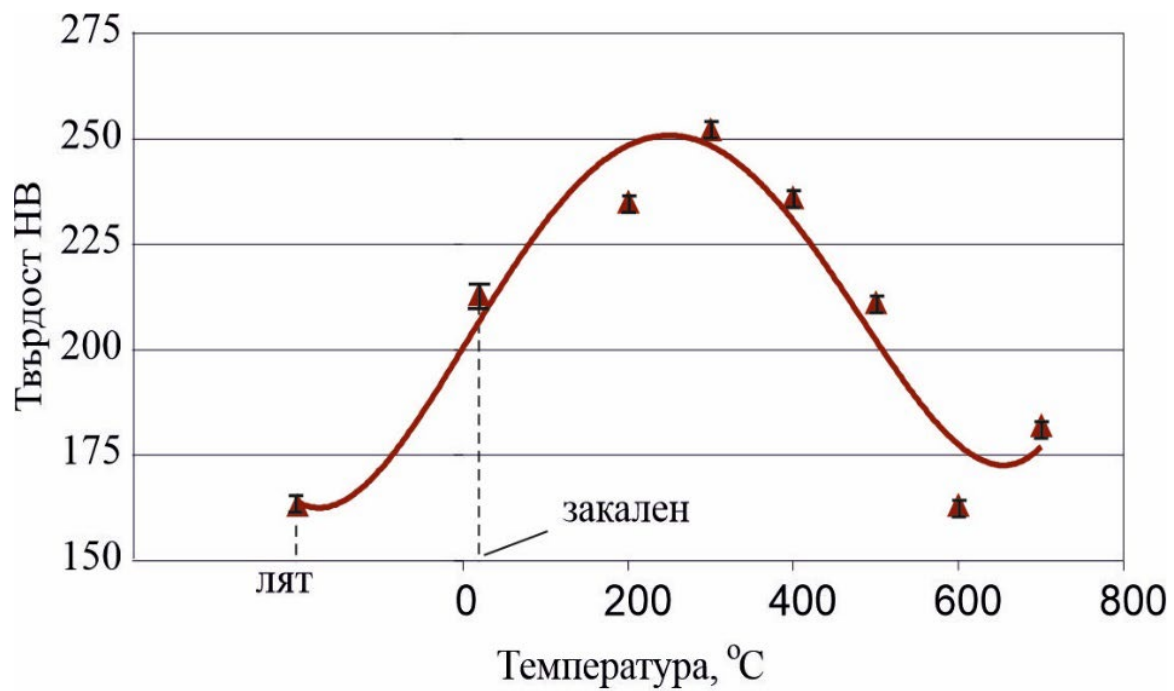
е аналогична на тази за границата на провлачване и якостта на опън. Влиянието на температурата на отвързване върху ударната жилавост е показано на фиг. 4.5.г. Очаквано тук тенденцията на промяна е аналогична с тази на удължението и противоположна на тенденциите на промяна в якостта и твърдостта.



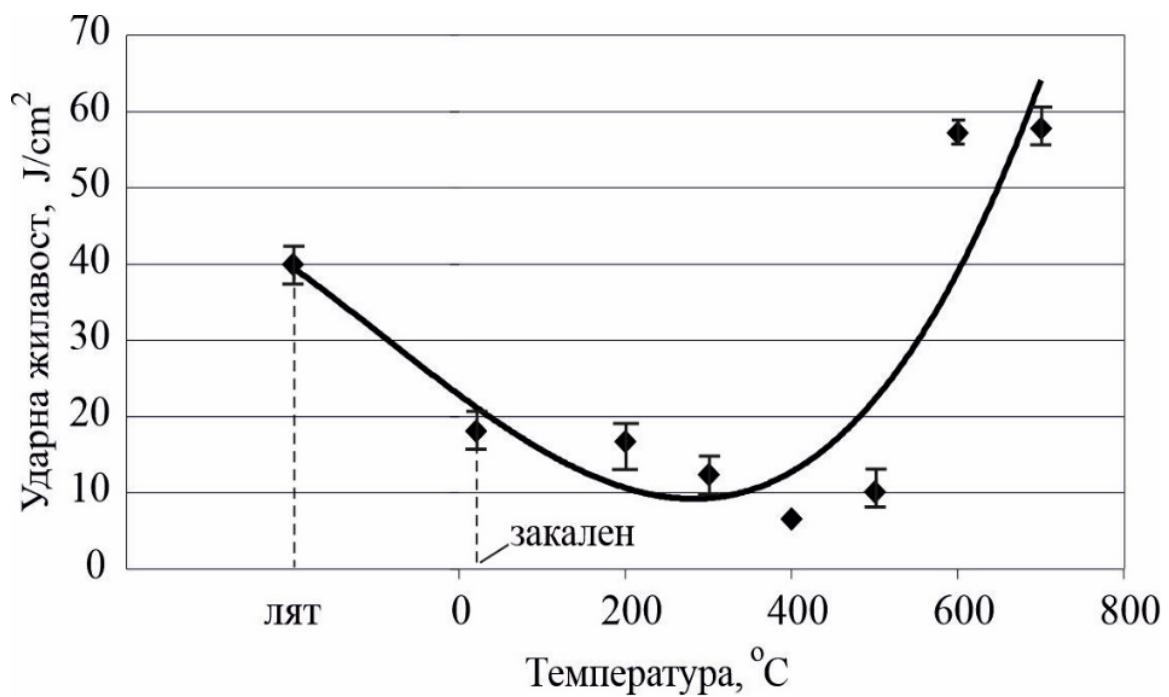
а.



б.



в.

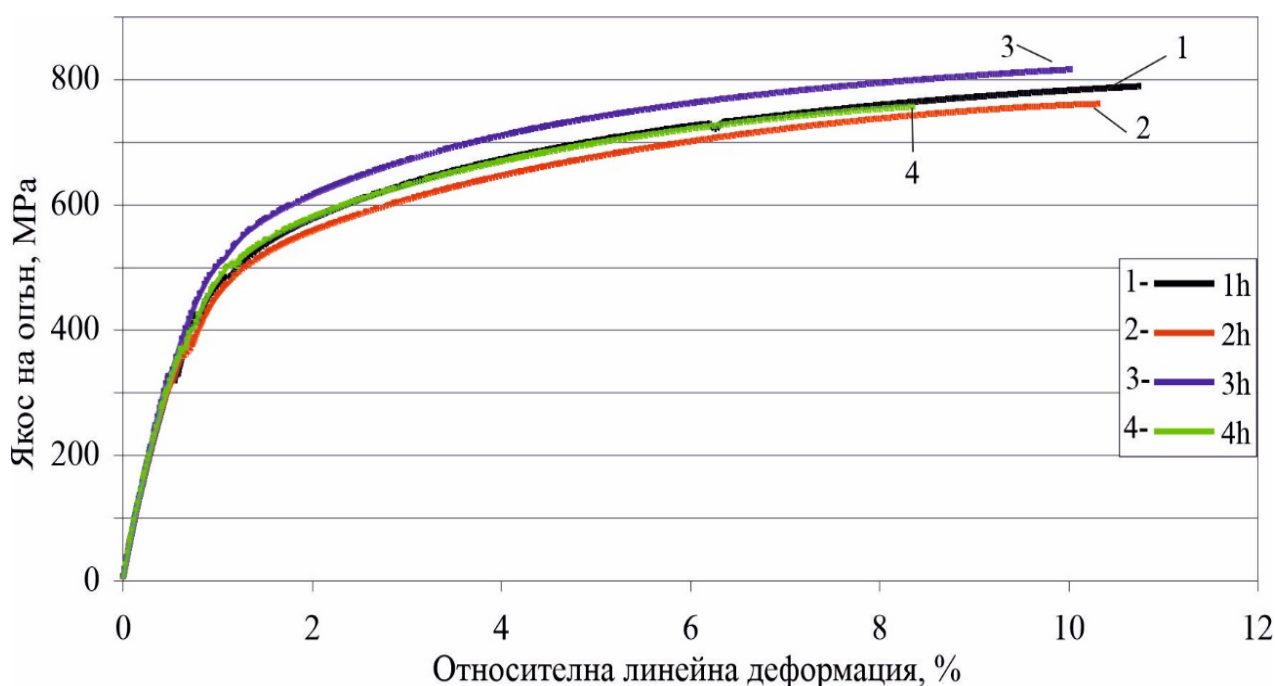


г.

Фиг. 4.5. Влияние на температурата на отвързване върху основните механични характеристики на Cu-11Al-6Fe бронз (време на задържане 3 часа): а. граница на провлачване и якост на опън; б. удължение; в. твърдост и г. ударна жилавост

2.2. Влияние на времето на отвързване

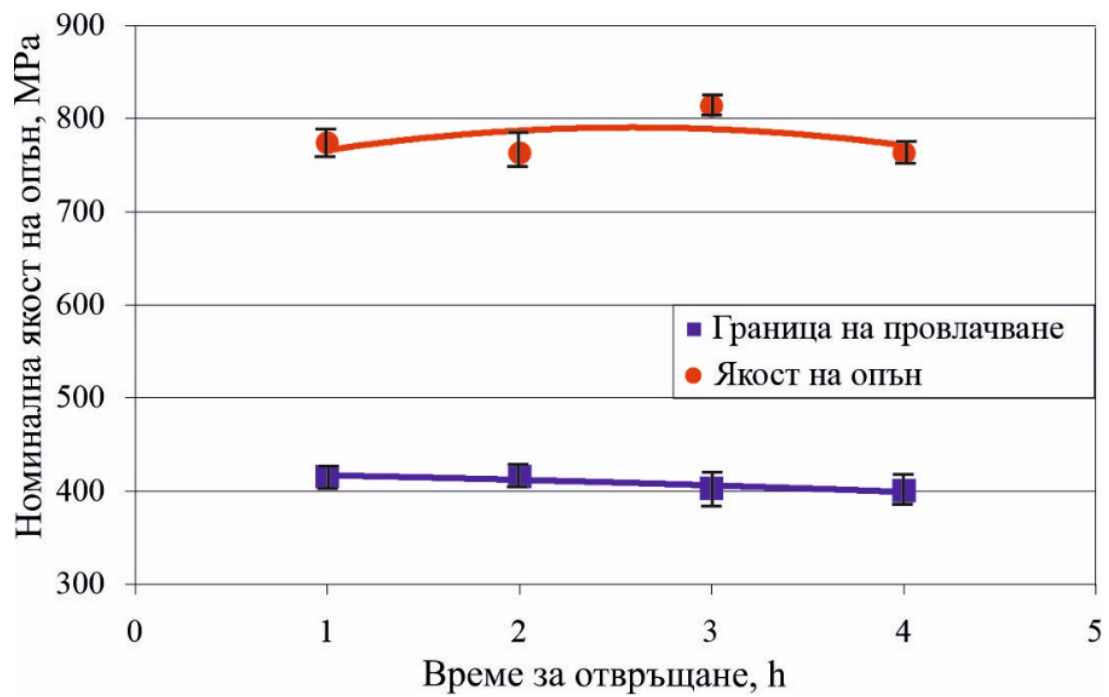
На фиг. 4.6. е показана диаграмата напрежение – деформация получена при различни времена на отвързване. В сравнение с диаграмата от фиг. 4.4. се вижда, че влиянието на времето на отвързване в рамките на изследвания интервал от време е значително по-слабо от влиянието на температурата на отвързване. Влиянието на времето на задържане при отвързване може да бъде по-значимо при други температури на отвързване.



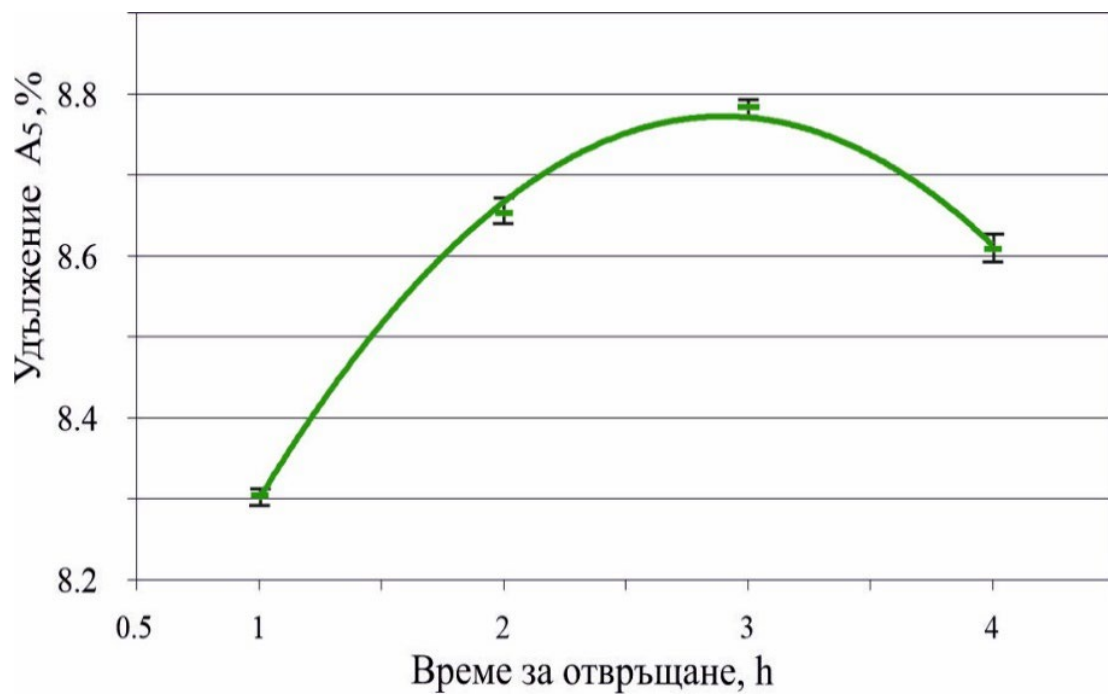
Фиг. 4.6. Влияние на времето на отвързване върху диаграмата напрежение – деформация на Si-11Al-6Fe бронз (температура на отвързване 500° C)

На фигура 4.7. е показан ефекта от времето на задържане при отвързване върху механичните характеристики. Границата на провлачване показва слаба тенденция към намаляване с увеличаване времето на задържане, докато якостта на опън достига максимална стойност при около 3 часа. Удължението и твърдостта показват аналогична тенденция (в тесен интервал на изменение) с тази на якостта на опън. Обратно, ударната

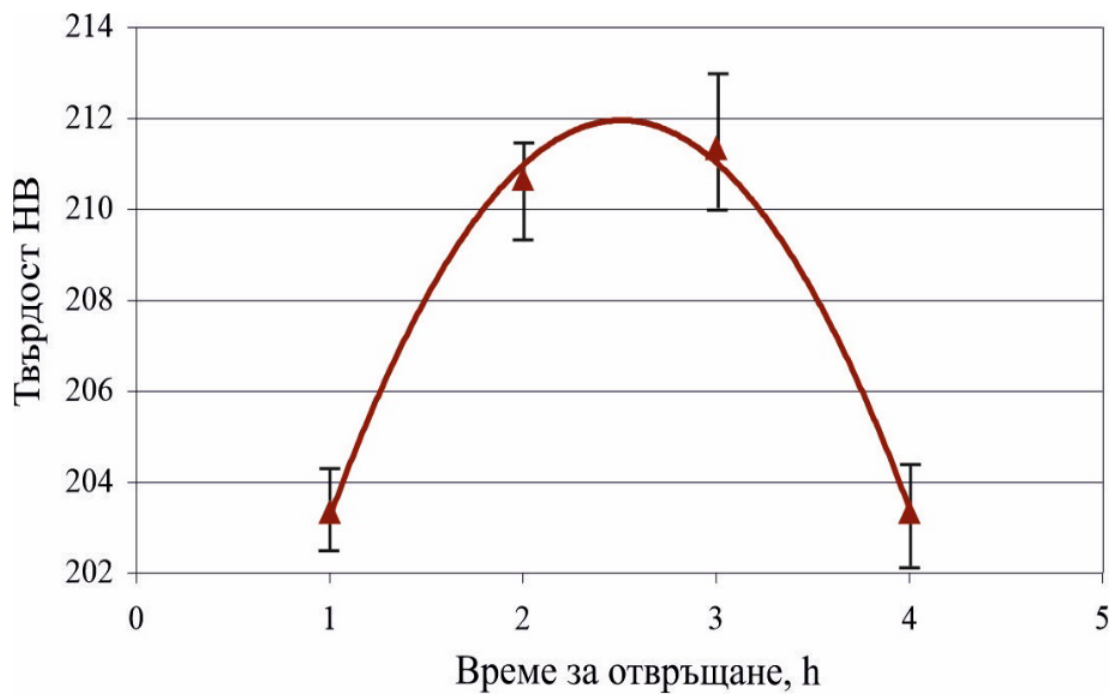
жилавост (аналогично на границата на провлачване) намалява с увеличаване времето на отвързване.



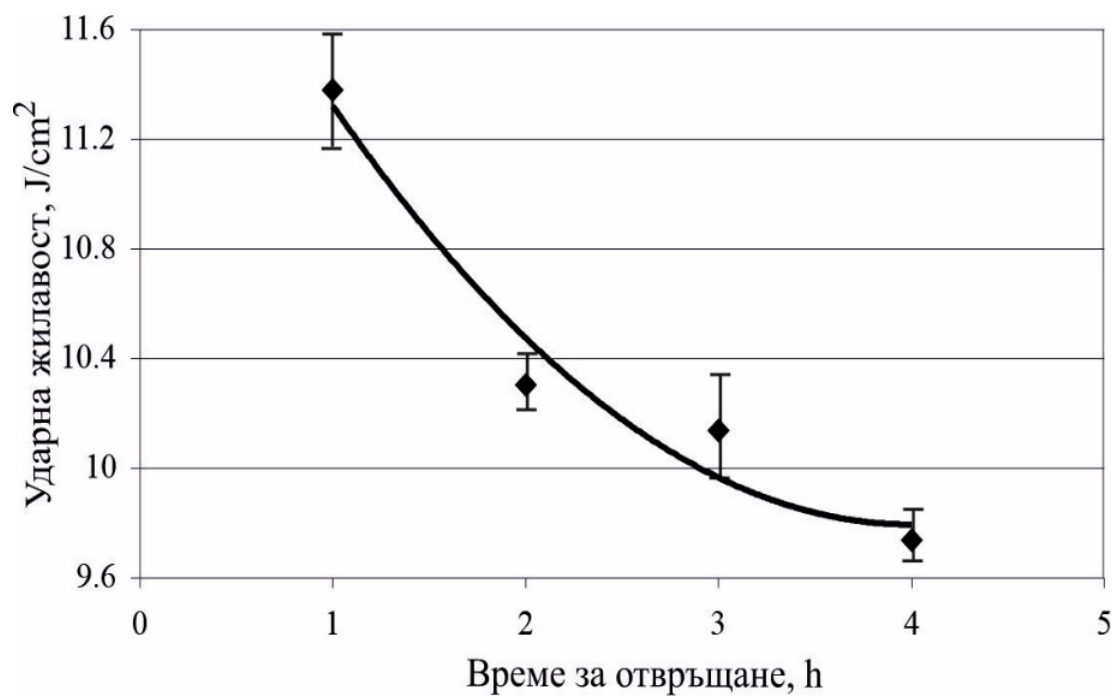
a.



б.



в.



г.

Фиг. 4.7. Влияние на времето на отвързване върху основните механични характеристики на Cu-11Al-6Fe бронз: а. граница на провлачване и якост на опън; б. удължение; в. твърдост и г. ударна жилавост

Като резултат от това изследване са представени нови данни относно термичното обработване (закаляване и отвъръщане) на желязо-алуминиев бронз Cu-11Al-6Fe с β -трансформация, получен по метода на центробежно леене.

Механичните характеристики (якост на опън, граница на провлачване, удължение, твърдост и ударна жилавост) на желязо-алуминиевите бронзи с β -трансформация варират в широки граници в зависимост от режимите на термично обработване. Следователно, техните характеристики могат да бъдат подходящо контролирани, чрез температурата и времето на задържане при отвъръщане, според функционалното предназначение на изделията от тези сплави. От двата определящи фактора (температура и време), значително по-голяма тежест има температурата на отвъръщане. Температурният интервал от 600 до 700° C максимизира пластичността и динамичната якост, докато твърдостта и статичната якост достигат максимална стойност в интервала от 300° C до 500° C.

3. Влияние на температурата на отвъръщане върху еволюцията на микроструктурата

На фигура 4.8. са показани резултатите от фазовия анализ. Структурата след центробежно леене се характеризира с добра хомогенност – фиг. 4.9. Обогатените с мед α -фазови зърна имат удължена форма (50 – 60 μm), която е характерна за дендритните структури, получени чрез леене. Желязото не се разтваря в медта и образува с алуминия интерметалното съединение Fe_3Al – фиг. 4.8. Това съединение се отлага в медния твърд разтвор под формата на диспергирани и по-големи коагулирани утайки. Фазите - γ' и β са разположени между зърната на α -фазата и се наблюдават като евтектоидни зони E_β ($\alpha+\gamma'$) и игловидни кристали, получени чрез бездифузионна (подобна на мартензит) трансформация $\beta \rightarrow \beta'$.

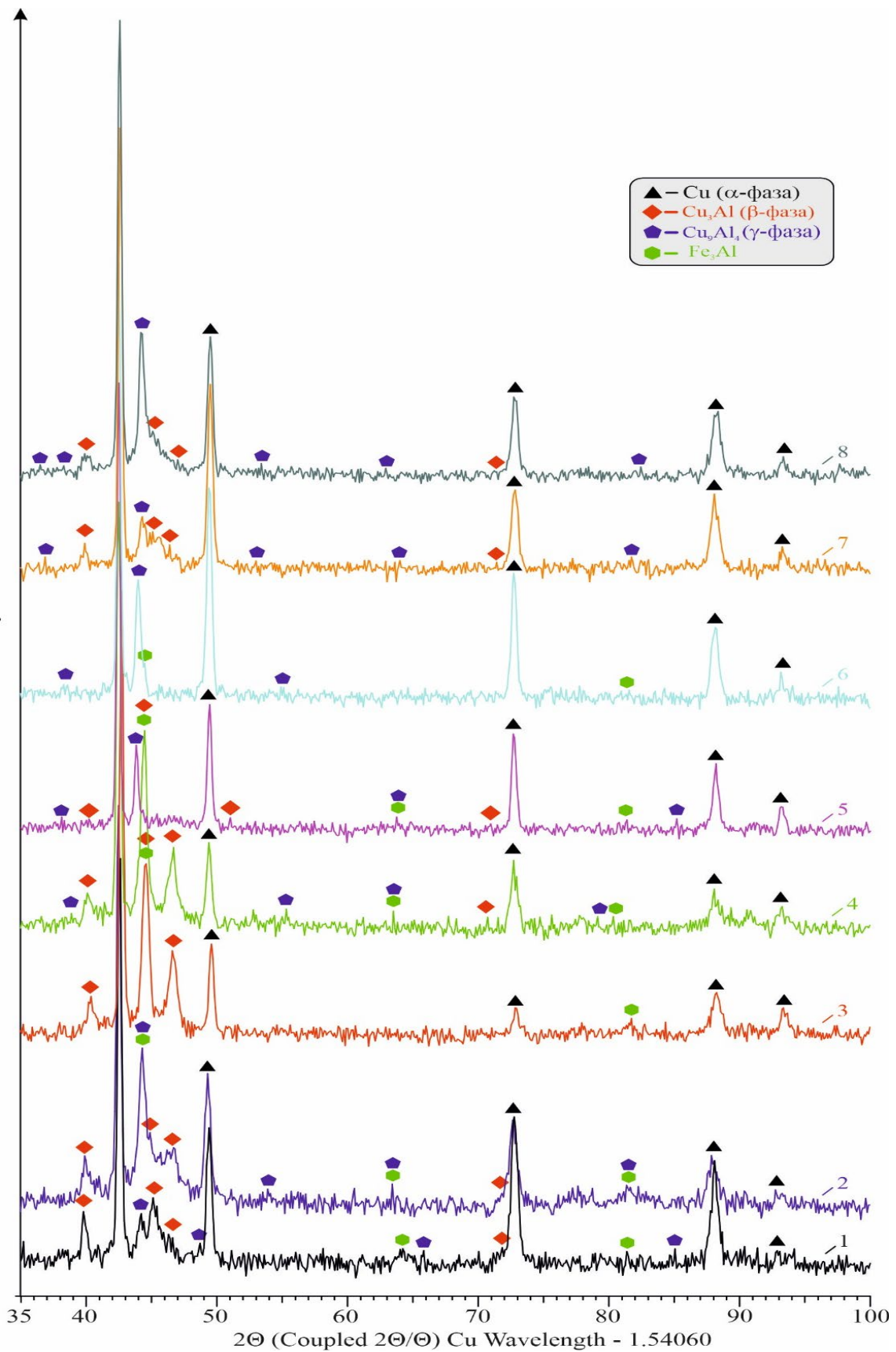
Мартензитната трансформация при центробежно леене се дължи на бързото охлаждане, характерно за леенето на цветни сплави в метални форми. Количеството от β' - фаза (Cu_3Al) и γ - фаза (Cu_9Al_4) е значително по-малко от основния α -твърд разтвор – фиг. 4.8.

На фиг. от 4.9 до 4.16 са показани получените микроструктури: след отливане – фиг. 4.9 (група 1) и след различните режими на термично обработване за групи от 2 до 8.

След закаляване при 920°C във вода (2 гр.) се образува едрозърнеста структура – фиг. 4.10. На границата на зърната се наблюдават диспергирани игли от мартензитен тип образували се поради наличие на бездифузионна трансформация $\beta \rightarrow \beta'$. Между иглите се разполагат диспергирани зони в следствие на евтектоидно разпадане Ев ($\alpha + \gamma'$). Желязото се разтваря частично в β -фазата и се отделя като интерметално съединение Fe_3Al в дисперсна форма.

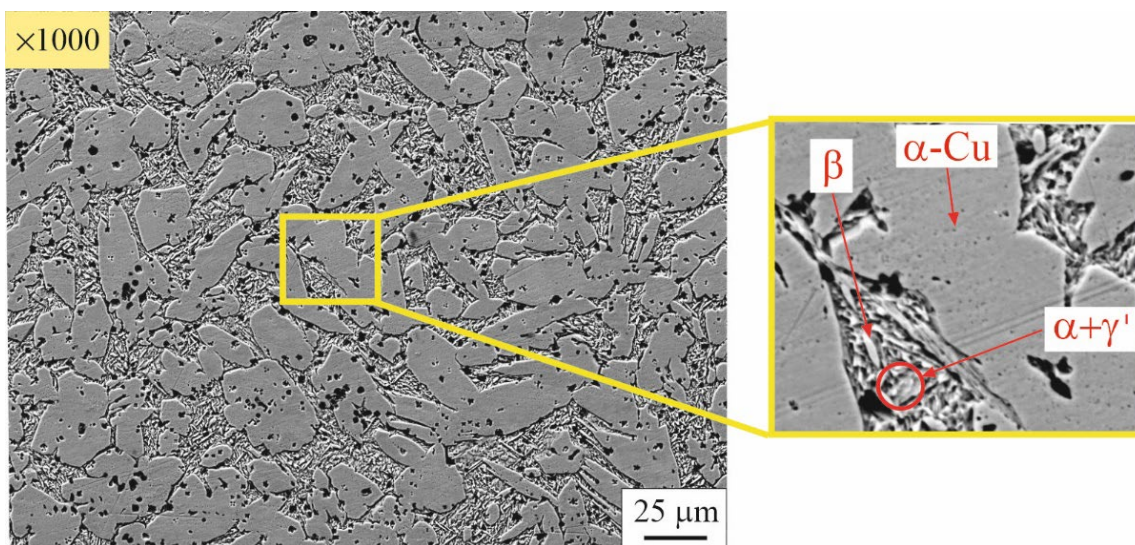
След отвярщане при 200°C (3 гр.) се наблюдава увеличение на игло-видните зърна по отношение на размера и количеството им – фиг. 4.11. Този ефект е предизвикан поради обратната трансформация $\gamma' \rightarrow \beta_1$ – фиг. 4.8. в следствие на температурно ускорена дифузия. β – фазата е най-твърдата от всички регистрирани фази на фиг. 4.8., което ще доведе до значително повишаване на твърдостта на изследвания бронз (фиг. 4.5.в.). Между игловидните β -зърна се образува механична смес от обогатени с мед α -зърна и интерметалното съединение Fe_3Al . Изразени граници на α -зърната не се наблюдават.

С повишаване температурата на отвярщане до 300°C (4 гр.) дифузията се увеличава причинявайки частично разпадане на игловидните β' -зърна: $\beta' \rightarrow \beta_1 + \gamma'$ - фиг. 4.12. Като следствие от коагулацията на дисперсната фаза на Fe_3Al се наблюдават относително големи зърна от това интерметално съединение.

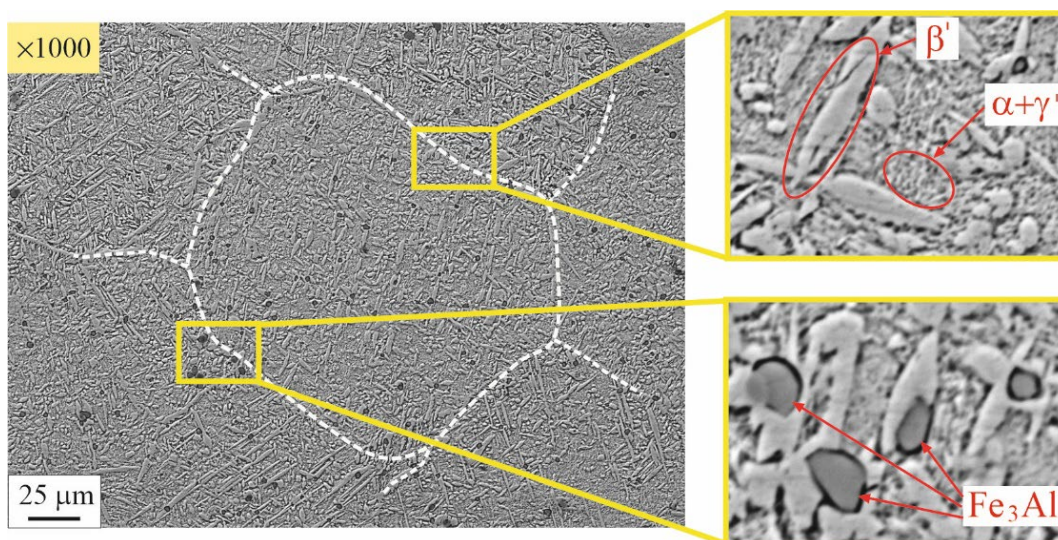


Фиг. 4.8. Резултати от фазов анализ в зависимост от температура на отвързване: 1 – отливка; 2 - закален; 3 – отвърнат при 200° C; 4 - при 300° C; 5 - при 400° C; 6 - при 500° C; 7 - при 600° C и 8 - при 700° C

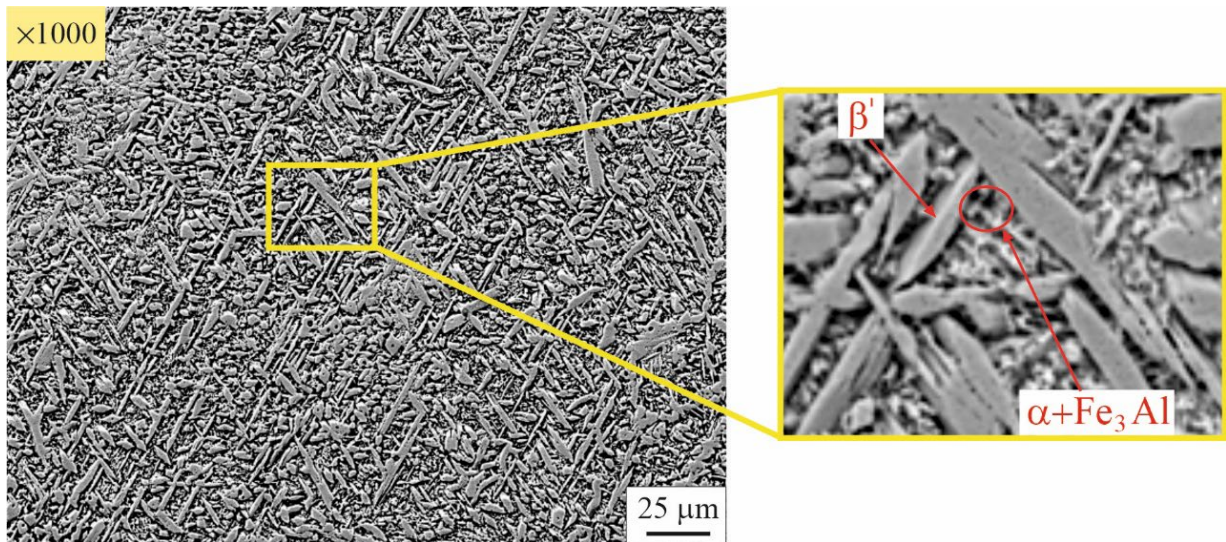
След отвързване при 400° С (5 гр.) се наблюдават зърна, чиито граници представляват мрежа от ивични издребнени α -зърна, маркирани с пунктирна линия на фиг. 4.13. На места се забелязват зони с частично разкъсване на границите. Индуцираната от температурата дифузия ускорява нуклеацията на мрежата от α -твърд разтвор и трансформацията на $\beta' \rightarrow \text{Eв}(\alpha+\gamma')+\beta_1$. В останалите β' -зърна разтвореното желязо се отделя под формата на диспергирани частици от Fe_3Al .



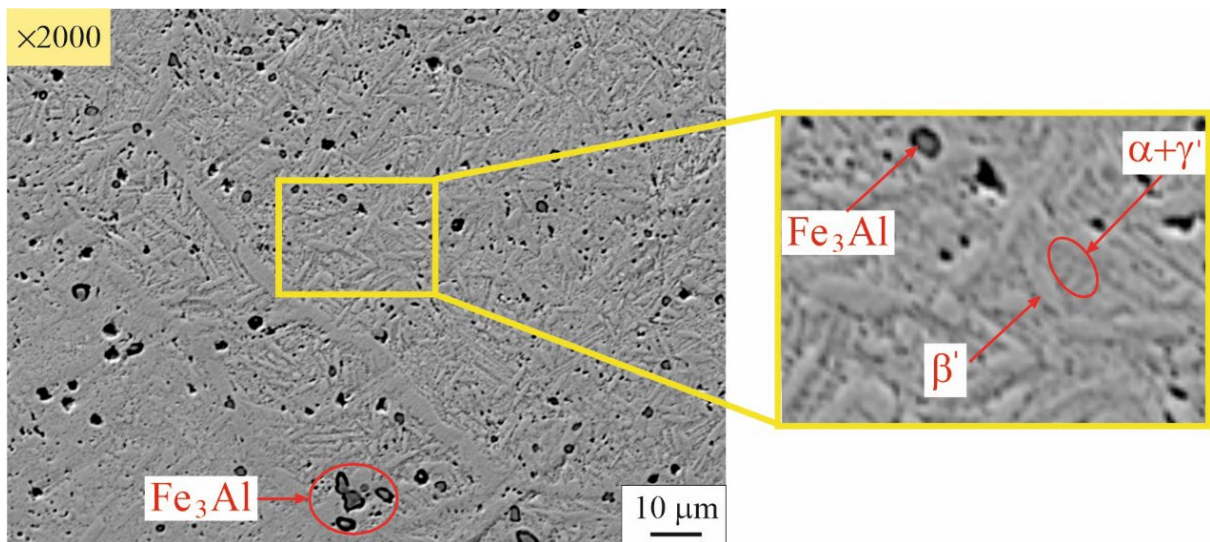
Фиг. 4.9. Микроструктура след отливане



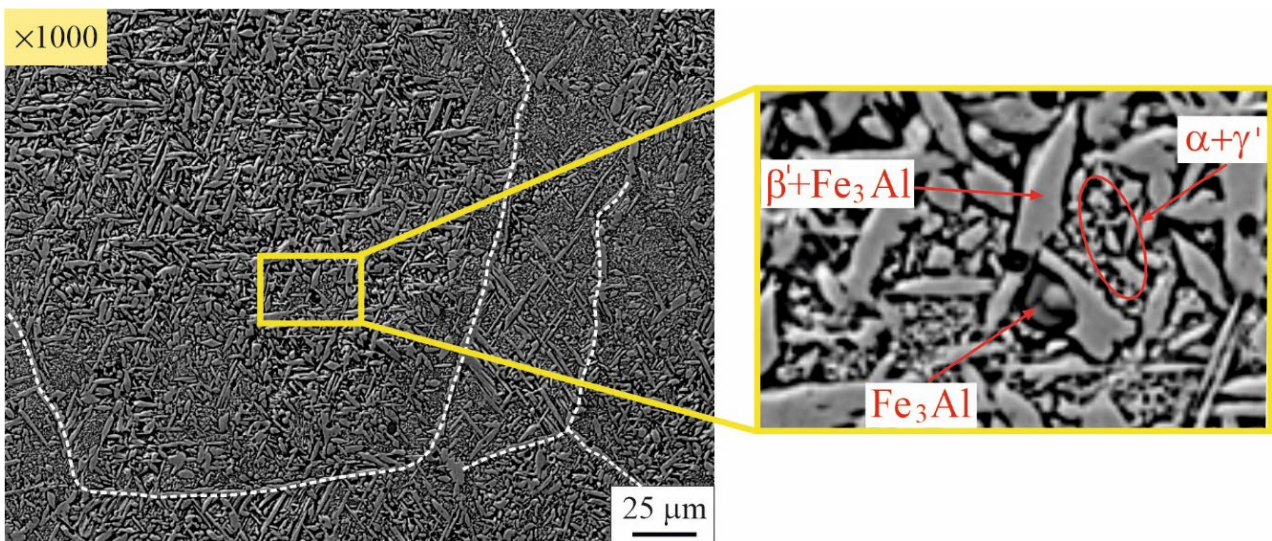
Фиг. 4.10. Микроструктура след закаляване



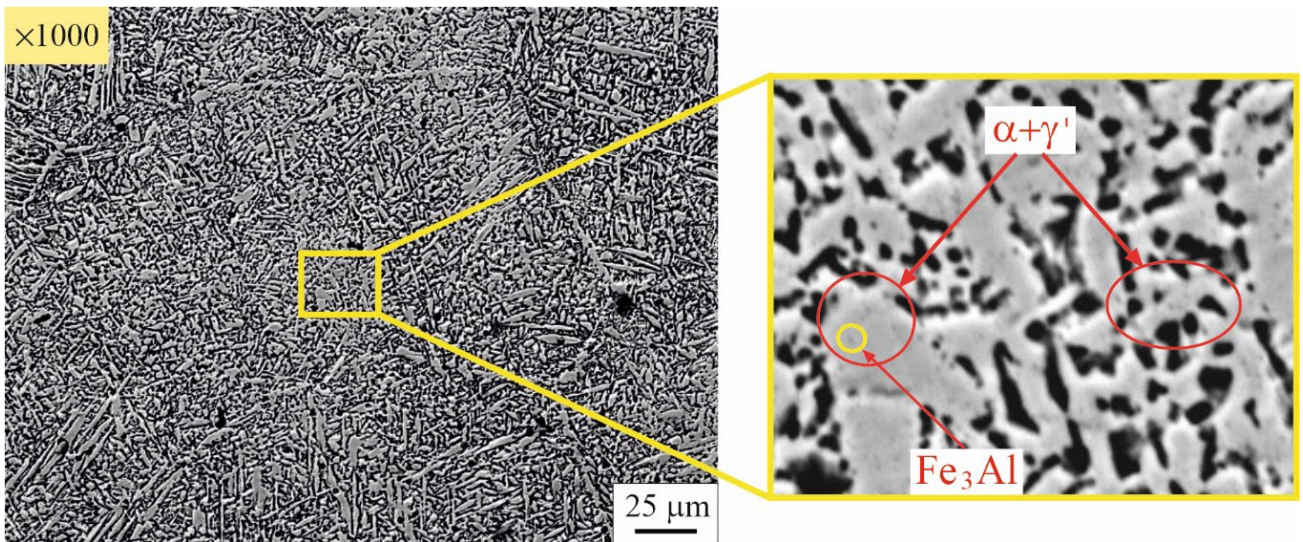
Фиг. 4.11. Микроструктура след отвъръщане при 200°C



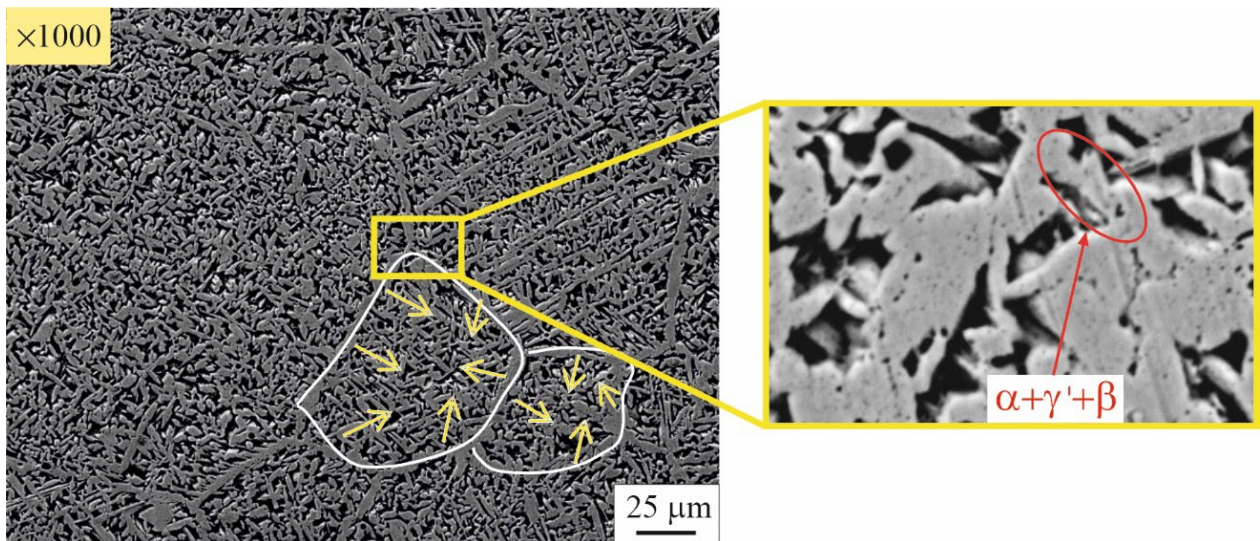
Фиг. 4.12. Микроструктура след отвъръщане при 300°C



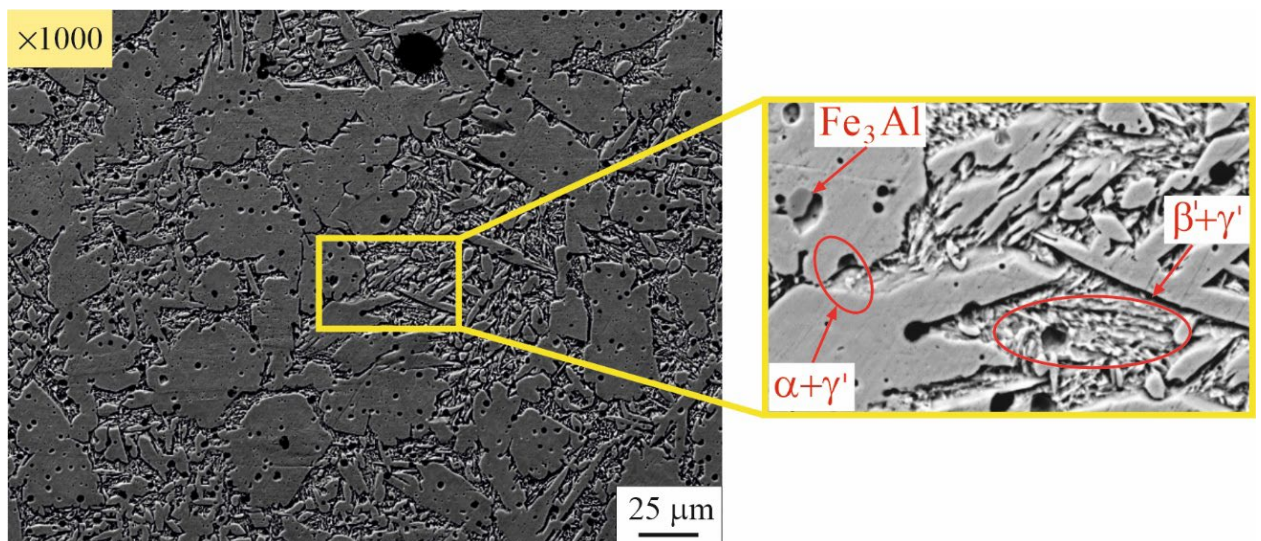
Фиг. 4.13. Микроструктура след отвъръщане при 400°C



Фиг. 4.14. Микроструктура след отвързване при 500°C



Фиг. 4.15. Микроструктура след отвързване при 600°C



Фиг. 4.16. Микроструктура след отвързване при 700°C

На фиг. 4.14 е показана микроструктурата след отвързване при 500°С (6 гр.). Процесът на фазово разделяне $\beta' + \beta_1 \rightarrow \text{Ев}(\alpha + \gamma')$ е завършил. Не са открити метастабилни фази – фиг. 4.8. В зърната на α -твърдия разтвор се наблюдават утаени диспергирани частици от Fe_3Al . Поради наличието на дифузионни процеси се наблюдава изтъняване на ивичните α -зърна. Хомогенната и рафинирана структура, както и диспергираните частици на Fe_3Al дават предпоставка за получаване на високи стойности за якостта на опън на изследвания материал.

Структурата на отвърнатият при 600° С (7 гр.) бронз е показана на фигура 4.15. Тук нагряването е реализирано над евтектоидната линия (565° С) според равновесната фазова диаграма Cu-Al-Fe с 5% съдържание на желязо (фиг. 3.1.) В тази област α -фазата, γ_2 -фазата и δ_{Fe} са в равновесие. И трите фази са стабилни под евтектоидната линия. За разлика от диаграмата в зоната на нагряване ще се съдържа β -фаза поради първоначално закалената структура (виж позиция 2 на фиг. 4.8.). Метастабилната β' -фаза се образува по време на охлаждане на спокоен въздух, следствие от частичната мартензитна трансформация $\beta \rightarrow \beta'$ и част от зърната претърпяват дифузионен разпад $\beta \rightarrow \alpha + \gamma'$. При тази температура на отвързване се образуват зони с ламеларни издребнени α -зърна (очертани с бяла линия).

При температура на отвързване 700° С се създават условия за групиране и последваща коагулация на обогатената с мед α -фаза – фиг. 4.16. Механизмът на групиране и растеж на равноосни α -зърна вероятно е подобен на процеса, протичащ при по-ниска температура (виж фиг. 4.15). По-високите температури ускоряват процесите на дифузия и предизвикват нарастване на по-едрите зърна за сметка на по-малките. По този начин получената структура е нехомогенна – образуват се зони с едрозърнеща α -фаза и затворени зони, съдържащи механична смес от частични мартензитни и дифузионни трансформации $\beta \rightarrow \beta' + \alpha'$. Частичната мартензитна трансформация се дължи на по-високата скорост на охлаждане на

въздух. С повишаване температурата на нагряване се увеличава хомогенността на β -фазата. Установено е, че β -фазата частично разтваря желязни атоми. Това може да е причината да не се наблюдава пик на Fe_3Al в рентгеновия анализ от фиг. 4.8.

Проведеното изследване за влиянието на температурата на отвърщане върху еволюцията на микроструктурата на желязо-алуминиев бронз с β -трансформация установи, че:

1. Образците след отливане се характеризират с хомогенна микроструктура. Обогащените с мед α -фазови зърна имат удължена форма (50 – 60 μm), която е характерна за дендритните структури, получени чрез леене. Също така в пробите след отливане е установена мартензитна трансформация, дължаща се на бързото охлаждане в металната форма при центробежното леене. Установеното количество от β' (Cu_3Al) и γ – фази (Cu_9Al_4) е значително по-малко от основния α -твърд разтвор;

2. Образуваната след закаляване при 920° C във вода структура е едрозърнеста. Наблюдават се диспергирани игли от мартензитен тип образували се поради наличие на бездифузионна трансформация $\beta \rightarrow \beta'$;

3. Отвърщането при 200° C води до увеличаване на игловидните зърна по отношение на размера и количеството им;

4. При температурата на отвърщане 300° C се получава частично разпадане на игловидните β' -зърна във $\beta' \rightarrow \beta_1 + \gamma'$;

5. След отвърщане при 400° C се наблюдават зърна, чиито граници представляват ивични издребнени α -зърна. На места се забелязват зони с частично разкъсване на границите. Индуцираната от температурата дифузия ускорява нуклеацията на мрежата от α -твърд разтвор и трансформацията на $\beta' \rightarrow \text{Ev}(\alpha + \gamma') + \beta_1$;

6. При температура 500° C е установено, че липсват метастабилни фази. В зърната на α -твърдия разтвор се наблюдават утаени диспергирани частици от Fe_3Al ;

7. Отвърнатият при 600° С бронз съдържа β-фаза, поради първоначално закалената структура. Метастабилната β'-фаза се образува по време на охлаждане на спокоен въздух, следствие от частичната мартензитна трансформация β→β' и част от зърната претърпяват дифузионен разпад β→α+γ'. При тази температура на отвърщане се образуват зони с ламеларни издребнени α-зърна;

8. При температура на отвърщане 700° С се създават условия за групиране и последваща коагулация на обогатената с мед α-фаза. Получената структура е нехомогенна с образувани зони на едрозърнеца α-фаза и затворени зони, съдържащи механична смес от частични мартензитни и дифузионни трансформации β→β'+α'.

4. Влияние на термичното обработване върху механичните характеристики: планиран експеримент и оптимизация

Според получените експериментални резултати за един фактор в даден момент, управляващите фактори бяха променени както следва: 200°С ≤ Т ≤ 700°С и 1ч. ≤ t ≤ 4ч. В табл. 4.2. са показани нивата на управляващите фактори. Корелацията между натуралните \tilde{x}_i и кодираните x_i координати е:

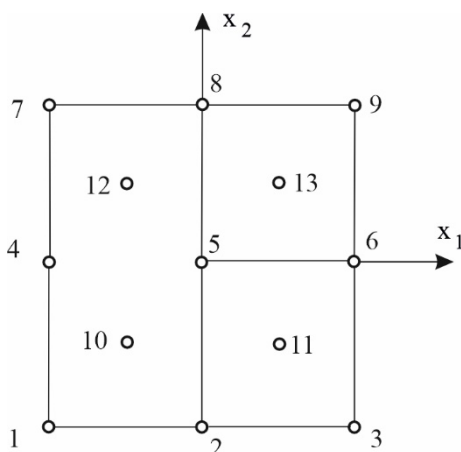
$$x_i = \frac{2(\tilde{x}_i - \tilde{x}_{0,i})}{\tilde{x}_{max,i} - \tilde{x}_{min,i}} \quad (4.1)$$

където: $\tilde{x}_{max,i}$, $\tilde{x}_{0,i}$ и $\tilde{x}_{min,i}$ са съответно горно, средно и долно ниво на i-тия фактор в натурални координати.

Таблица 4.2. Управляващи фактори и техните нива

	Управляващи фактори		Нива на факторите									
	Натурални	Кодирани	Натурални			Кодирани						
Температура на отвърщане	T, °С	x ₁	200	325	450	575	700	-1	-0.5	0	0.5	1
Време на отвърщане	t, ч.	x ₂	1	1,75	2,5	3,25	4					

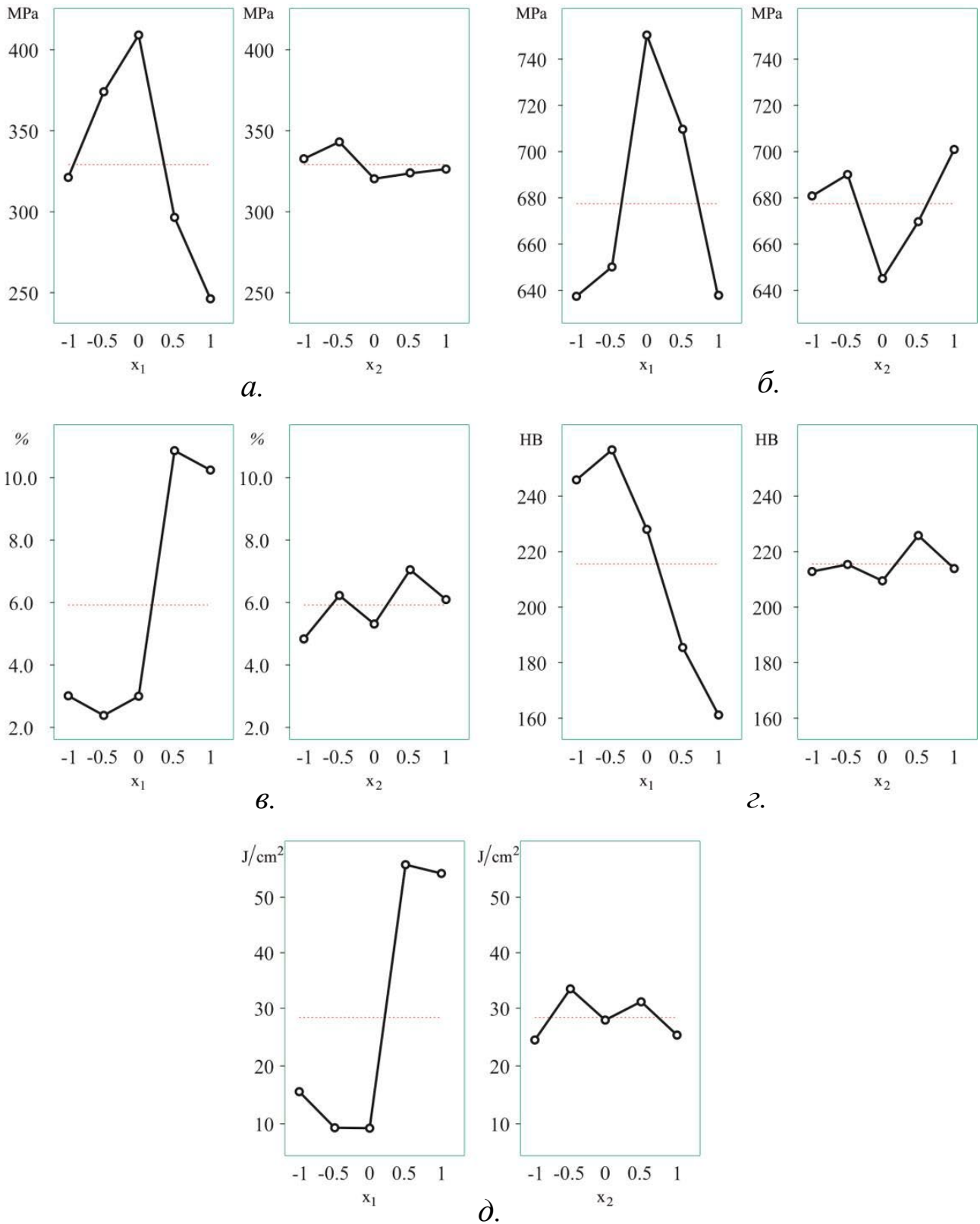
За целевите функции са приети следните механични характеристики: граница на провлачване (Y_{σ_y}), якост на опън (Y_{σ_u}), удължение (Y_{A_5}), твърдост (Y_{HB}), и ударна жилавост (Y_{IT}). На фиг. 4.17. са показани експерименталните точки в равнината на управляващите фактори. Експерименталните резултати за изброените механични характеристики са дадени в табл. 4.3.



Фиг. 4.17. Експериментални точки в равнината на управляващите фактори

Таблица 4.3. План на експеримента и резултати

№	x_1	x_2	σ_y , MPa	Y_{σ_y} , MPa	σ_u , MPa	Y_{σ_u} , MPa	A_5 , %	Y_{A_5} , %	HB, kgf/mm ²	Y_{HB} , kgf/mm ²	IT, J/cm ²	Y_{IT} , J/cm ²
1	-1	-1	327	335.4	580.5	580.4	1.6	1.59	236	236.04	14.4	14.03
2	0	-1	413	413	794.5	798.9	2.85	2.66	232	227.35	8.5	8.8
3	1	-1	267	258.6	668	669.6	10.25	10.24	170	171.07	50.9	52.26
4	-1	0	329.5	322.9	614.5	616.9	1.8	1.81	250	251.06	17.3	18.83
5	0	0	397	397	700	700	2.7	3.07	222	227.34	8.6	8.8
6	1	0	239.5	246.1	619.5	617.1	11.6	11.61	155	156.05	58.6	57.07
7	-1	1	316.5	314.7	717.5	715.2	5.75	5.74	251	249.57	15.2	14.03
8	0	1	429.5	429.5	760.5	756.1	3.65	3.47	230	227.35	9.3	8.8
9	1	1	236	237.8	625.5	626.3	9.25	9.24	160	157.54	52.1	52.26
10	-0.5	-0.5	383.5	386.4	652	644.8	2.5	2.50	247	254.96	9.7	9.5
11	0.5	-0.5	310.5	307.6	730.5	726.1	10.15	10.15	184	187.84	57.7	55.5
12	-0.5	0.5	369	366.1	649.5	656.7	2.4	2.40	265	258.34	9.3	9.5
13	0.5	0.5	284.5	287.4	689	693.5	11.9	11.90	187	184.46	53.3	55.5



Фиг. 4.18. ANOVA главни ефекти: **а.** граница на провлачване; **б.** якост на опън; **в.** удължение; **г.** твърдост и **д.** ударна жилавост.

За изследване значимостта на управляващите фактори е проведен дисперсионен анализ – ANOVA, посредством системата QStatLab. Резултатите са визуализирани посредством диаграми на т.н. главни ефекти, които са представени на фиг. 4.18. За всички целеви функции по – значимият фактор е x_1 (температурата). Времето x_2 оказва най-съществено влияние върху якостта на опън. Границата на провлачване е (фиг. 4.18.а.) е максимална, когато температурата е на средно ниво и времето на второ ($x_2 = -0.5$). Комбинацията от максимална температура и време на средно ниво минимизира границата на провлачване. Влиянието на управляващите фактори върху якостта на опън е подобно (фиг. 4.18.б.). Когато температурата и времето едновременно заемат четвърто ниво ($x_1=x_2=0.5$), удължението е максимално (фиг. 4.18.в.). Комбинацията от минимално време и температура на второ ниво ($x_1 = -0.5$) понижават удължението. Когато температурата е на второ ($x_1 = -0.5$) и времето на четвърто ниво ($x_2 = 0.5$), твърдостта е максимална фиг. 4.18.г. Най-ниска твърдост се получава при максимална температура и време на средно ниво ($x_2 = 0$). Влиянието на управляващите фактори върху ударната жилавост е аналогично на това върху удължението фиг. 4.18.д. ANOVA прогнозира влиянието на управляващите фактори само в качествен аспект. По-точни резултати се получават след математическо моделиране на изследваните механични характеристики.

Експерименталните резултати за механичните характеристики са подложени на регресионен анализ. Значимостта на регресионните коефициенти са определени при $p=0.05$. Предвид избрания план на експеримента (пет нива за всеки фактор) приблизителните полиноми могат бъдат от четвърта или по-ниска степен:

$$Y_k(\{X\}) = b_0 + \sum_{i=1}^m b_i \cdot x_i + \sum_{i=1}^{m-1} \sum_{j=i+1}^m b_{ij} x_i x_j + \sum_{i=1}^m b_{ii} x_i^2 + \dots, k = 1, 2, \dots, q, \dots, \quad (4.2)$$

където: $\{X\}$ е вектор на управляващите фактори; m брой на управляващите фактори и q показва броя на целевите функции.

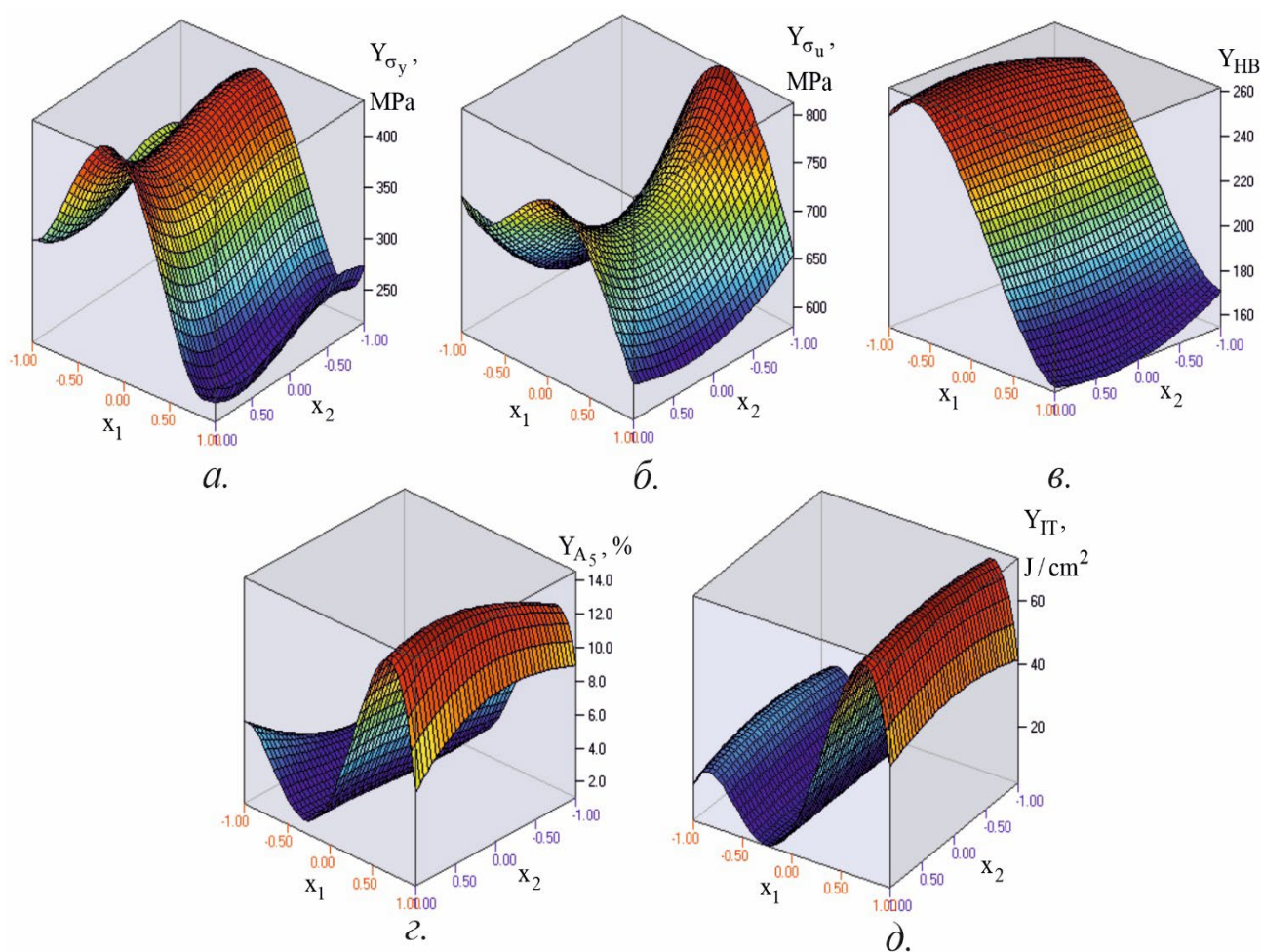
Регресионният анализ е извършен посредством програмен продукт QStatLab, а регресионните коефициентите са представени в табл. 4.4. Величината (абсолютна стойност) на коефициентите пред безразмерните променливи показва значимостта на съответния управляващ фактор (променлива), а абсолютната стойност на коефициентите пред произведенията на променливите показва значимостта на взаимодействие между управляващите фактори. Регресионните коефициенти в табл. 4.4. показват, че: 1) температурата на отвързване е много по-важен фактор от времето на задържане, потвърждавайки резултатите от ANOVA и 2) взаимодействието между управляващите фактори е относително слабо, с изключение на якостта на опън.

Таблица 4.4. Регресионни коефициенти

Коефициенти	Целеви функции				
	$Y_{бу}$	$Y_{бу}$	$Y_{А5,}$	$Y_{НВ}$	Y_{IT}
b_0	397.0000	700.0000	3.0667	227.3488	8.8
b_1	-92.1944	78.6389	10.4208	-80.9167	54.9611
b_2	-23.5417	-21.3825	0.8375	0	0
b_{11}	-308.1250	-165.4583	18.3639	-23.7907	118.2833
b_{22}	24.2500	77.5000	0	0	0
b_{12}	0	-44.5294	2.8958	-6.7647	0
b_{111}	53.7778	-78.5555	-5.5208	33.4167	-35.8444
b_{222}	31.7917	0	-0.4375	0	0
b_{112}	-18.6250	44.2771	0.3875	0	0
b_{122}	0	0	-1.8625	8.25	0
b_{1111}	195.625	82.4583	-14.7222	0	-89.1333
b_{2222}	0	0	0	0	0
b_{1112}	0	0	-4.1833	0	0
b_{11122}	-22.1250	-46.6250	0	0	-4.8
b_{1222}	0	0	0	0	0

В табл. 4.5. са показани стойностите на целевите функции, изчислени чрез уравнение (4.2) за експерименталните точки от плана. Сравнението

между експерименталните резултати за целевите функции и предсказаните от моделите (в експерименталните точки) показват отлично съответствие. Графичната визуализация на моделите е показана на фиг. 4.19. Видът на повърхнините потвърждава, че температурата на отвързване е по-значимият от двата фактора. Времето на отвързване влияе най-силно върху якостта на опън (потвърждавайки резултатите от ANOVA), докато за останалите характеристики влиянието е слабо изразено. Най-малко чувствителният фактор към времето на отвързване е ударната жилавост.



Фиг. 4.19. Графична визуализация на моделите: **а.** граница на провлачване; **б.** якост на опън; **в.** твърдост; **г.** удължение и **д.** ударна жилавост.

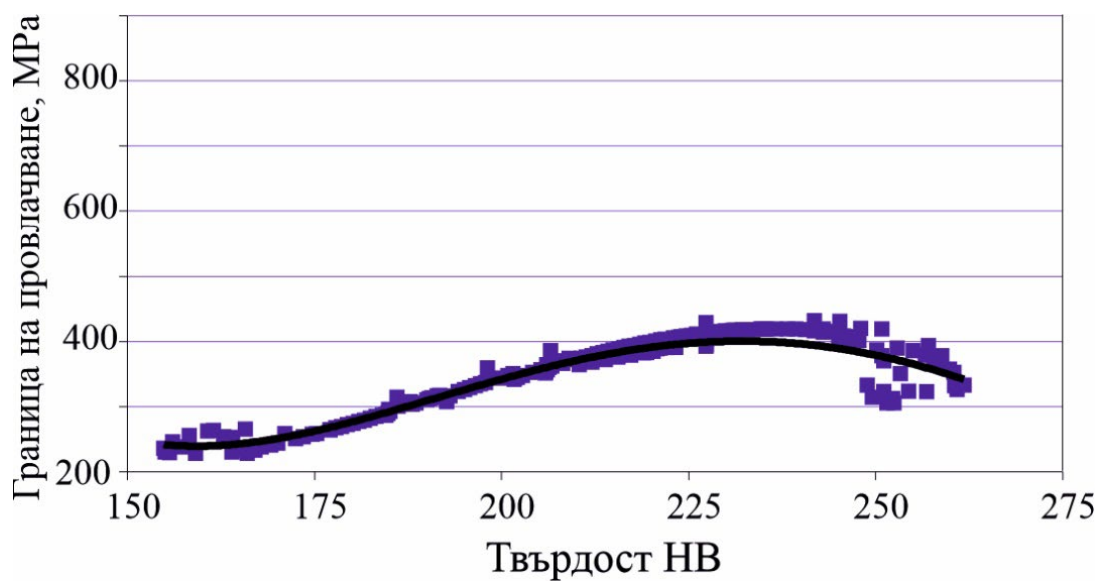
Двете основни характеристики за статична якост (граница на провлачване и якост на опън) по подобен начин зависят от температурата. С повишаване на температурата якостта се увеличава и достига максимална стойност между 400 и 500° С, след което започва да намалява с по-бързи темпове. Поведението на твърдостта е подобно, но тя достига максимални стойности при по-ниски температури (в интервала между 250 и 300° С), след което се понижава до минимум. Удължението и динамичната якост (ударна жилавост) показват сходно поведение при температурни и времеви промени, тъй като и двете характеристики имат обща физическа основа. Поведението на динамичната якост спрямо статичната при промяна на температурата е противоположно. Максимални стойности на всички целеви функции $\max Y_i$ и съответните им величини на управляващите фактори x_i^m , са установени с QStatLab използвайки метода на произволно търсене с 1,000 повторения – табл. 4.5.

Таблица 4.5. Максимални стойности на целевите функции и съответните управляващи фактори

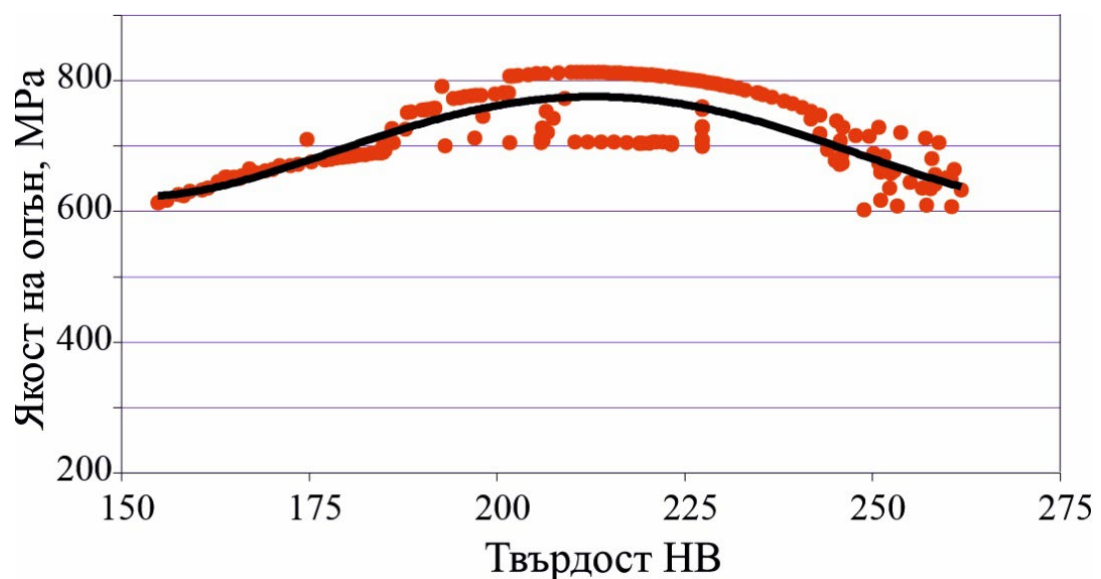
Целеви функции	Управляващи фактори		Максимални стойности $\max Y_i$
	Кодирани	Натурални	
Y_{σ_y}, MPa	$x_1^m = -0.19582$ $x_2^m = 0.98008$	$T^m = 401^\circ C$ $t^m = 3h\ 58min$	431.8
Y_{σ_u}, MPa	$x_1^m = 0.33077$ $x_2^m = -0.99671$	$T^m = 505^\circ C$ $t^m = 1h$	812.9
$Y_{A_5}, \%$	$x_1^m = 0.75517$ $x_2^m = 0.41485$	$T^m = 639^\circ C$ $t^m = 3h\ 7min$	14.6
Y_{HB}	$x_1^m = -0.68099$ $x_2^m = 0.39878$	$T^m = 280^\circ C$ $t^m = 3h\ 6min$	261.8
$Y_{IT}, J/cm^2$	$x_1^m = 0.78857$ $x_2^m = 0.00032$	$T^m = 647^\circ C$ $t^m = 3h\ 41min$	73.65

Корелациите между петте целеви функции са открити чрез елиминирани на управляващите фактори за разглежданата двойка целеви функции. Тези корелации са от съществено значение за решаване на оптими-

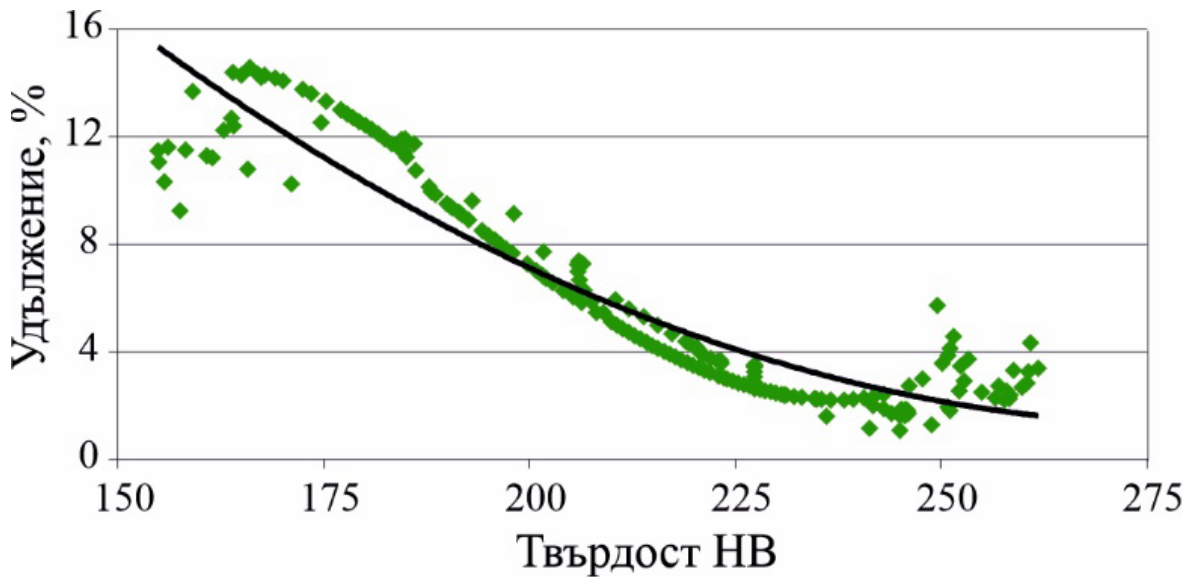
зационни задачи и правилно дефиниране границите на функциите. Определени са корелациите на твърдостта с всяка от останалите четири механични характеристики и е установено, че зависимостта между тях е нелинейна – фиг. 4.20. С повишаване на твърдостта статичната якост се увеличава до определена стойност на твърдостта (приблизително 230 НВ за границата на провлачване и 210 НВ за якостта на опън), след което се понижава. Трендовите линии показват непрекъснато намаляване на удължението и динамичната якост, когато твърдостта се увеличава.



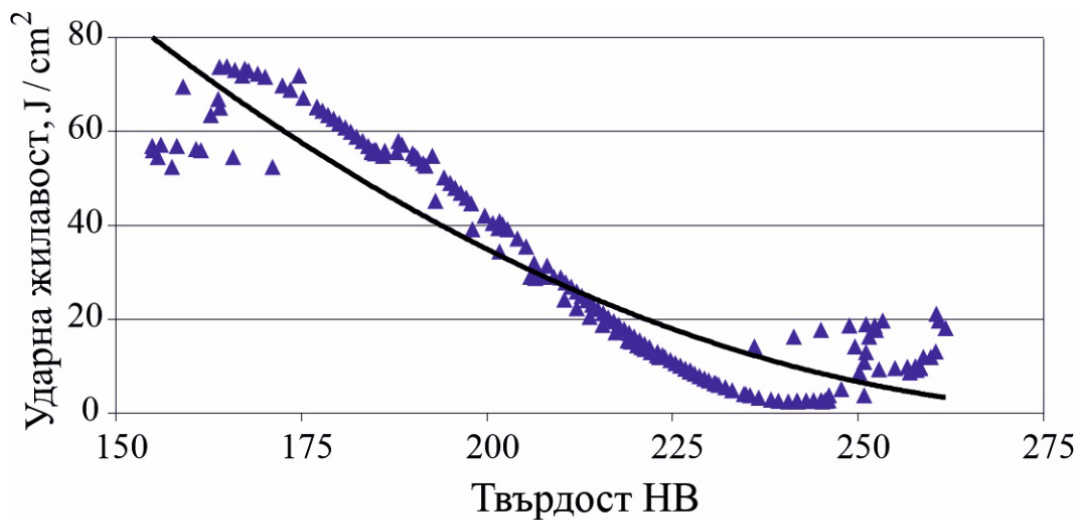
a.



б.



в.



г.

Фиг. 4.20. Графична визуализация на корелациите между:
а. граница на провлачване и твърдост; **б.** якост на опън и твърдост;
в. удължение и твърдост; **г.** ударна жилавост и твърдост

Формулирани и решени са четири оптимизационни задачи, с най-голямо значение за практиката:

- 1) Максимална пластичност: $Y_{A_5} = \max Y_{A_5}$;
- 2) Максимална ударна жилавост (динамична якост): $Y_{IT} = \max Y_{IT}$;

3) Едновременна висока твърдост и статична якост: векторът на целевата функция е - $\{\vec{Y}(\{X\})\} = [Y_{HB} Y_{\sigma_y} Y_{\sigma_u}]^T$,

където: $\{X\} = [x_1 x_2]^T \in \Gamma_x$ и Γ_x е равнината на управляващите фактори x_i . Целевите функции трябва да се стремят към максималните си стойности: $Y_{HB} \rightarrow \max Y_{HB}$, $Y_{\sigma_y} \rightarrow \max Y_{\sigma_y}$ и $Y_{\sigma_u} \rightarrow \max Y_{\sigma_u}$. В зависимост от фигура 4.20. ограниченията на функциите са следните:

$$Y_{HB} > 230 \text{ HB}, Y_{\sigma_y} > 410 \text{ MPa} \text{ и } Y_{\sigma_u} > 750 \text{ MPa}.$$

4) Едновременна висока твърдост, статична и динамична якост: векторът на целевата функция е - $\{\vec{Y}(\{X\})\} = [Y_{HB} Y_{\sigma_y} Y_{\sigma_u} Y_{IT}]^T$.

Целевите функции трябва да се стремят към максималните си стойности: $Y_{HB} \rightarrow \max Y_{HB}$, $Y_{\sigma_y} \rightarrow \max Y_{\sigma_y}$, $Y_{\sigma_u} \rightarrow \max Y_{\sigma_u}$ и $Y_{IT} \rightarrow \max Y_{IT}$. Функционалните ограничения съгласно фиг. 4.20. са:

$$Y_{HB} > 190 \text{ HB}, Y_{\sigma_y} > 320 \text{ MPa} \text{ и } Y_{\sigma_u} > 750 \text{ MPa} \text{ и } Y_{IT} > 49 \text{ J/cm}^2.$$

Таблица 4.6. Оптимални компромисни стойности на целевите функции и съответните управляващи фактори

Оптимизационна задача	Оптимални управляващи фактори		Целева функция $Y_j(\{X_i^*\})$				
	Кодирани	Натурални	$Y_{A_5}, \%$	$Y_{IT}, \text{J/cm}^2$	Y_{HB}	Y_{σ_y}, MPa	Y_{σ_u}, MPa
1	$x_1^*=0.75517$ $x_2^*=0.41485$	$T^* = 639^\circ \text{C}$ $t^* = 3\text{h}.7\text{min}$	$\max Y_{A_5} = 14.6$	72.86	166.00	228.54	654.43
2	$x_1^*=0.78857$ $x_2^*=0.00032$	$T^* = 647^\circ \text{C}$ $t^* = 3\text{h}.41\text{min}$	14.3	$\max Y_{IT} = 73.65$	165.13	234.70	652.48
3	$x_1^*=-0.1163$ $x_2^*=-1$	$T^* = 421^\circ \text{C}$ $t^* = 2\text{h}.19\text{min}$	2.25	3.98	234.64	419.45	791.22
4	$x_1^*=0.4512$ $x_2^*=-0.8375$	$T^* = 563^\circ \text{C}$ $t^* = 1\text{h}.15\text{min}$	8.52	50.01	194.23	323.78	772.88

Първите две едноцелеви оптимизационни задачи изискват определяне на най-голямата стойност на съответната функция без функционални ограничения и удовлетворяване на ограниченията на управляващия

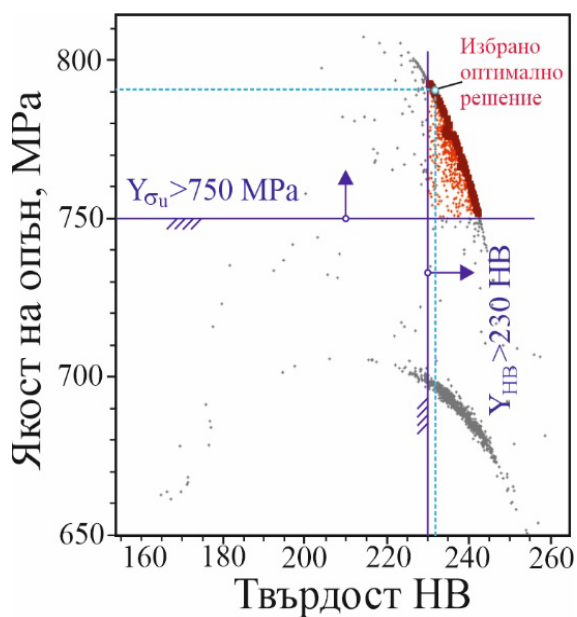
фактор (таблиц. 4.2.). Тяхното решение е показано в таблица 4.5. Последните две оптимизационни задачи са многоцелеви. Векторът $\{X_j^*\} = [x_{1,j}^*, x_{2,j}^*, x_{3,j}^*]^T \in \Gamma_x$ трябва да бъде определен така, че величините на целевата функция $Y_{k,j}(\{X_j^*\})$ да удовлетворяват условията на съответната многоцелева задача и $x_{1,j}^*$, $x_{2,j}^*$ и $x_{3,j}^*$ са компромисните оптимални стойности на управляващите фактори. Определените многоцелеви оптимизационни задачи са решени чрез търсене на Парето-оптимален подход. Това решение е взето чрез генетичния алгоритъм за недоминирано сортиране (NSGA-II) с помощта на QStatLab. За всяка от двете задачи е получен Парето фронт, предлагащ петдесет компромисни оптимални решения. На фиг. 4.21. и 4.22. са показани Парето фронтите за трета и четвърта оптимизационна задача. Компромисно оптимално решение се избира от всеки Парето фронт. Информацията относно резултатите от решението за четирите оптимизационни задачи е показана в табл. 4.6.

Получените резултати от оптимизационните задачи са проверени експериментално. За целта са изработени допълнително образци за изпитване якостта на опън и ударната жилавост, които са закалени при 920°C във вода и подложени на отвърщане с оптималните стойности (табл. 4.6.) на управляващите фактори за съответната оптимизационна задача. Твърдостта е измерена върху пробните тела за ударна жилавост. Резултати са показани в табл. 4.7., като всеки един от тях представлява средноаритметичната стойност получена от три измервания. Сравнение-

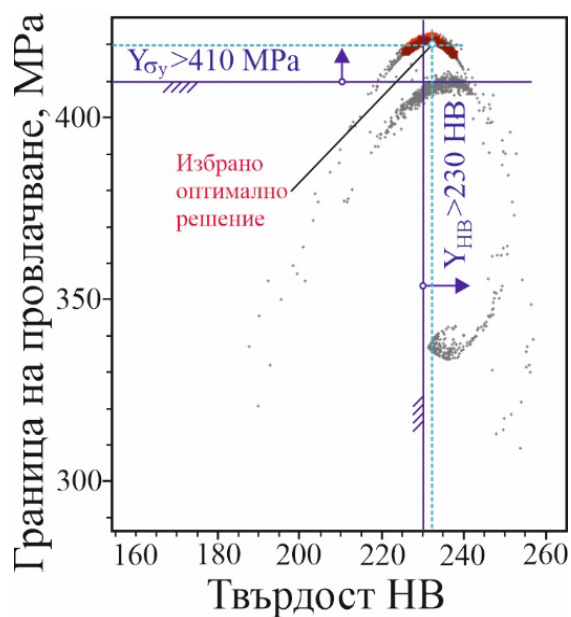
Таблица 4.7. Експериментално потвърждаване на резултатите от оптимизацията

Оптимизационна задача	Оптимални стойности на целевите функции									
	$Y_{A_5}, \%$		$Y_{IT}, J/cm^2$		Y_{HB}		Y_{σ_y}, MPa		Y_{σ_u}, MPa	
	О	Е	О	Е	О	Е	О	Е	О	Е
1	14.60	13.8	72.86	63.4	166.00	165	228.54	249	654.43	683
2	14.30	13.1	73.65	67.0	165.13	175	234.70	258	652.48	666
3	2.25	3.4	3.98	7.2	234.64	235	419.45	407	791.22	776
4	8.52	9.7	50.01	57.4	194.23	185	323.78	314	772.88	770

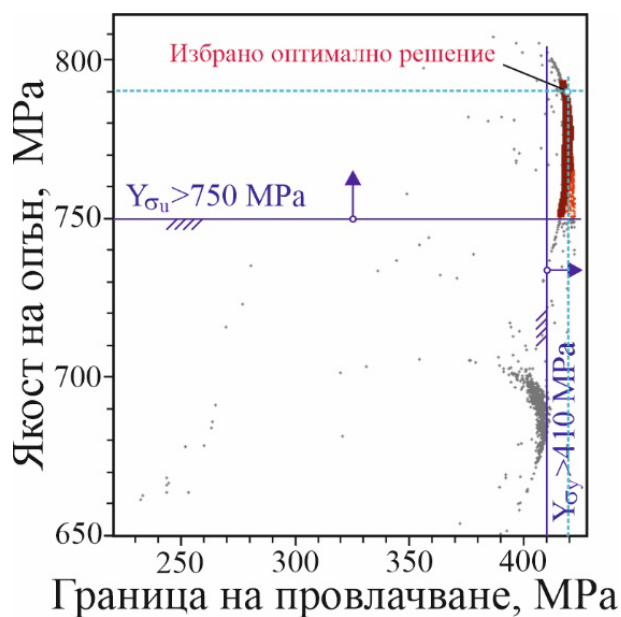
то на резултатите спрямо теоретичната оптимизация показват добро съответствие.



а.

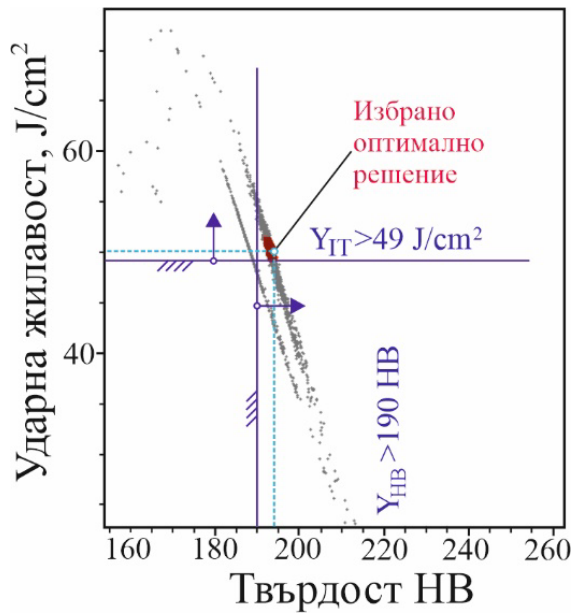


б.

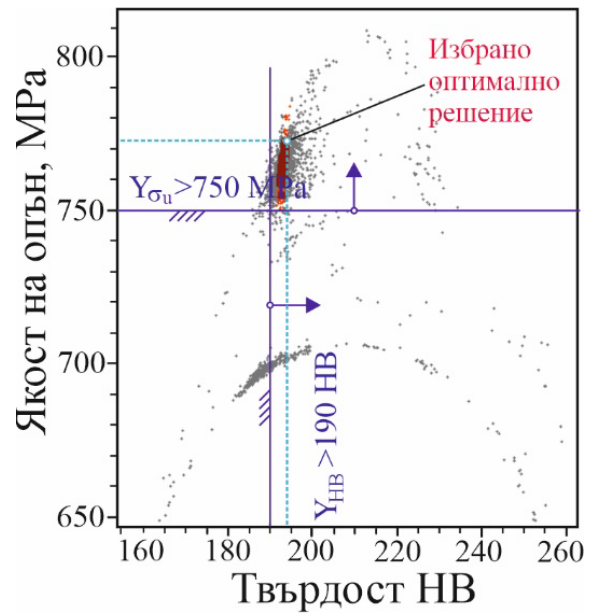


в.

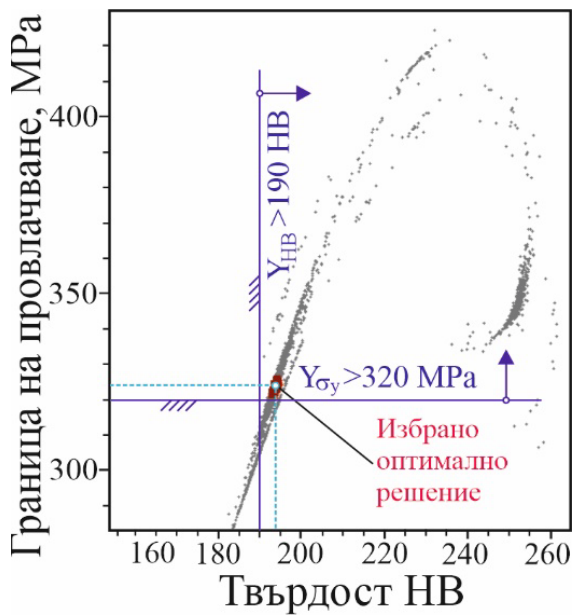
Фиг. 4.21. Генериран Парето фронт за трета оптимизационна задача: **а.** якост на опън - твърдост; **б.** граница на провлачване - твърдост; **в.** якост на опън - граница на провлачване.



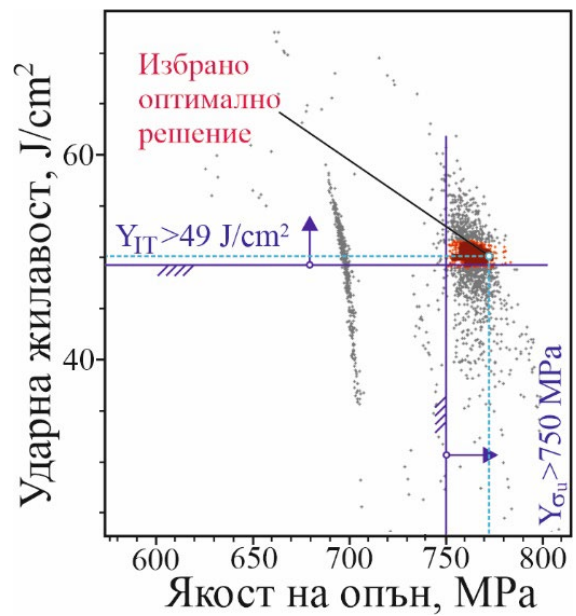
а.



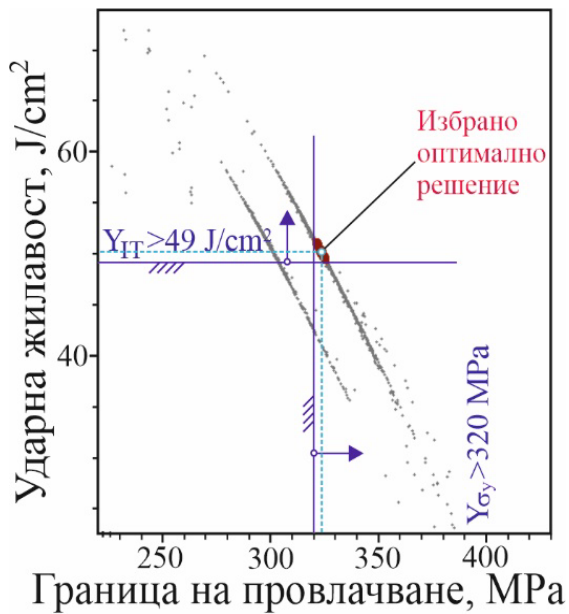
б.



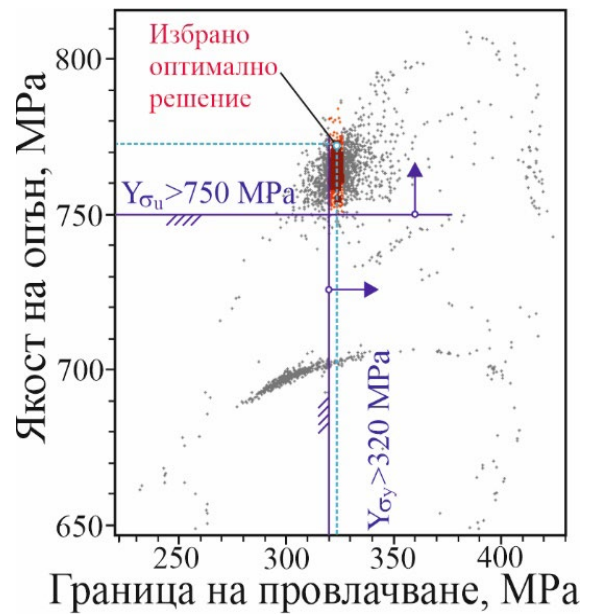
в.



г.



д.



е.

Фиг. 4.22. Генериран Парето фронт за четвърта оптимизационна задача: **а.** ударна жилавост - твърдост; **б.** якост на опън - твърдост; **в.** граница на провлачване – твърдост; **г.** ударна жилавост - якост на опън; **д.** ударна жилавост - граница на провлачване; **е.** якост на опън - граница на провлачване.

Установени са математически модели на водещите механични характеристики на желязо-алуминиев бронз Cu-11Al-6Fe в зависимост от температурата и времето на отвярщане.

Формулирани са и решени четири оптимизационни задачи с най-голямо практическо значение по следните критерии:

1. максимална пластичност;
2. максимална ударна жилавост (динамична якост);
3. едновременно висока твърдост и статична якост ;
4. едновременна висока твърдост, статична и динамична якост.

За всяка от тях са получени оптимални (компромисни) величини на механичните характеристики в зависимост от температурата и времето за отвярщане.

Определени са корелациите на твърдостта с всяка от останалите четири механични характеристики. Зависимостите на механичните характеристики от твърдостта са нелинейни. С увеличаването на твърдостта статичната якост се увеличава до определена стойност на твърдост (приблизително 230 НВ за границата на провлачване и 210 НВ за якостта на опън) и впоследствие намалява. Удължението и динамичната якост непрекъснато намаляват, когато твърдостта се увеличава.

Получените резултати от оптимизационните задачи са проверени експериментално. За целта са използвани оптималните стойности (табл. 4.6.) на управляващите фактори за съответната оптимизационна задача. Сравнението на получените експериментални резултатите спрямо тези от теоретичната оптимизация показват добро съответствие.

Заключение

Проведено е изследване на желязо-алуминиеви бронзи с β -трансформация, получени чрез гореща пластична деформация (под формата на пръти) и по метода на центробежно леене (под формата на цилиндрични втулки), насочено към количествена оценка на ефектите от различни термични обработки и студена повърхностна пластична деформация, както и комбинация от тях, за подобряване на механичните характеристики и експлоатационно поведение на бронзовите сплави.

Използван е експериментален подход, включващ рентгенофазов и SEM анализ, оценка на Surface integrity, получена след различни термични обработки и диамантно заглаждане, тестове за опън, ударна жилавост и твърдост, тестове за умора при огъване при конзолна схема и тестове за износоустойчивост при сухо триене. Получени са математически модели на основните механични характеристики в зависимост от температурата и времето на отвъръщане.

На образците, получени чрез гореща пластична деформация и подложени на различно термично обработване, е извършено класиране от 1

до 5, съгласно девет критерия с еднаква относителна тежест, както следва: статична якост на опън, граница на провлачване, пластичност, твърдост, микротвърдост, ударна жилавост, якост на умора, триене, износоустойчивост в режим на сухо триене. Обект на сравнение са следните пет групи образци:

- 1) в състояние на доставка (референтно състояние, без термично обработване)
- 2) отгряване при 720°C за три часа и охлаждане с пещта;
- 3) нагряване при 920°C за един час и закаляване във вода;
- 4) закаляване при 920°C за един час във вода и последващо отвърщане при 600°C за три часа и охлаждане на въздух;
- 5) закаляване при 920°C за един час във вода и последващо отвърщане при 300°C за три часа и охлаждане на въздух.

Получените експериментални резултати показват, че всички термично обработени групи превъзхождат първата (в състояние на доставка), което потвърждава необходимостта и ползността от прилагане на правилно термично обработване.

Получените основни нови резултати могат да бъдат формулирани, както следва:

► Когато бронзовият компонент работи в условия на въртеливо огъване, комбинацията от закаляване при 920°C във вода, последващо отвърщане при 300°C в продължение на три часа и диамантно заглаждане осигуряват максимална якост на умора, в условията както за малоциклова умора, така и за мегациклова умора;

► Установени са противоположни тенденции за триенето и масовото износване в трибосистемата термично обработен бронз – закалена стомана при сухо плъзгащо износване. 1) Когато изискването е за минимално триене, за да се сведе до минимум генерираната топлина, закаляването при 920°C във вода и последващото отвърщане при 300°C за три часа е най-подходящо. 2) Когато целта е да се сведе до минимум масовото

износване на бронзовия образец, най-подходящото термично обработване е отгряване при 720° С.

► Максимална статична якост на опън се постига след закаляване при 920°С във вода, а максимална пластичност – след отгряване при 720°С;

► За бронзови компоненти, работещи в условия на ударно натоварване, най-подходящото термично обработване е закаляване при 920° С във вода и последващо отвързване при 600° С за три часа.

► Закаляването при 920° С във вода и последващото отвързване при 300° С за три часа осигурява интегрална максимална ефективност на термично обработване на желязо-алуминиев бронз Cu-10Al-5Fe и, следователно, е подходящо за по-широки индустриални приложения.

За образци от желязо-алуминиев бронз Cu-11Al-6Fe с β-трансформация, получени по метода на центробежно леене, са обобщени основните нови резултати за влиянието на термичното обработване (закаляване и отвързване) върху микроструктурата и механичните характеристики. Изследванията са проведени върху осем групи образци:

1^{ва} група – след отливане;

2^{ра} група – закалени при 920° С във вода;

3^{та} група – закалени и отвърнати при 200° С;

4^{та} група – закалени и отвърнати при 300° С;

5^{та} група – закалени и отвърнати при 400° С;

6^{та} група – закалени и отвърнати при 500° С;

7^{ма} група – закалени и отвърнати при 600° С;

8^{ма} група – закалени и отвърнати при 700° С.

Механичните характеристики (якост на опън, граница на провлачване, удължение, твърдост и ударна жилавост) на желязо-алуминиевите бронзи с β-трансформация варират в широки граници в зависимост от режимите на термично обработване. Следователно, техните характерис-

тики могат да бъдат подходящо контролирани чрез температурата и времето на задържане при отвърщане, в зависимост от функционалното предназначение на съответните компоненти. Установено е, че от двата управляващи фактора (температура и време на задържане), значително по-голяма тежест има температурата на отвърщане. Влиянието на температурата на отвърщане върху микроструктурата е оценено чрез рентгенофазов и микроструктурен анализ.

► Установено е, че след отливане образците се характеризират с хомогенна микроструктура. Обогащените с мед α -фазови зърна имат удължена форма (50–60 μm), която е характерна за дендритните структури, получени чрез леене. След отливане е установена мартензитна трансформация, дължаща се на бързото охлаждане в металната форма при центробежното леене. Установеното количество β' -фаза (Cu_3Al) и γ -фаза (Cu_9Al_4) е значително по-малко от основния α -твърд разтвор;

► Образуваната след закаляване при 920° C във вода структура е едрозърнеста. В нея се наблюдават диспергирани игли от мартензитен тип, формирали се вследствие на бездифузионна трансформация $\beta \rightarrow \beta'$;

► Отвърщането при 200° C води до увеличаване на игловидните зърна по отношение на размера и количеството им. При температурата на отвърщане 300° C се получава частично разпадане на игловидните β' -зърна във $\beta' \rightarrow \beta_1 + \gamma'$. След отвърщане при 400° C се наблюдават зърна, чиито граници представляват ивични издребнени α -зърна. На места се забелязват зони с частично разкъсване на границите. Индуцираната от температурата дифузия ускорява нуклеацията на мрежата от α -твърд разтвор и трансформацията на $\beta' \rightarrow \text{Eв}(\alpha + \gamma') + \beta_1$. При температура 500° C е установено, че липсват метастабилни фази. В зърната на α -твърдия разтвор се наблюдават утаени диспергирани частици от Fe_3Al . Отвърнатият при 600° C бронз съдържа β -фаза поради първоначално закалената структура. Метастабилната β' -фаза се образува по време на охлаждане на спокоен въздух, вследствие от частичната мартензитна трансформация

$\beta \rightarrow \beta'$ и част от зърната претърпяват дифузионен разпад $\beta \rightarrow \alpha + \gamma'$. При тази температура на отвърщане се образуват зони с ламеларни издребнени α -зърна. При температура на отвърщане 700°C се създават условия за групиране и последваща коагулация на обогатената с мед α -фаза. Получената структура е нехомогенна с образувани зони на едрозърнеста α -фаза и затворени зони, съдържащи механична смес от частични мартензитни и дифузионни трансформации $\beta \rightarrow \beta' + \alpha'$.

► За образците получени, по метода на центробежно леене са формулирани и решени четири оптимизационни задачи с най-голямо практическо значение по следните критерии: 1) Максимална пластичност; 2) Максимална ударна жилавост (динамична якост); 3) Едновременно висока твърдост и статична якост; 4) Едновременно висока твърдост, статична и динамична якост. За всяка от тях са получени оптимални (компромисни) величини на механичните характеристики в зависимост от температурата и времето за отвърщане. Получените резултати от решените оптимизационни задачи са проверени експериментално, като сравнението на експерименталните резултати с тези от теоретичната оптимизация показват добро съответствие.

Използвана литература

1. Aaltonen, P.; Klemetti, K. Hannien, H. (1985) Effect of tempering on corrosion and mechanical properties of cast aluminium bronzes. *Scandinavian Journal of Metallurgy*, 14, 233-242
2. Alam, S.; Marshallt R.I.; Sasaki, S. (1996) Metallurgical and tribological investigations of aluminium bronze bushes made by a novel centrifugal casting technique. *Tribology International*, 29(6), 487-492.
3. Altenberger, I.; Kuhn, H.A.; Müller, H.R. (2015) Material properties of high-strength beryllium-free copper alloys. *Int J Mater Product Technol*, 50(2), 124-146.
4. Balevski, A. (1988) Metal Science, Technika, Sofia, 1988 (in Bulgarian).
5. bg.alloystrip.com/news/classification-and-application-of-copper-based-25253630.html
6. Brezina P. (1982) Heat treatment of complex aluminium bronzes. *International Metals Reviews*, 27(2), 77-120.
7. Chau, M.Q.; Vu, A.T.; Le, T.S.; Mai, V.T.; Nguyen, D.N.; Doan, X.T.; Do, H.C.; Nguyen, D.T. (2021) Influence of tempering time on microstructure and mechanical properties of CuAl9Fe4 alloy. *Journal of Mechanical Engineering Research and Developments*, 44(7), 75-85.
8. Chen, Z.; Su, Y.; Gong, S.W. (2016) Effect of Centrifugal Casting on Microstructures and Properties of Hypereutectic Al-18wt.%Si Alloy. In Proceedings of the International Forum on Energy, Environment and Sustainable Development (IFEESD 2016), Shenzhen, China, 16–17 April pp. 706–710.

9. Ciurdas, M.; Gherghesku, I.A.; Ciuca, S.; Necsulescu, A.D.; Cotrut, C.; Dumitrescu, R.E. (2018) Heat treatment influence on the corrosion resistance of a Cu-Al-Fe-Mn bronze. *Revista de Chimie*, 69(5), 1055-1059.
10. Deb, K.; Pratap, A.; Agarwal, S.; Meyarivan, T. (2002) A fast and elitist multiobjective genetic algorithm: NSGA-II. *IEEE Trans. Evol. Comput.*, 6, 182–197. [CrossRef]
11. Dogan, Z.E.; Kahriman, F.; Atapek, S.H. (2018) Microstructural and thermal characterization of aluminium bronzes. *Kocaeli Journal of Science and Engineering*, 1(1), 6-10.
12. Duncheva, G.V.; Maximov, J.T.; Dunchev, V.P.; Anchev, A.P.; Atanasov, T.P. (2021 A) Improvement in fatigue performance of 2024-T3 Al alloy via single toroidal roller burnishing. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 30, 2256–2266.
13. Duncheva, G.V.; Maximov, J.T.; Anchev, A.P.; Dunchev, V.P.; Argirov, Y.B.; Ganev, N.; Capek, J. (2021 B) Fatigue strength improvement in CuAl8Fe3 bronze via diamond burnishing. *J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.*, 43:569 DOI: 10.1007/s40430-021-03296-8.
14. Duncheva, G.V.; Maximov, J.T.; Anchev, A.P.; Dunchev, V.P.; Argirov, Y.B.; Ganev, N.; Drumeva, D.K. (2022 A) Improvement of surface integrity of CuAl8Fe3 bronze via diamond burnishing. *Int J Adv Manuf Technol*, 119, 5885-5902.
15. Duncheva, G.V.; Maximov, J.T.; Anchev, A.P.; Dunchev, V.P.; Argirov, Y.B. (2022 B) Improvement in wear resistance performance of CuAl8Fe3 single-phase aluminium bronze via slide diamond burnishing. *J Mater Eng and Perform*, 31, 2466-2478.

16. Duncheva, G.V.; Maximov, J.T.; Anchev, A.P.; Dunchev, V.P.; Argirov, Y.B. (2022 C) Improvement in wear resistance performance of CuAl8Fe3 single-phase aluminium bronze via slide diamond burnishing. *J Mater Eng and Perform*, 31, 2466-2478.
17. Duncheva, G.V.; Maximov, J.T.; Anchev, A.P.; Dunchev, V.D.; Argirov, Y.B.; Kandeve-Ivanova, M. (2022 D) Enhancement of the wear resistance of CuAl9Fe4 sliding bearing bushings via diamond burnishing. *Wear*, 510-511, 204491.
18. Ebhota, W.S.; Karun, A.S.; Inambao, F.L. (2016) Centrifugal casting technique baseline knowledge, applications, and processing parameters: Overview. *Int. J. Mater.*, 107, 960–969. [CrossRef].
19. Eranno, A.; Doudard, C.; Moyne, S.; Calloch, S.; Millot, T.; Bellevre, D. (2015) Validation of a high cycle fatigue model via calculation/test comparisons at structural scale: Application to copper alloy sand-cast ship propellers. *Int J Fatigue*, 74, 38-45.
20. Filinov, S.A.; Figer, I.V. *Thermist's Handbook*. (1964) Mashinostroyeniye, Moscow, (in Russian).
21. Florenciano, J.T.O.; Ambrosi, A.; Hotza, D.; González, S.Y.G. (2022) Understanding centrifugal casting in the manufacture of functionally graded materials. *J. Eur. Ceram. Soc.*, 42, 7089–7101. [CrossRef].
22. Gao, L.L.; Cheng, X.H. (2008) Microstructure, phase transformation and wear behavior of Cu-10%Al-4%Fe alloy processed by ECAE. *Mater. Sci. Eng. A*, 473, 259–265. [CrossRef]
23. Gao, Y.; Yang, W.; Huang, Z.; Lu, Z. (2021) Effects of residual stress and surface roughness on the fatigue life of nickel-aluminium bronze alloy under laser shock peening. *Eng Fract Mech*, 244, 107524.

24. Gupta, M.K.; Nayak, S.; Kachhawaha, A.K. (2015) Analysis of centrifugal casting defects on their manufacturing parameters. *J. Harmon. Res.*, 3,05–08.
25. Gupta, R.D.; Chakravarty, D.P.; Chakravarty, R.; Gupte, P.K. (1968) Study of microstructure of chill cast aluminium bronzes (Cu-Al-Fe-Mn). *In: Symposium on Non-ferrous Metals Technology: papers for presentation*, 4th – 7th Dec., National Metallurgical Laboratory (CSIR), Jamshedrup.
26. Hajek, J.; Kriz, A.; Chocholaty, O.; Pakula, D. (2016) Effect of heat treatment on microstructural changes in aluminium bronze. *Arch. Metall. Mater.*, 61(3), 1271-1276.
27. Hasan, F.; Lorimer, G.; Ridley, N. (1982) Crystallography of martensite in a Cu-10Al-5Ni-5Fe alloy. *Journal de Physique Colloques*, , 43 (C4), C4-653-C4-658.
28. ISO 6892-1:2019; Metallic Materials—Tensile Testing—Part 1: Method of Test at Room Temperature. ISO: Geneva, Switzerland, 2019.
29. ISO 148-1:2016 Metallic materials- Charpy pendulum impact test - Part1: Test method. ISO: Geneva, Switzerland, 2016.
30. ISO 6506-1:2014- Brinell hardness test - Part 1: Test method. ISO: Geneva, Switzerland, 2014.
31. ISO 6507-1:2018 Metallic materials - Vickers hardness test - Part 1: Test method. ISO: Geneva, Switzerland, 2018.
32. Jain, P.; Nigam, P.K. (2013) Influence of heat treatment on microstructure and hardness of nickel aluminium bronze (Cu-10Al-5Ni-5Fe). *Journal of Mechanical and Civil Engineering*, 4(6), 16-21.

33. Jordan Maximov, Galya Duncheva, Angel Anchev, Vladimir Dunchev, Yaroslav Argirov, Vladimir Todorov and Tatyana Mechkarova (2022). Effects of Heat Treatment and Severe Surface Plastic Deformation on Mechanical Characteristics, Fatigue, and Wear of Cu-10Al-5Fe Bronze. *Materials*, 15, 8905. <https://doi.org/10.3390/ma15248905>
34. Jordan Maximov, Galya Duncheva, Angel Anchev, Vladimir Dunchev, Vladimir Todorov, Yaroslav Argirov (2023). Influence of an Ageing Heat Treatment on the Mechanical Characteristics of Iron-Aluminium Bronzes with β -Transformation Obtained via Centrifugal Casting: Modelling and Optimisation. *Metals*, 13 (12), 1930; <https://doi.org/10.3390/met13121930>
35. Jörg, F.; Betül, K.A.; Heiner, M.; Gerhard, K.; Erwin, B.R. (2020) Effect of Ti₆Al₄V surfaces manufactured through precision centrifugal casting and modified by calcium and phosphorus ion implantation on human osteoblasts. *Metals*, 10, 1681. [CrossRef]
36. Jurković, K.; Cajner, H.; Mrvar, P.; Bauer, B. (2023) Analysis of factor effects in process of vertical centrifugal casting. *Mater. Manuf. Process.* [CrossRef]
37. Korzynski, M.; Lubas, J.; Swirad, S.; Dudek, K. (2011) Surface layer characteristics due to slide diamond burnishing with a cylindrical ended tool. *J Mater Process Technol*, 211, 84–94.
38. Korzynski, M.; Pacana, A.; Cwanek, J. (2009) Fatigue strength of chromium coated elements and possibility of its improvement with slide diamond burnishing. *Surf Coat Technol*, 203, 1670–1676.
39. Liu, R.; Tian, Y.; Zhang, Z.; An, X.; Zhang, P.; Zhang, Z. (2016) Exceptional high fatigue strength in Cu-15at.%Al alloy with moderate grain size. *Sci Rep*, 6, 27433.

40. Luo, H.; Liu, J.; Wang, L.; Zhong, Q. (2006) The effect of burnishing parameters on burnishing force and surface microhardness. *Int J Adv Manuf Technol*, 28(7–8), 707–713.
41. Luo, H.; Liu, J.; Zhong, Q. (2005) Investigation of the burnishing process with PCD tool on non-ferrous metals. *Int J Adv Manuf Technol*, 25(5–6), 454–459.
42. Lv, S.; Dou, R.; Yu, B.; Wang, J.; Liu, X.; Wen, Z. (2022) Experimental and numerical studies on the influence of centrifugal casting parameters on the solidification structure of Al-Cu alloy. *Mater. Res. Express*, 9, 106506. [CrossRef]
43. Lv, Y.; Wang, L.; Han, Y.; Xu, X.; Lu, W. (2015) Investigation of microstructure and mechanical properties of hot worked NiAl bronze alloy with different deformation degree. *Materials Science & Engineering A*, 643, 17-24.
44. Ma, S.; Fu, L.; Shan, A. (2021) Enhancing strength-ductility of the aluminium bronze alloy by generating high-density ultrafine annealing twins. *Materials Characterization*, 177, 111057.
45. Mahoney, M.; Fuller, C.; Bingel, W.; Calabrese, M. (2007) Friction Stir Processing of Cast NiAl Bronze. *Mater Sci Forum* 2007, 539-543, 3721-3726.
46. Matijevic, B.; Sushma, T.S.K.; Prathvi, B.K. (2017) Effect of heat treatment parameters on the mechanical properties and microstructure of aluminium bronze. *Technical Journal*, 11(3), 107-110.
47. Maximov, J.; Duncheva, G.; Anchev, A.; Dunchev, V.; Argirov, Y.; Todorov, V.; Mechkarova, T. (2022) Effects of heat treatment and severe surface plastic deformation on mechanical characteristics,

fatigue and wear of Cu-10Al-5Fe bronze. *Materials*, 8905. [CrossRef]

48. Maximov, J.T.; Duncheva, G.V.; Anchev, A.P.; Dunchev, V.P.; Capec, J. (2020 A) A cost-effective optimization approach for improving the fatigue strength of diamond-burnished steel components. *J Braz Soc Mech Sci Eng*, 42, 197.
49. Maximov, J.T.; Duncheva, G.V.; Anchev, A.P.; Dunchev, V.P.; Ichkova, M.D. (2020 B) Improvement in fatigue strength of 41Cr4 steel through slide diamond burnishing. *J Braz Soc Mech Sci Eng*, 42, 197.
50. Maximov, J.T.; Anchev, A.P.; Duncheva, G.V.; Ganev, N.; Selimov, K.F.; Dunchev, V.P. (2019 A) Impact of slide diamond burnishing additional parameters on fatigue behaviour of 2024-T3 Al alloy. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 42(1), 363-373.
51. Maximov, J.T.; Anchev, A.P.; Dunchev, V.P.; Ganev, N.; Duncheva, G.V.; Selimov, K.F. (2017) Effect of slide burnishing basic parameters on fatigue performance of 2024-T3 high-strength aluminium alloy. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 40(11), 1893-1904.
52. Maximov, J.T.; Duncheva, G.V.; Anchev, A.P.; Ganev, N.; Dunchev, V.P. (2019 B) Effect of cyclic hardening on fatigue performance of slide burnishing components made of low-alloy medium carbon steel. *Fatigue Fract Eng Mater Struct*, 42(6), 1414-1425.
53. Mi, G., Zhang, J.; Wang, H. (2011) The effect of ageing heat treatment on the mechanical properties of Cu-Al-Fe-(x) alloys. *Key Engineering Materials*, 467-469, 257-262.
54. Mi, G.; Zhang, J.; Lv, S.; Wang, P. (2011) The effect of ageing heat treatment on the sliding wear behaviour of Cu-Al-Fe-(x) alloys. *Advanced Materials Research*, 219-220, 195-201.

55. Muhammad, K.Y.; Muhammad, M.; Haider, A.A.; Sajawal, H.; Saheed, K. (2018) Effect of heat treatment on tribological characteristics of CuAl10Ni5Fe4 nickel aluminium bronze. *Key Engineering Materials*, 778, 61-67.
56. Mohapatra, S.; Sarangi, H.; Mohanty, U.K. (2020) Effect of processing factors on the characteristics of centrifugal casting. *Manuf. Rev.*, 7, 26. [CrossRef]
57. Nguyen, D.N.; Vu, A.T.; Nguyen, H.Y.; Dao, V.L.; Pham, M.K. (2019) A study of phase transformation in shape memory alloy CuAl9Fe4. *Journal of Mechanical Engineering Research and Developments*, 42(2), 72-75.
58. Ocejó, I.C.; Moraleda, M.V.B.; Linhard, P. (2022) Corrosion behaviour of heat-treated nickel-aluminium bronze and manganese-aluminium bronze in natural waters. *Metals*, 12, 380.
59. Panikolov, K.L.; Petrov, M.S. (1973) *Special Metal Casting Technology*; Technika: Sofia, Bulgaria.
60. Pham, M.K.; Vu, A.T.; Le, T.N.; Nguyen, D.N. (2021) The influence of thermo-mechanical treatment on phase transformation and shape memory effect of CuAl9Fe4Ni2 alloy. *Mater. Express*, 8, 106527.
61. Sadawy, M.M. (2020) The influence of heat treatment on tribological properties of Cu-Al-Fe-Ni shape memory alloy. *The Egyptian International Journal of Engineering Science and Technology*, 29, 43-50.
62. Shiou, F.J.; Banh, Q.N. (2016) Development of an innovative small ball-burnishing tool embedded with a load cell. *Int J Adv Manuf Technol*, 87(1–4), 31–41.
63. Singh, C.; Dar, Y.A.; Malhotra, D.; Sharma, D. (2014) Study of Centrifugal Casting of Cast Iron Rolls and its Problem Formulation at

India Factory, Malerkotla, Punjab (India). *Indian J. Appl.*, 4, 188–190. [CrossRef]

64. Slama, P.; Dlouhy, J.; Kövér, M. (2014) Influence of heat treatment on the microstructure and Mechanical properties of aluminium bronze. *Materials and Technology*, 48(4), 599-604.
65. Su, J.; Swaminathan, S.; Menon, S.K.; McNelley, T.R. (2011) The effect of concurrent straining on phase transformations in NiAl bronze during the friction stir processing thermomechanical cycle. *Metallurgical and Materials Transformations A*, 42, 2420-2430.
66. Swirad, S. (2007) The effect of burnishing parameters on steel fatigue strength. *Nonconventional Technologies Review*, 1, 113-118.
67. Vu, A.T.; Nguyen, D.N.; Pham, X.D.; Tran, D.H.; Vuong, V.H.; Pham, M.K. (2018) Influence of strengthening phases on the microstructure and mechanical properties of CuAl9Fe4 alloy. *International Journal of Scientific & Engineering Research*, 9(12), 346-351.
68. Vuchkov, I.; Stoyanov, S. *Mathematical Modeling and Optimization of Technological Objects*; Technics: Sofia, Bulgaria, 1986. (In Bulgarian)
69. Vuchkov, I.N.; Vuchkov, I.I. (2009) *QStatLab Professional*, version 5.5; Statistical Quality Control Software, User's Manual; QStatLab: Sofia, Bulgaria.
70. Yasar, M.; Altunpac, Y. (2009) The effect of ageing heat treatment on sliding wear behaviour of Cu-Al-Fe alloys. *Materials and Design*, 30, 878-884.
71. Xu, X.; Zhao, H.; Hu, Y.; Zong, L.; Qin, J.; Zhang, J.; Shao, J. (2022) Effect of hot compression on microstructure evolution of aluminium bronze alloy. *J. Mater. Res. Technol*, 19, 3760–3776. [CrossRef]

72. Wang, S.; Shen, W.; Guo, J.; Yuan, T.; Qiu, Y.; Tao, Q. (2020) Engineering prediction of fatigue strength for copper alloy netting structure by experimental method. *Aquacultural Engineering*, 90, 102087.
73. www.copper.org/publications/pub_list/pdf/7014.pdf
74. www.copper.org/publications/newsletters/innovations/2002/08/aluminum_bronze.pdf
75. V. Todorov. Влияние на температурата и времето на отвърщане върху механичните характеристики на двуфазен алуминиев бронз. Международна научна конференция „мехатроника, еко и енергоспестяващи системи и технологии“ Пловдив 23.
76. V. Todorov. Влияние на температурата на отвърщане върху еволюцията на микроструктурата на двуфазен алуминиев бронз. Международна научна конференция „мехатроника, еко и енергоспестяващи системи и технологии“ Пловдив 23.
77. Максимов Й., Анчев А., Тодоров В. (2022) Металознание и термична обработка. Част II: Термична обработка на металите. УИ „Васил Априлов“, Габрово, ISBN 978-954-683-664-9.
78. Максимов Й., Дунчев В., Тодоров В. (2024) Металознание и термична обработка. Част I: Металознание. УИ „Васил Априлов“, Габрово, ISBN 978-954-683-696-0.
79. Максимов Й., Дунчева Г., Амуджев И., Анчев А., Дунчев В. (2021) Диамантно заглаждане „ЕКС-ПРЕС“, Габрово, ISBN 978-954-490-701-3.
80. Р. Славов, М. Манолов, В. Атанасова. (1976) Наръчник по леене на цветни метали и сплави. Държавно издателство „Техника“, София.