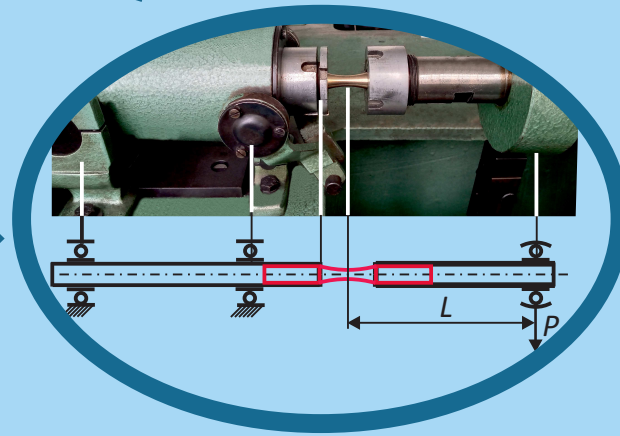
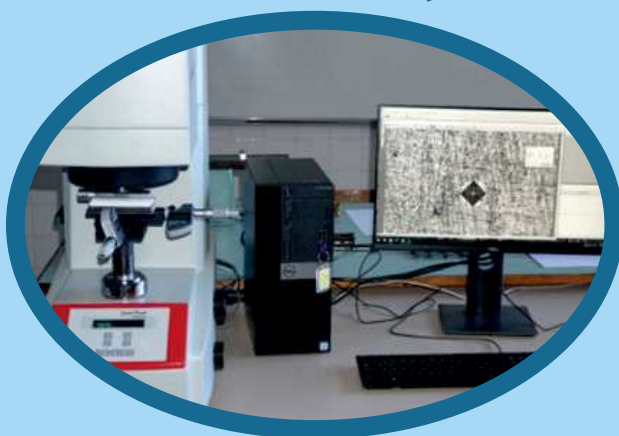


ГАЛЯ ДУНЧЕВА

SURFACE INTEGRITY ПРЕЗ ПРИЗМАТА НА SURFACE ENGINEERING



проф. дн инж. Галя Великова Дунчева

Surface Integrity през призмата на Surface Engineering

УНИВЕРСИТЕТСКО ИЗДАТЕЛСТВО
“ВАСИЛ АПРИЛОВ”
ГАБРОВО, 2023

Експлоатационното поведение на машинните и конструкционните елементи зависи в най-голяма степен от състоянието на повърхностните слоеве, където предимно се проявяват повредите от умора, износване и корозия. В инженерната практика като цяло, на етапа на проектиране се посочват изисквания по отношение на геометрията на елементите и конкретния материал. При това грапавостта се задава, използвайки обичайно 2D параметрите R_a и R_z , като по-рядко се посочват специфични изисквания за твърдост или повърхностни покрития. Същевременно, при оразмеряването на конструкционните елементи се отчитат само напреженията от работни натоварвания, респ. не се вземат предвид въведените вследствие технологичния процес на изработване остатъчни напрежения. Изобщо, непознаването на комплекса геометрични, физико-механични и металургични характеристики на повърхностните слоеве, известен като Surface Integrity, предопределя неточното прогнозиране на експлоатационното поведение на конструкционните елементи. В монографията Surface Integrity е пречупено през призмата на съвременното направление Surface Engineering, насочено към разработване на ефективни процеси за модифициране на повърхностните слоеве. Фокусът е поставен върху корелациите „довършващ обработващ процес – Surface Integrity – експлоатационно поведение“.

Тази монография е подкрепена от проект BG05M2OP001-1.002-0023 „Център за компетентност „Интелигентни мехатрони, еко- и енергоспестяващи системи и технологии“, финансиран от Оперативна програма „Наука и образование за интелигентен растеж“, съфинансирана от Европейския съюз чрез Европейските структурни и инвестиционни фондове.

Рецензенти:

проф. дтн инж. Йордан Тодоров Максимов

проф. д-р инж. Любомир Ванков Димитров

© Галя Великова Дунчева – автор

ISBN: 978-954-683-691-5

СЪДЪРЖАНИЕ

Съдържание	3
Към читателите – от проф. д-н Йордан Т. Максимов	7
Предговор	9
Приети означения и съкращения	12
ГЛАВА I. ПОВЪРХНОСТНИТЕ СЛОЕВЕ НА КОНСТРУКЦИОННИТЕ ЕЛЕМЕНТИ В КОНТЕКСТА НА SURFACE SCIENCE (НАУКА ЗА ПОВЪРХНОСТИТЕ) И SURFACE ENGINEERING. КОМПЛЕКС СВОЙСТВА НА ПОВЪРХНОСТНИТЕ СЛОЕВЕ (SURFACE INTEGRITY (SI))	16
1. Surface science (наука за повърхностите) - исторически преглед	16
2. Повърхностни слоеве на конструкционните елементи – обща характеристика	17
2.1. Същност на повърхностните слоеве	17
2.2. Основни явления, определящи състоянието на ПС	19
3. Surface engineering	23
4. Surface Integrity (SI) – обща характеристика	24
4.1. Определение	24
4.2. Ролята на Surface Integrity в обхвата на Surface Engineering	25
4.3. Нива от данни за определяне на SI	28
4.4. Систематизиране на обработващите процеси/техники според доминиращите механизми на въздействие в корелация със SI	28
4.4.1. Доминира механичното въздействие	29
4.4.2. Доминира термичното въздействие	30
4.4.3. Доминира химическото въздействие	52
4.4.4. Доминира физичното (физико-химичното) въздействие	53
4.4.5. Доминира термо-механичното въздействие	54
4.4.6. Доминира химико-термичното въздействие	56
4.4.7. Доминира механично-електрохимичното въздействие	61
5. Дефекти и повреди в ПС	61
5.1. Повърхностни дефекти	61
5.2. Повърхностни повреди	66
6. Концепцията „управление на SI“ срещу деградацията на повърхностните слоеве	73
Литература към Глава I	75
ГЛАВА II. ПАРАМЕТРИ НА ПОВЪРХНОСТНАТА ТЕКСТУРА (ПТ). ВЛИЯНИЕ НА ПАРАМЕТРИТЕ НА ПТ ВЪРХУ ФУНКЦИОНАЛНИТЕ СВОЙСТВА НА ПОВЪРХНИТЕ. ТЕХНОЛОГИЧНИ ВЪЗМОЖНОСТИ НА ПРОЦЕСИ ЗА ПОВЪРХНОСТНО ПЛАСТИЧНО ДЕФОРМИРАНЕ (ППД) ЗА РЕДУЦИРАНЕ НА ГРАПАВОСТТА. ТЕХНИКИ ЗА ИЗМЕРВАНЕ НА ГРАПАВОСТТА	79

1. Параметри на повърхностната текстура.....	79
1.1. Номинална, реална и измерена повърхнина.....	79
1.2. Отклонения на макрогеометрията	80
1.3. Отклонения на микрогеометрията	81
1.4. 2D параметри.....	82
1.4.1. 2D височинни параметри	82
1.4.2. 2D интервални параметри	84
1.4.3. 2D параметри и функции на формата.....	85
1.4.4. 2D хибридни параметри.....	88
1.4.5. Функционални 2D параметри	89
1.5. 3D параметри.....	90
1.5.1. 3D височинни параметри	91
1.5.2. 3D интервални параметри	93
1.5.3. 3D параметри на формата.....	93
1.5.4. 3D хибридни параметри.....	94
1.5.5. 3D функционални параметри.....	95
1.5.6. Други 3D параметри и функции	97
1.5.7. Повърхностно текстуриране	99
1.6. Функционално значение на параметрите на ПТ	101
2. Теоретична и действителна грапавост	109
2.1. Теоретична грапавост.....	109
2.2. Действителна грапавост	110
2.3. Влияние на технологичните параметри на конвенционални обработващи процеси върху действителната грапавост	110
3. Технологични възможности на процеси за ППД за редуциране на грапавостта	114
3.1. Обща характеристика на процесите за ППД	114
3.2. Заглаждащ ефект след ППД – примери.....	119
4. Техники за измерване на грапавостта.....	126
4.1. Основни методи за измерване параметрите на ПТ – сравнение	126
4.2. Технически средства за измерване на параметрите на ПТ – примери	128
Литература към Глава II	132
ГЛАВА III. ОСТАТЪЧНИ НАПРЕЖЕНИЯ (ОН) – СЪЩНОСТ, ИЗТОЧНИЦИ И ВИДОВЕ. МОДЕЛИ ЗА СЪЗДАВАНЕ НА ОН. МЕТОДИ ЗА ОПРЕДЕЛЯНЕ НА ОН. РАЗПРЕДЕЛЕНИЕ НА ОН, ВЪВЕДЕНИ ЧРЕЗ РАЗЛИЧНИ ОБРАБОТВАЩИ ПРОЦЕСИ. ТЕХНОЛОГИЧНИ ВЪЗМОЖНОСТИ НА ПРОЦЕСИ ЗА ППД ЗА СЪЗДАВАНЕ НА ЗОНА С ПОЛЕЗНИ ОН НА НАТИСК.....	136
1. Остатъчни напрежения	136
1.1. Същност и видове остатъчни напрежения.....	136

1.2. Опростени модели за създаване на остатъчни напрежения	138
1.3. Значение на вида на ОН за експлоатационното поведение	141
1.4. Подходи за определяне на ОН	143
2. Експериментални методи за определяне на ОН	147
2.1. Разрушителни методи	147
2.2. Полуразрушителни методи.....	151
2.3. Безразрушителни методи	153
3. Разпределение на ОН, въведени посредством конвенционални обработващи процеси чрез рязане.....	156
3.1. Разпределение на ОН след струговане	156
3.2. Разпределение на ОН след фрезование	158
3.3. Разпределение на ОН след шлифование	160
4. Разпределение на ОН, въведени чрез процеси за термична и химикотермична обработка	162
5. Технологични възможности на процеси за ППД за създаване на зона с полезни ОН на натиск	166
5.1. Разпределение на ОН, въведени чрез динамични процеси за ППД ..	167
5.2. Разпределение на ОН, въведени чрез статични процеси за ППД.....	172
6. Технологични възможности на хибридни и комбинирани SE процеси за създаване на зона с полезни ОН на натиск.....	185
6.1. Разпределение на ОН, въведени чрез хибридни SE процеси	185
6.2. Разпределение на ОН, въведени чрез комбинирани SE процеси	188
Литература към Глава III.....	195

ГЛАВА IV. КОРЕЛАЦИЯ МЕЖДУ МИКРОТВЪРДОСТ, УЯКЧАВАНЕ И МИКРОСТРУКТУРА. ТЕХНИКИ ЗА ИЗСЛЕДВАНЕ НА МИКРОСТРУКТУРАТА. ВЛИЯНИЕ НА РАЗЛИЧНИ ОБРАБОТВАЩИ ПРОЦЕСИ ВЪРХУ МИКРОТВЪРДОСТТА И МИКРОСТРУКТУРАТА. ТЕХНОЛОГИЧНИ ВЪЗМОЖНОСТИ НА СТАТИЧНИ ПРОЦЕСИ ЗА ППД ЗА ПОДОБРЯВАНЕ НА МИКРОТВЪРДОСТТА И МИКРОСТРУКТУРАТА

1. Корелация между микротвърдост, уякчаване и микроструктура.....	203
1.1. Микротвърдост	203
1.2. Подходи за уякчаване	204
1.3. Микроструктура	205
2. Техники за изследване на микроструктурата	205
3. Микротвърдост и микроструктура следствие обработващи процеси с рязане	210
4. Микротвърдост и микроструктура следствие конвенционални и процеси за термична и химико-термична обработка с КЕП	216
5. Технологични възможности на статични процеси за ППД за подобряване на микротвърдостта и микроструктурата	227

5.1. ППД с контакт триене при търкаляне	227
5.2. ППД с контакт триене при плъзгане	233
6. Технологични възможности на комбинирани SE процеси, включващи ППД, за подобряване на микротвърдостта и микроструктурата	240
Литература към Глава IV	246

ГЛАВА V. КОРЕЛАЦИИ МЕЖДУ КОМПОНЕНТИТЕ НА SE. КЛАСИФИКАЦИЯ НА ПРОЦЕСИТЕ В ОБХВАТА НА SE. СТАТИЧНИ ПРОЦЕСИ ЗА ППД ЗА ПОДОБРЯВАНЕ НА ЕКСПЛОАТАЦИОННОТО ПОВЕДЕНИЕ НА ИНЖЕНЕРНИ МАТЕРИАЛИ. ЕФЕКТИВНОСТ НА КОМБИНИРАНИ ПРОЦЕСИ С ППД ЗА ПОДОБРЯВАНЕ НА ЕКСПЛОАТАЦИОННОТО ПОВЕДЕНИЕ.....

1. Корелации между компонентите на SE	249
1.1. Същност на интегрирания подход в SE.....	249
1.2. Анализ на корелациите между компонентите на SE	250
2. Класификация на процесите в обхвата на SE	252
2.1. Процеси с едно доминиращо въздействие	252
2.2. Процеси с повече от едно въздействия.....	254
2.2.1. Хибридни SE процеси	255
2.2.2. Комбинирани SE процеси.....	256
3. Статични процеси за ППД за подобряване на експлоатационното поведение на инженерни материали	257
3.1. Ефективност на ДЗ за подобряване на уморното поведение на средно-въглеродни ниско-легирани стомани	259
3.2. Ефективност на ДЗ за повишаване на УД и износоустойчивостта на хром-никелови аустенитни стомани.....	267
3.3. Ефективност на статични ППД процеси за подобряване на уморното поведение на алуминиева сплав 2024-T3.....	278
3.4. Ефективност на процеса ДЗ за подобряване на уморното поведение и износоустойчивостта на алуминиево-железни бронзи	292
4. Технологични възможности на комбинирани SE процеси с ППД.....	308
4.1. Ефективност на комбинирани процеси, базирани върху термообработка и ДЗ за подобряване на УД и износоустойчивостта на бронз Cu-10Al-5Fe	308
4.2. Ефективност на комбинирани процеси, базирани върху първоначална термообработка, ДЗ и допълнително нагряване върху УД и корозионната устойчивост на аустенитна стомана AISI 304	314
Литература към Глава V	324

КЪМ ЧИТАТЕЛИТЕ
от проф. д-н инж. Йордан Т. Максимов

Монографията е посветена на изключително актуална и перспективна област от инженерната наука, а именно Surface Engineering. В България и децата знаят за бурното развитие на IT-сектора в последните години. Терминът „технология“ се спряга доста френолно и под това понятие всички (почти) разбират компютърна (информационна) технология. Но за съжаление в България много малко са хората, които са запознати с още по бурното развитие, с мащабите на това развитие и със значението на научното направление Surface Engineering в световен мащаб. Тази монография отваря вратата пред българския читател за това съвременно научно направление. Не с преразказване на чужди мисли и дела, а с резултати от собствени изследвания, публикувани в международни научни списания с impact factor.

В тази уникална монография всичко е уникално. Като се започне със заглавието, изградено от комбинация от български и английски думи. В случая формата не е от значение (та нали езикът на науката е английският език), от значение е съдържанието. Не мога да си представя по точна формулировка на заглавие за тази монография. Защото двете понятия „surface integrity“ и „surface engineering“ са практически непознати у нас и, като изключим описателния подход, трудно могат да се преведат на български с две-три думи и да имат същия смисъл и убедително звучене както оригинала. За какво всъщност става дума? Както е присъщо на целокупното човечество, раждането на идеята за „нещо“ предхожда материализиране на „нещото“. Понятието „surface integrity“ е въведено от Michael Field (президент на Metcut Research Associates, Inc., Синсинати, Охайо) и получава публичност чрез доклада „Machining of high strength steels with emphasis on surface integrity“ от 1970 г. Накратко, surface integrity означава комплекс от геометрични, механични, физични, химични и металургични свойства на повърхностния слой на конструкционни и машинни компоненти, и е във взаимна зависимост с технологията за довършващо обработване на повърхностните слоеве. Второто понятие „surface engineering“, дефинирано малко по-късно, е мултидисциплинарно научно направление в инженерното дело, което изучава и развива технологии за получаване на повърхностни слоеве на конструкционните и машинни компоненти с желани свойства, т.е., с желано surface integrity. Защото инженерният опит е показал, че съществува взаимна зависимост между surface integrity и експлоатационното поведение на съответния компонент. По този начин, от двете дефиниции ясно се виждат взаимните зависимости между технологията за довършващо обработване, комплексното състояние на повърхностните слоеве и експлоатационното поведение, което е ядрото на науката surface engineering. Всичко това, по неповторим начин, се обобщава от заглавието на монографията.

Структурата на монографията също е уникална (не може да се открие един подход, например индуктивен или дедуктивен): и интегралният поглед на проблема, и конкретиката, са пречупени през призмата на корелацията (пълна или частична) „метод за довършващо обработване – surface integrity – експлоатационно поведение“.

В глава първа е систематизирана глобалната идея на науката surface engineering, изразяваща се в споменатата по-горе корелация (интегрален поглед на проблема) и е представена конкретиката (съдържанието на отделните компоненти) в логическа последователност, прилагайки строгостта на научния подход. Същевременно всичко написано е ясно и

разбираемо по причина на точните и стегнати класификации. Впрочем, това последното е в сила и за останалите глави.

В съответствие със заглавието на монографията, втора и трета глава са посветени на геометрични и физико-механични характеристики на surface integrity и по-специално на повърхностната текстура (с акцент върху многобройните параметри на грапавостта) и остатъчните напрежения. Показани са корелации между методи за довършващо обработване, с акцент върху повърхностното пластично деформиране (ППД), и повърхностната текстура и остатъчните напрежения.

Всъщност, понятието остатъчно макронапрежение е абстрактно понятие, защото не може да бъде измерено директно поради простия факт, че физически не съществува. То обаче в интегрален аспект характеризира ефекта от реално съществуващи микронапрежения от втори и трети род в микроструктурата на материала. Следователно може да се приеме (поне в първо приближение), че материалното проявление на целенасочено въведените остатъчни макронапрежения чрез деформационно или трансформационно уякчаване е ново (спрямо началното) състояние на микроструктурата, водещо до промяна и на микротвърдостта. Ето защо, четвърта глава от монографията е посветена на корелацията „уякчаване – микротвърдост – микроструктура“. Първият компонент (уякчаването) е пряко следствие от приложения финишнинг. В ролята на такъв са концентрирани енергийни потоци (КЕП), ППД и комбинирани процеси с участието на ППД.

Глава пета е еманацията на монографията. Интегрираният подход на surface engineering е илюстриран изцяло с резултати от собствени изследвания, публикувани в high-level международни научни списания с импакт фактор, издания на Elsevier, Springer, Taylor&Frances, MDPI, Wiley. Достатъчно е да се споменат такива списания, като: Wear, Journal of Constructional Steel Research, International Journal of Advance Manufacturing Technology, Applied Sciences, Materials, Machines, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures и др., мнозинството от които са с квартил Q1. Като се вземат предвид и многобройните цитирания на тези статии от чужди автори става ясно, че резултатите от изследванията са високо оценени от световната научна общност.

За съжаление обаче, тази област на инженерните науки (най-вече с интегрирания си подход) е слабо позната в България. Отделни изследователи и изследователски групи, работещи в областта на материалните науки, изучават отделни аспекти (при това твърде задълбочено), но цялостен поглед върху корелацията “финишнинг – surface integrity – експлоатационно поведение” липсва. От друга страна моят опит показва, че в инженерната практика у нас цари не само непознаване на огромна част от процесите на Surface Engineering, но и (най-вече) на техния ефект върху експлоатационното поведение на съответния метален компонент. Тази монография дава отговор на много въпроси, които са възникнали и продължават да възникват в инженерната практика.

Монографията е логичен завършек (на този етап) на дългогодишните научни изследвания на проф. Дунчева в областта на Surface Engineering. Категорично смятам, че тя е пионер в България в тази област. Като университетски преподавател съм убеден, че монографията ще бъде много полезна както за учени, така и за обучение на магистри и докторанти, бъдещи специалисти. Искрено се надявам, че по този индиректен път монографията по-бързо ще стигне до практиката и ще запълни очевидните празнини.

проф. Йордан Максимов, дтн, ктн

ПРЕДГОВОР

Повърхностните слоеве са най-натоварените слоеве на машинните и конструкционните елементи, тъй като пряко са изложени на различни въздействия (механични, термични, химични, физични) вследствие взаимодействието им с други елементи и със заобикалящата среда. Комплексното състояние на повърхностните слоеве (плътност, кристална структура, ориентация, химичен състав и др.) се различава от това на основния материал вследствие от процеса на изработване на заготовките и влиянието на външната среда. Поради това в инженерен аспект повърхностните слоеве се асоцират с други свойства, различни от тези на основния материал – микро- и нанотвърдост, износоустойчивост, корозионна устойчивост и пукнатиноустойчивост. От друга страна, на металите и сплавите е присъща нееднородна кристална структура, характеризираща се с множество микродефекти – дислокации, ваканции, неметални включвания и др. Част от тези дефекти се въвеждат в процеса на изработване на заготовките (металургични дефекти), а останалите – по време на технологичния процес на изработване на детайлите. За първи път ролята на дефектите за недостатъчната якост на изотропните твърди тела е обоснована от английския учен А. Griffith през далечната 1921 г. в статията му „Явлението разрушаване и деформиране на твърдото тяло“. Според Griffith, ефективната якост на конструкционните материали би била от 10 до 20 пъти по-голяма, ако се елиминират дефектите, чиито размери са съизмерими с междумолекулните разстояния. Частичен успех в тази посока е постигнат чрез методите *equal channel angular extrusion* (равноканално ъглово екструдирание) и *high-pressure torsion* (усукване под високо налягане), базирани върху феномена *severe plastic deformation* (интензивна пластична деформация). Тези методи обаче се реализират в лабораторни условия при много голямо отношение на необходимата енергия към получения обем, което изключва приложението им в инженерната практика. Следователно, машинните и конструкционните елементи влизат в експлоатация с повече или по-малко дефекти, които зависят от пълния технологичен цикъл при изработването им.

По време на експлоатация настъпват неизбежни повреди в повърхностните слоеве, причинени от умора на материала, износване или корозия. Този процес на деградация зависи преди всичко от съвкупността от топографски, механични, физични, химични и металургични свойства на повърхностните слоеве, известно като *Surface Integrity (SI)*. В този контекст, идеята за повишаване на якостния ресурс на компонентите чрез модифициране само на повърхностните слоеве е много по-ефективна, тъй като може да се реализира на етапа на изработването им. Тази идея е в основата на *Surface engineering (SE)* – съвременен мултидис-

циплинарно направление в приложните инженерни науки, насочено към разработване на разнообразни техники и технологии за изследване и модифициране на повърхностните слоеве в компонентите с цел подобряване на експлоатационното поведение, естетичността и икономичността на техническите изделия. За разработване на ефективни и рентабилни технологии в SE определящо значение имат следните два подхода: 1). Повърхностните слоеве и основния материал (субстрата) се разглеждат като функционално свързана система с акцент върху свойствата и поведението на повърхностния слой; 2). Интегриран подход на изследване на следните три основни компонента: процес за довършващо обработване, SI и експлоатационно поведение (уморно, трибологично и корозионна устойчивост).

За производство на даден компонент могат да се използват алтернативни технологични цикли, съдържащи различна последователност от операции и техники. Очевидно, на всеки технологичен процес ще съответства различен комплекс свойства на повърхностните слоеве – SI. Следователно, за едни и същи условия на експлоатация и материал, жизненият цикъл на конструкционните елементи зависи от полученото SI непосредствено преди въвеждането им в експлоатация. Същевременно, в процеса на експлоатация следствие от външните въздействия SI се променя. Тази промяна на SI от своя страна променя условията на експлоатация, ограничавайки функционалното поведение, а на даден етап води до достигане на критично минимално ниво на експлоатационните характеристики. Последното е равносилно на настъпване на повреда. В действителност, дадено SI може да се постигне посредством различни обработващи процеси, реализиращи различни методи. Основната задача е да се идентифицира (чрез дефиниране на съответните параметри) технологично и икономически ефективен довършващ обработващ процес, който удовлетворява желаните експлоатационни характеристики на съответния компонент, т.е. изходната информация е известна, а се търси входната информация. С други думи, задачата, която трябва да се реши, е обратна, т.е. задача на синтеза. Ето защо, в настоящия труд фокусът е поставен върху корелациите между различните групи обработващи процеси в обхвата на SE, получените геометрични, физико-механични и металургични характеристики на SI и експлоатационното поведение на компоненти от различни конструкционни материали. Модифицирането на повърхностните слоеве по посока на ниска грапавост, повишена микротвърдост, въвеждане на значителни остатъчни напрежения на натиск и издребнена и хомогенизирана микроструктура осигурява подобряване на експлоатационното поведение. В този аспект доказано ефективни и икономични са статичните процеси за повърхностно пластично деформиране (surface cold working). Затова акцентът е поставен върху авторски изследвания, доказващи

ефективността на статични процеси за повърхностно пластично деформиране с контакт триене при плъзгане и триене при търкаляне за подобряване на SI в корелация с уморното поведение, изнosoустойчивостта и корозионната устойчивост на конструкционни материали и компоненти с ключово значение в индустрията.

Изказвам специална благодарност на проф. д-р инж. Йордан Т. Максимов за ценните уроци и дискусии в науката, за ползотворната съвместна работа и най-важното – за примера да се постигне и отстоява през годините най-високото ниво за учен и изследовател. Защото без творческо въображение, любопитство за научаване на нови знания и удовлетворение от постигнатото, научно-изследователската работа би била просто квалифицирана работа.

проф. д-р инж. Галя Дунчева

ПРИЕТИ ОЗНАЧЕНИЯ

Латински

A	Граница на провлачване за квазистаично състояние
B	Константа, отчитаща деформационното уякчаване
C	Начален модул на кинематично уякчаване/Коефициент, отчитащ чувствителността на материала към скоростта на деформация
D	Диаметър на тороидална деформираща ролка
D_d	Коефициент на дифузия
E	Модул на Young
F_b	Големина на деформираща сила
I_h	Абсолютна износоустойчивост
J	Плътност на дифузионния поток
L	Път на триене
N	Брой цикли до разрушаване от умора
P	Нормална сила
Q	Активираща енергия (за мол)
Q_∞	Максимално изменение на размера на повърхнината на провлачване
R	Газова константа/Коефициент на асиметрия на цикъла
R_w	Радиус на заготовката
R_{ij}	Относителна износоустойчивост
S_u	Якост на опън
T	Текуща температура
T_a	Абсолютна температура
T_t	Начална (референтна) температура
T_m	Температура на топене
dA_e	Елементарна работа, извършена върху елементарна част
dE_k	Изменение на кинетичната енергия
dE_p	Изменение на потенциалната енергия
dQ	Елементарно количество топлина, пренесено през елементарна част
dU^e	Изменение на повърхностната енергия
dU^i	Изменение на вътрешната енергия
dS	Изменение на ентропията
a_p	Дълбочина на рязане
b	Коефициент, отчитащ темпа на нарастване на размера на повърхнината на провлачване

d	Диаметър на заготовката
d_e	Външен диаметър на образци за изпитване на износване
d_i	Вътрешен диаметър на образци за изпитване на износване
d_p	Дълбочина на проникване на деформиращ елемент
d_{res}	Дълбочина на сферичен отпечатък
dc	Разлика в концентрациите на дифундиращото вещество между две точки
dm	Маса вещество, преминаващо през единица сечение
f	Подаване
h	Линейно износване
j_{corr}	Плътност на тока корозия
j_{pass}	Плътност на тока на пасивация
$\bar{k}$	Брой на амплитудите на напрежението
k_h	Степен на уякчаване
m	Масово износване
m_0	Начална маса на образците
m_i	Маса след определен път на триене
n	Брой на преходите
p_a	Номинално контактно налягане
r	Радиус на работната повърхнина на деформиращия елемент
t	Време
v	Скорост на обтъркаване/плъзгане
v_c	Скорост на рязане

Гръцки

α_{ij}	Тензор на микронапреженията
γ	Коефициент, отчитащ темпа на намаляване на модула на кинематично уякчаване/Темп (скорост) на износване
ε_p	Пластична деформация
$\bar{\varepsilon}_p$	Еквивалентна пластична деформация
ε_t	Линейна окръжна деформация
ε_t^{res}	Остатъчна окръжна линейна деформация
μ	Коефициент на Poisson
ρ	Плътност на материала
σ^0	Еквивалентно напрежение
$\sigma_{-1}(S_e)$	Граница на умора
$\sigma_a(S)$	Амплитуда на напрежението
σ_{ij}	Тензор на напреженията
σ_r	Радиално нормално напрежение
σ_t	Окръжно нормално напрежение

$\sigma _0$	Еквивалентно напрежение, дефиниращо размера на повърхнината на провлачване за нулева еквивалентна пластична деформация
σ_Y	Граница на провлачване
$\emptyset$	Ъгъл на завъртане около оста на заготовката
ω	Ъглова скорост

ПРИЕТИ СЪКРАЩЕНИЯ

BB	– Обтъркаване с деформираща сфера (Ball Burnishing)
CDB	– Диамантно заглаждане с допълнително въздействие със студ (Cryogenic Diamond Burnishing)
CLC	– Коефициент на циклично натоварване (Cyclic Loading Coefficient)
CR	– Темп на корозия (Corrosion rate)
CVD –	– Химическо отлагане на пари (Chemical Vapor Deposition)
DR	– Дълбоко ролковане (Deep Rolling)
EBSD	– Дифракция на обратно разсейване на електрони (Electron Backscatter Diffraction)
EDM	– Електроискрово обработване (Electro Discharge Machining)
EDX	– Енергодисперсионен рентгенов анализ
GSSP	– Градиентно интензивно сачмено-струйно обработване (Gradient Severe Shot Peening)
LAB	– Повърхностно пластично деформиране с допълнително въздействие с лазер (Laser Assisted Burnishing)
LSP (LP)	– Laser Shock Peening (Laser Peening)
LSPwC	– Laser Shock Peening без покритие
PVD	– Физическо отлагане на пари (Physical Vapor Deposition)
RB	– Обтъркаване с деформираща ролка (Roller Burnishing)
SE	– Surface Engineering
SEM	– Сканиращ електронен микроскоп (Scanning Electron Microscope)
SI	– Комплекс характеристики на повърхностния слой (Surface Integrity)
SMAT	– Surface Mechanical Attrition Treatment
SMGT	– Уякчаващо-модифицираща шлифовъчна техника (Strengthen-modified grinding technique)
SP	– Сачмено-струйно обработване (Shot peening)

ТЕМ	– Трансмисионен електронен микроскоп (Transmission Electron Microscopy)
UVABV	– Обтъркаване с деформираща сфера с допълнителни ултразвукови вибрации (Ultrasonic Vibration Assisted Ball Burnishing)
АТ	– Адитивни технологии
ДЗ	– Диамантно заглаждане
ЕП	– Експлоатационно поведение
КЕ	– Крайни елементи /Крайно-елементни
КЕП	– Концентриран/и енергиен/и поток/потоци
МОТ	– Мажещо-охлаждаща течност
ОН	– Остатъчни напрежения
ОП	– Обработващ процес
ППД	– Повърхностно пластично деформиране
ППС	– Подповърхностен/и слой /слое
ПС	– Повърхностен/и слой/слое
ПЯУ	– Повишаване на якостта на умора
ТР	– Тороидална ролка
УД	– Уморна дълготрайност

ГЛАВА I

ПОВЪРХНОСТНИТЕ СЛОЕВЕ НА КОНСТРУКЦИОННИТЕ ЕЛЕМЕНТИ В КОНТЕКСТА НА SURFACE SCIENCE (НАУКА ЗА ПОВЪРХНОСТИТЕ) И SURFACE ENGINEERING. КОМПЛЕКС СВОЙСТВА НА ПОВЪРХНОСТНИТЕ СЛОЕВЕ (SURFACE INTEGRITY (SI))

1. Surface science (наука за повърхностите) - исторически преглед

В древността повърхностите са възприемани като нещо измамно и мистериозно, и следователно морално подозрително (Astankov et al., 2010). Древногръцкият философ и учен Демокрит (роден около 460 г. пр.н.е.) е вярвал, че същността на всяко нещо се корени в неговата вътрешност, а сенситивните свойства, чийто носител е повърхността, са измамни. Предпоставка за промяна на това отношение към повърхностите в науката, изкуството и литературата в средата на XIX век, е разбирането в най-общ смисъл, че повърхностите могат да имат положителни качества. Утвърждаването на тази идея дава тласък на изследванията, посветени на повърхностите. Терминът *Surface science* (наука за повърхностите) е въведен в началото на 60-те години на XX век.

♣ *Науката за повърхностите е клон на науката, който изучава на всички нива (макро, мезо, микро и нанониво) всякакъв вид взаимодействия между повърхностите на две или повече тела или взаимодействията между повърхностите и заобикалящата среда.*

Взаимодействията могат да бъдат механични, термични, физични, химични, електрически, биологични и др. Следователно, науката за повърхностите по същество е интердисциплинарна наука. Основен принос за напредъка на Surface science имат считаните за пионери в тази област американски физици, химици и инженери J. William Gibbs (1839 – 1903) и Irving Langmuir (1881– 1957 г.) (Astankov et al., 2010). Приносът на J. W. Gibbs се свързва с поставените през 1877 г. математически основи на т.н. „статистическа механика“ (използва се и термина „статистическа термодинамика“) и пълното описание на термодинамиката на повърхностните фази. I. Langmuir (Нобелов лауреат по химия за 1932 г.) създава първата количествена теория за адсорбцията (1915 г.) и провежда лабораторни изследвания на маслени филми, биофилми и молекулярни монослоеви. На основа на фундаментални изследвания, свързани с работните функции на металите, I. Langmuir създава модел на термоелектронната емисия – излъчване на електрони от метали при много висока температура. Приносът на I. Langmuir в изучаването на повърхностните явления е ключов за признаването на науката за повърхностите като значима научна област (Zangwill, 1988). Напредъкът на науката за повърхностите до голяма степен се дължи на физиката на повърхностите, която особено интензивно се развива през 60-те години на XX век. Освен

термоелектронната емисия, изследвана от I. Langmuir, забележимото развитие



Фиг. 1.1 Основни направления в науката за повърхностите

на физиката на повърхностите се дължи на обяснението на фотоеластичния ефект от Albert Einstein и потвърдената чрез електронна дифракция от Clinton Davisson и Lester Germer (Zangwill, 1988) теза на De Broglies за вълновата природа на квантово-механичните частици. Техническите средства, на които до голяма степен се дължи развитието на науката за повърхностите, и в частност – физиката на повърхностите, са създаването на технология за свръхвисок вакуум, новите и усъвършенствани техники за повърхностен анализ с възможност за характеризирание на структурата и поведението на широк спектър от повърх-

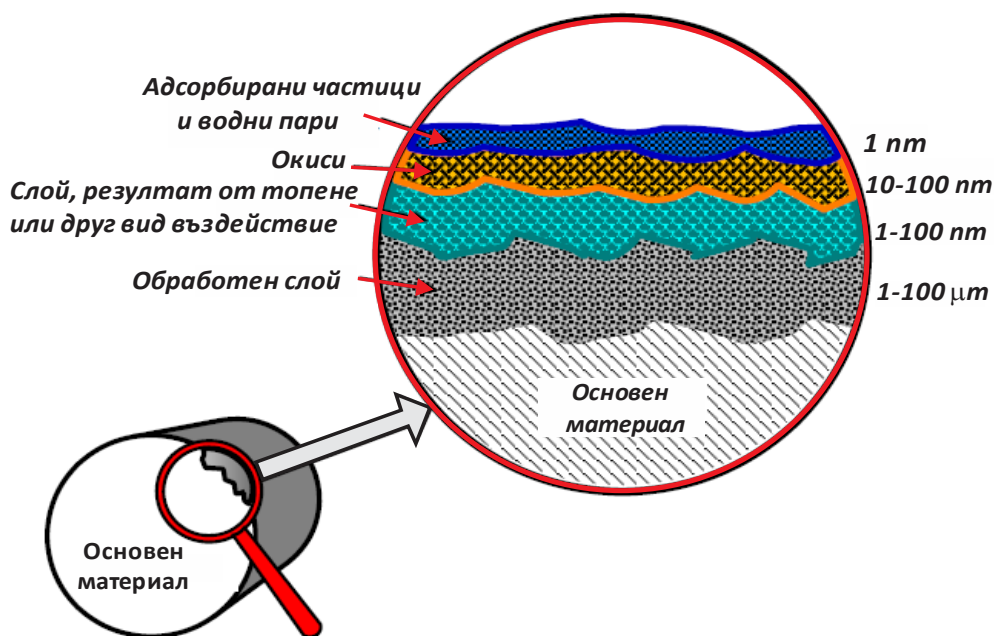
ности, както и бързото развитие на компютърната техника. Фиг. 1.1 показва основните направления в науката за повърхностите.

2. Повърхностни слоеве на конструкционните елементи – обща характеристика

2.1. Същност на повърхностните слоеве

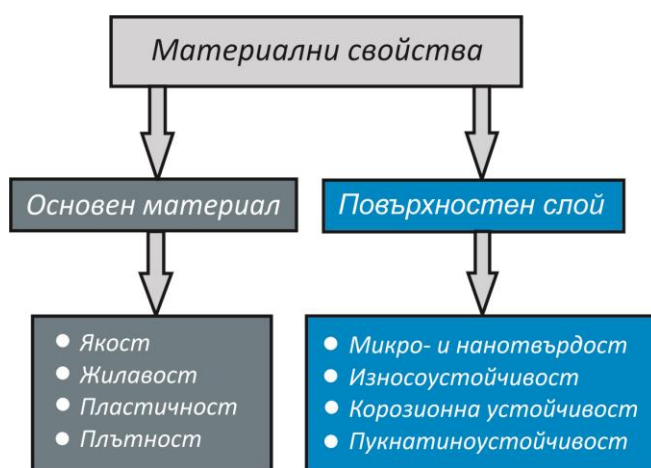
Повърхностите слоеве (ПС) на конструкционните и машинни елементи са най-външните им слоеве, и следователно те са физическата граница, взаимодействаща с други елементи и/или със заобикалящата ги среда. Комплексното състояние на ПС съществено се различава от това на основния материал вследствие от технологичния процес на изработване на компонентите и въздействието на заобикалящата среда. Производственият процес на изработване на компонентите, в т.ч. и металургичния процес на изработване на металните заготовки, е свързан с прилагане на различни по характер външни въздействия – механични, термични, химични, физични и др. В резултат, преди въвеждане в експлоатация, се формират ПС, съдържащи няколко микро- и нанослойа с обща дебелина от няколко стотни до няколко десети милиметра (фиг. 1.2). Непосредствено върху основния материал се формира микрослой от обработен (и уякчен материал), чиято дебелина зависи от конкретния производствен процес. Върху този обработен слой се намира аморфен слой или микрокристална структура, получена вследствие топене на метала или друг вид въздействие (Astankov, 2010). Непосредствено върху него, вследствие от наличието на

кислород в околната среда и механизма на оксидация, се формира окислен нанослой. На самата повърхност се абсорбират частици и водни пари от заобикалящата среда.



Фиг. 1.2 Структура на повърхностните слоеве на металните компоненти

В геометричен аспект, реалните повърхности на обработените метални компоненти не са идеално гладки, равни или закръглени. Те се характеризират с определен микропрофил и несъвършенства, независимо, че могат да изглеждат чисти и полирани. Следствие от това реалната контактна площ между две взаимодействащи си обработени повърхнини е по-малка отколкото привидната



Фиг. 1.3 Свойства на основния материал и ПС

такава, тъй като същите контактуват посредством микрограпавините си. Експлоатацията на реалните повърхнини е свързана с еластични и пластични деформации на микрограпавините. В резултат контактната площ и силата на триене нарастват с нормалния натиск в условията на постоянен коефициент на триене. В този контекст, [Hudson \(1992\)](#) определя ПС като част от система, характеризиращи се с рязка промяна на свойствата на системата

като плътност, кристална структура, ориентация, химичен състав и феро- и

парамагнитна подредба. Следователно, в инженерен аспект свойствата на основния материал и ПС са различни (фиг. 1.3).

В процеса на експлоатация на машинните и конструкционните елементи, ПС са най-натоварени поради следните основни фактори:

- Експлоатацията на конструкционните елементи е свързана с предаване на силов поток посредством взаимодействие между контактните им повърхнини в условията на нормален и/или тангенциален контакт;
- ПС са подложени на прякото въздействие на околната среда, която в редица случаи е с агресивно действие – морска вода или химически активна среда;
- Работните напрежения в носещите сечения имат максимални стойности в точките от ПС на компонентите;
- ПС са носители на естествени концентратори на напреженията (стъпални преходи, отвори, резби, изрези, канали и др.) и технологични концентратори (следи от механична обработка, сглобяване, относително плъзгане и др.).

Следователно, ПС са най-натоварените слоеве и от тяхното комплексно състояние в най-голяма степен зависят условията, срока и надеждността при експлоатация на техническите изделия.

2.2. Основни явления, определящи състоянието на ПС

Като цяло, ПС могат да бъдат подложени на механични, топлинни, химични, физични въздействия (в т.ч. физически полета) или комбинация от тях. Някои от тези въздействия остават активни и в периодите, в които не се прилага работно натоварване. В зависимост от приложените въздействия, в ПС автономно или във взаимна зависимост могат да протекат следните основни явления:

■ Дифузия

Дифузията е процес на изменение на местоположението на атомите (йоните) в газове, течности и твърди тела. При определени условия в нехомогенната повърхностна структура протича дифузионен поток – миграция на атоми от точка с по-голяма концентрация към точка с по-малка концентрация. Дифузията е необратим процес и протича до изравняване на концентрациите в двете точки. Ако dm е масата вещество, преминаваща през единица сечение от точка 1 към точка 2, разстоянието между които е dx , то за плътността на дифузионния поток $J = \frac{dm}{dt}$ следва:

$$J = -D_d \frac{dc}{dx}, \quad (1.1)$$

където: dc е разликата в концентрациите между двете точки; $D_d = A_D e^{-\frac{Q}{RT_d}}$ е коефициент на дифузия, зависещ от температурата; A_D е величина, слабо зависеща от температурата; Q е активиращата енергия (за мол); R е газова кон-

станта; T_a е абсолютната температура. От уравнение (1.1) следва, че количеството дифундиращо вещество е толкова по-голямо, колкото е по-голяма разликата в концен-трациите, по-продължително е времето и по-малко е разстоянието между двете точки. Уравнение (1.1) представлява първия закон на дифузията, формулиран от немския физик и физиолог Adolf Fick.

Температурата е основният фактор, определящ скоростта на дифузия. Това се вижда след логаритмуване на коефициента на дифузия: $\ln D_d = \ln A - \frac{Q}{RT_a}$. Очевидно малка промяна на температурата влияе силно върху коефициента на дифузия. Други фактори, влияещи върху скоростта на дифузия, са големината на концентрацията, степента на студена пластична деформация и др.

Първият закон на дифузията се отнася до установен дифузионен поток, респ. концентрацията на насищания елемент в коя да е точка от дифузионния слой е постоянна с течение на времето. Дифузионният поток е неустановен (нестационарен), когато концентрацията на насищания елемент се изменя в дълбочина на дифузионния слой с течение на времето. Вторият закон на дифузията, формулиран също от Adolf Fick, дефинира изменението на концентрацията във времето и в дълбочина:

$$\frac{\partial c}{\partial t} - D_d \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} = 0 \quad (1.2)$$

Уравнение (1.2) се решава само за определени гранични условия;

■ Корозия

Представлява процес на химично или електрохимично разрушаване на метални повърхности под действие на съдържащите се във външната среда атмосферен кислород или киселини. Определящо значение за практиката имат *общата и междукристална корозии*. Всички метали, с изключение на златото и платината, са подложени на обща корозия, тъй като се окисляват на въздух при стайна температура, образувайки стабилни оксидни слоеве. Нарастването на оксидните слоеве се определя от скоростта на дифузия на кислородните атоми през повърхностните слоеве. Дифузията е в основата и на междукристалната корозия, типична например за хром-никеловите аустенитни стомани. Междукристалната корозия по същество е електрохимична корозия. Например за споменатите стомани се причинява от отделените по границите на зърната хромови карбиди, които образуват микро-галванични двойки с придобилата отрицателен електрохимичен потенциал вътрешност на зърната. Доколкото повишаването на температурата повишава скоростта на дифузия, генерирането на по-голямо количество топлина интензифицира корозията;

■ Хетерогенна катализа

Процес на забавяне или ускоряване на химични реакции, възникващи между повърхностите на конструкционните елементи и катализатор в друго агре-

гатно състояние. В този случай химичният състав и свойствата на самата повърхност се променят скокообразно, тъй като катализата се извършва само с повърхността на катализатора;

■ Адхезия

Процес на формиране на локални метални съединения вследствие междуетомни връзки, възникващи между намиращи се в контакт достатъчно гладки и чисти повърхности от различни материали При наличие на относително плъзгане без смазване между двете гладки повърхности, възникващите тангенциални сили на триене са резултат от разкъсване на локалните съединения, пренасяне на материал от едната към другата повърхност и задиране в по-голяма степен на по-меката повърхност. Описаният феномен е в основата на т.н. адхезионно износване;

■ Адсорбция

Адсорбцията е повърхностно явление, при което атомите или молекулите на едно вещество (адсорбат) се концентрират върху повърхността на друго вещество (адсорбент). Адсорбцията се провокира от "ненаситеността" на повърхността на адсорбента. Във вътрешността му изграждащите го атоми или йони се намират в равновесие, взаимодействайки си със съседните. Това взаимодействие обаче не е компенсирано за тези, които се намират на повърхността поради наличието на определен запас свободна (повърхностна) енергия. Това определя *адсорбцията като гранично-повърхностен процес*, за разлика от *абсорбцията*, при която поглъщането се извършва в целия обем на веществото, което абсорбира. Очевидно, *абсорбцията е обемен процес*. При равни други условия, количеството адсорбирано вещество зависи от дисперзитета на адсорбента – материалите с изразена порестост имат голяма адсорбционна способност. В редица случаи адсорбираните слоеве могат да изпълняват ролята на граничен смазващ слой, който може значително да редуцира адхезионните връзки и триенето.

Горното потвърждава сложната природа на описаните явления като механични, физични, химични процеси, които са свързани с протичане на топлина между ПС на компонентите и околната среда. Обобщавайки, описаните явления по същество се свеждат до обмен на енергия и маса между ПС и околната среда, която може да бъде твърдо тяло, газова/течна среда, поле или комбинация от тях. Това дава основание при изучаване на ПС същите да се разглеждат като отворена термодинамична система. Този подход е използван от J. William Gibbs при описанието на повърхностните фазови трансформации (Astankov, 2010). В този контекст енергийният подход за оценка на състоянието на ПС се основава на баланса на енергиите, т.е. на първия закон на термодинамиката в диференциална форма, т.е. за елементарна част $d\sigma$ от повърхността:

$$dE_k + dE_p + dU^i + dU^e = dQ + dA^e, \quad (1.3)$$

dE_k и dE_p са съответно измененията на кинетичната и потенциалната енергии, dU^i е изменението на вътрешната енергия; dU^e е изменението на повърхностната енергия; dQ е елементарното количество топлина, пренесено през елементарната част $d\sigma$; dA^e е елементарната работа, извършена върху елементарната част $d\sigma$. След изключване на кинетичната енергия за движение на термодинамичната система като цяло и потенциалната енергия при взаимодействието ѝ в полето на външни консервативни сили, у-ние (1.3) добива вида:

$$dU^i + dU^e = dQ + dA^e \quad (1.4)$$

Очевидно, изменението на вътрешната и повърхностната енергия на системата е равна на сумата от общата внесена в системата топлина и общата работа, извършена върху системата. Изменението на вътрешната енергия на системата е сума от кинетичната енергия на елементарните частици, изграждащи телата, потенциалната енергия на взаимодействие между тях, вътрешномолекулярната енергия и др. Отчитайки много малката дебелина на ПС (виж фиг. 1.2), определящо значение има изменението на повърхностната енергия на системата. *Следователно, минимизирането на повърхностната енергия ще съответства на термодинамично равновесие на системата.* Повърхностната енергия е основно свойство на ПС на твърдите тела и не зависи от степента на структурна подреденост. Големината и разпределението ѝ зависят от вида на химичните връзки. *Повърхностната енергия е разликата между общата енергия на всички повърхностни атоми или молекули и енергията, която биха имали, ако бяха разположени във вътрешността на твърдото тяло.* Мярка за повърхностна енергия е работата, която трябва да се извърши, за да се изместят атомите от вътрешността на твърдото тяло към неговата повърхност.

Вторият закон на термодинамиката отчита преобразуването на определено количество енергия в неизползваема форма (топлина), количествена мярка за което е ентропията. Ентропията е еднозначна функция на състоянието на дадена термодинамична система, а изменението ѝ dS се определя от количеството топлина dQ , което системата получава или отдава при абсолютна температура T_a :

$$dS = dQ/T_a \quad (1.5)$$

Всеки процес на взаимодействие на ПС с околната среда представлява преобразуване на енергия, и следователно, достигането на всяко следващо равновесно състояние ще генерира повече ентропия от предходното. Следователно, изменението на ентропията е мярка за необратимостта на процесите. От тази гледна точка, описаните по-горе явления са необратими.

3. Surface engineering

В наши дни терминът „Инженерство“ (Engineering) се свързва с различни области на човешкото знание, предимно в приложен аспект: машинно инженерство, строително инженерство, инженерство в химията, генно инженерство, инженерство в биомедицината, космическо инженерство, софтуерно инженерство и др. През 60^{-те} години на XX век в САЩ възниква концепцията „Инженерство на материалите“ (Material Engineering) като научна дисциплина, която се занимава с изследване на структурата на материалите, както и подобряване на съществуващи и синтез на нови материали, в т.ч. композити, с предсказуеми и възпроизводими свойства. От това не следва (но и не може да се изключи), че Material Engineering се занимава конкретно с проблеми за модифициране на повърхностните свойства на материалите. Терминът Surface Engineering е въведен за първи път в Англия в началото на 70^{-те} години на XX век, като се свързва със създаденото в Института по заваряване в Abington дружество „Surface Engineering Society“ (Burakowski et al., 1999). Обект на изследване са различни аспекти на заваряването и термичното разпръскване (Thermal Spraying). По-късно, създаденият Wolfson Institute for Surface Engineering в Университета в Birmingham първоначално се фокусира върху третирания на ПС на основата на дифузия и връзката им с вакуумните технологии, а впоследствие постепенно разширява обхвата на научните си интереси до други методи за формиране на ПС. От 1987 г. публикуваните научни изследвания в специализираните научни списания („Surfacing Journal International“ и „Surface Engineering“, издавани от Wolfson Institute for Surface Engineering съвместно със Surface Engineering Society) включват технологии за термично разпръскване, формиране на слоеве чрез Physical Vapor Deposition (PVD), Chemical Vapor Deposition (CVD), уячващи техники с електронен лъч и плазма, сачмено-струйна обработка (shot peening), повърхностно легиране чрез конвенционални процеси и с плазма, както и някои техники за нанасяне на покрития. Значителен дял заемат технологиите за повърхностна термична и химико-термична обработка под егидата на създадената през 1986 г. International Federation for Heat Treatment of Materials and Surface Engineering (приемник на съществуващата повече от десетилетие Международна федерация по топлинна обработка на материалите (International Federation for Heat Treatment of Materials) (Burakowski et al., 1999). През последните години се организират значителен брой научни форуми, посветени на Surface Engineering в тясна връзка с други научни области. Това потвърждава интердисциплинарния характер на Surface Engineering.

♣ *Surface Engineering (SE) е съвременно направление в приложните инженерни науки, което се отнася до широк спектър от техники и технологии за изследване и модифициране на ПС в компонентите с цел подобряване на*

експлоатационното поведение, естетичността и икономичността на техническите изделия.

Според наръчника на ASM International (Американско дружество за метали), SE се определя като „третиране на ПС и подповърхностните слоеве (ППС), за да може повърхността да изпълнява функции, които са различни от функциите, изпълнявани от по-голямата част от материала“.

Техниките и технологиите в обхвата на SE намират приложение практически във всички сектори на индустрията: автомобилната, космическата, ракетната, производството на енергия, електротехниката, производство на електронни компоненти, биомедицината, текстилната, петролната, химическата, нефтохимическата, стоманената, циментовата, металообработващата и строителната индустрия [(Miranda et al., 2014); (Dwivedi, 2018); (Tyrkiel, 1995); (Burakowski et al., 1999)]. Обект на Surface Engineering са практически всички основни видове материали – метали, керамика, полимери, силикати и композити.

Техниките и технологиите в обхвата на SE са насочени към:

- Подобряване на корозионната устойчивост чрез бариерна или друга защита;
- Подобряване на устойчивостта срещу окисляване и/или сулфидиране;
- Повишаване на изнosoустойчивостта;
- Редуциране на загубите от триене и подобряване на мазането;
- Подобряване на уморното поведение, респ. повишаване на границата на умора;
- Повишаване на микротвърдостта (нанотвърдостта);
- Подобряване на топлоизолационните свойства;
- Подобряване на естетическия вид на компонентите.

4. Surface Integrity (SI) – обща характеристика

4.1. Определение

В инженерен аспект понятието Surface Integrity (SI) описва комплексното състояние и атрибутите на ПС и ППС на инженерните компоненти.

♣ SI е съвкупността от топографски, механични, физични, химични и металургични свойства на повърхностния слой на конструкционните елементи във взаимна корелация с експлоатационните им характеристики: якост на умора, корозионна устойчивост и трибологично поведение (триене, износване и мазане) [(Astankhov, 2010); (M'Saoubi, 2008)].

Според спецификата на конкретното приложение на компонентите, интерес представляват свойства като адхезия, дифузия, адсорбция, оптични свойства, излъчвателна способност, топлемисионна способност, омекряемост, биологична и химична съвместимост и др.

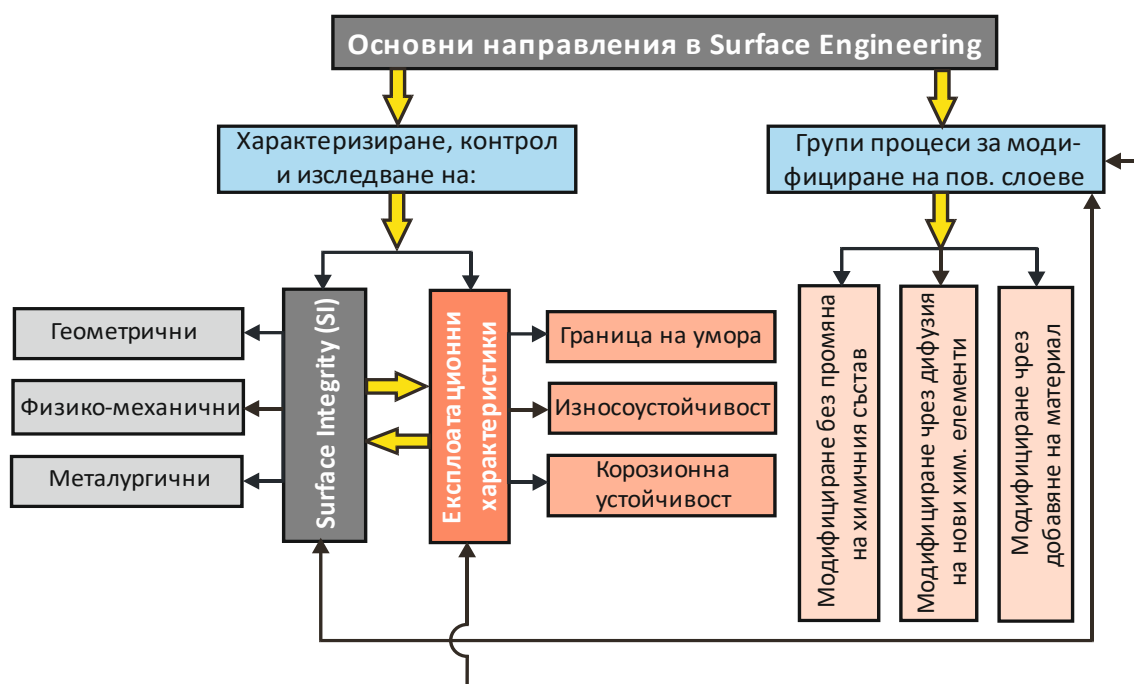
4.2. Полята на Surface Integrity в обхвата на Surface Engineering

Повредите в ПС по време на експлоатация на компонентите са неизбежни. Известно е, че износването и корозията са причина за огромни материални, а оттам и финансови загуби. В инженерен аспект, износването и корозията от една страна нарушават нормалното взаимодействие между компонентите, а от друга страна – редуцират носещата им способност (Dwivedi, 2018). В резултат възникват допълнително натоварване, удари и вибрации, задиране и заклиняване, а понякога и аварии. И ако подмяната на съответните компоненти с нови следствие от износване и корозия рефлектира предимно в материални загуби, процесът на умора на материала е потенциална заплаха и за най-ценния капитал на обществото – човешкия фактор. Умората на материала е феномен, проявяващ се в динамично или циклично натоварени конструкционни елементи. Характеризира се с внезапно разрушение на носещо сечение вследствие зараждане и развитие на уморни пукнатини – предимно в ПС. Зараждането на микропукнатините от умора на материала в реалните метални компоненти е обусловено от нееднородната им кристална структура, характеризираща се с множество микроредфекти – дислокации, ваканции, неметални включвания и др. Тези дефекти са присъщи на конвенционалните процеси за изработване на заготовките и не могат да бъдат избегнати на този етап. Тезата за многократно повишаване на якостния ресурс на твърдите тела чрез постигане на „идеална микроструктура“ (без микро-дефекти) е формулирана през 20^{-те} години на XX век от А. Griffith (Георгиев, 2005). Частичен ефект в тази посока е постигнат чрез методите Equal channel angular extrusion (равноканално ъглово екструдирание) [(Segal, 2002); (Valiev et al., 2000); (Valiev et al., 2006); (Valiev and Langdon, 2006)] и High-pressure torsion (усукване под високо налягане) (Valiev et al., 1991), разработени на основа на феномена Severe Plastic Deformation (интензивна пластична деформация) (Azushima et al., 2008). Прилагайки тези методи, могат да се „формоват“ компоненти тип диск, с L, U или S-образни конфигурации и относително малки размери. Получените компоненти се отличават с издребнена и хомогенизирана микроструктура, която води до повишени механични характеристики и граница на умора. Към момента посочените методи са реализират в лабораторни условия при много голямо отношение на необходимата енергия към получения обем. Тези недостатъци изключват приложението им в инженерната практика. Следователно, в контекста на SE идеята за модифицирането на ПС реално може да се приложи на етапа на изработване на компонентите. SE се развива в пряка връзка със SI в две основни направления (фиг. 1.4):

- Характеризиране, контрол и изследване на Surface Integrity (SI) в корелация с експлоатационните характеристики;
- Разработване, изследване и оптимизиране на SE процеси за модифициране на ПС в аспект на повишаване на уморната дълготрайност (УД), подобряване на корозионната устойчивост и износоустойчивостта, осигуряване на по-добро мажане или незалепващи повърхности, подобряване на естетичността на компо-

нентите и др.

Съществуват различни класификации на процесите в обхвата на SE. Акцентирайки върху технологиите за нанасяне на покрития, [Miranda et al., \(2014\)](#) разглеждат две основни групи технологии в SE: технологии за третиране на ПС (Surface Treatment); технологии за нанасяне на покрития (Surface Coatings). [Burakowski et al., \(1999\)](#) класифицират техниките за модифициране и обработване на ПС според принципа им на действие: механични, термични, химико-термични, електро-химични и химични и физични. [Dwivedi, \(2018\)](#) разглежда три основни групи техники за модифициране на ПС според ефекта, който се цели да се постигне: техники, променящи структурата на ПС и ППД; техники, променящи химичния състав на ПС и ППС; техники за формиране на ПС и покрития.



Фиг. 1.4 Основни направления в Surface Engineering

Целесъобразно е SE процесите да се класифицират според възможността за изменение на химичния състав на ПС в следните три направления (фиг. 1.4):

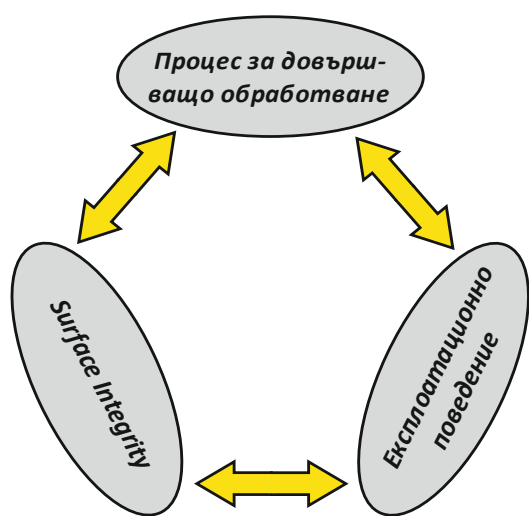
- *Модифициране на ПС на основата на дифузия на нови химични елементи в тях (Thermochemical Diffusion Processes).* В тези случаи оригиналният химичен състав има активна роля в модифицирания слой, за получаването на който се използват химико-термични обработки – цементация, йонно азотиране, цианиране и др.;

- *Модифициране чрез добавяне на нов материал под формата на покрития или тънки филми;* Целта е да се създаде бариера между покрития слой и околната среда;

- *Модифициране на ПС без изменение в химичния състав на материала;* В това направление Surface Engineering Processes се основават върху два подхода:

повърхностно топлинно въздействие (термични обработки) (Surface Heat Treatment); повърхностно пластично деформиране (ППД) (Surface Cold Working).

За изработването на даден компонент могат да се използват алтернативни технологични процеси, съдържащи различна последователност от операции и техники. Всяка следваща операция в технологичния процес на изработване на компонентите води до нов комплекс свойства в сравнение с тези, определящи началното SI. От друга страна, в процеса на експлоатация на конструкционните елементи SI се променя, която промяна може да има механичен, металургичен, химичен или друг характер. Независимо, че тези промени се отнасят до ПС, те променят условията на експлоатация, ограничавайки качеството на съответния компонент, а на определен етап правят повърхността недопустима за експлоатация.



Фиг. 1.5 Интегриран подход в SE за модифициране на ПС

Известно е, че съчетанието от негативни свойства (SI) е вреден за експлоатационното поведение (уморно поведение и устойчивостта на корозия и износване) на компонентите. Това е от особено значение при обработката на суперсплави и конструкционни стомани, тъй като те се използват за отговорни висококачествени компоненти в индустрии с висока добавена стойност като автомобилната, аерокосмическата, биомедицинската и др. (Liao et al., 2021).

Очевидно, на всеки технологичен процес ще съответства различно SI. Следователно, за едни и същи условия на експлоатация и материал, жизненият цикъл

на конструкционните елементи се определя от конкретното SI непосредствено преди въвеждането им в експлоатация. Ето защо, в SE се прилага интегриран подход на изследване на следните три аспекта: процес за довършващо обработване на компонентите, комплексно състояние на ПС (SI) и експлоатационно поведение (фиг. 1.5).

Повърхнините на металните компоненти се обработват посредством три основни групи методи:

- Чрез стружкоотнемане (рязане или шлифоване);
- Чрез пластично деформиране (методи с запазване на масата);
- Неконвенционални методи за отстраняване на материал (електроерозийно, водоструйно, обработване с лазер, електронен лъч и др.).

4.3. Нива от данни за определяне на SI

В съответствие с интегрирания подход в SE, е необходимо да се познават механизмите на промените в ПС и ППС в корелация с вида на процеса на обработване от една страна, а от друга страна – в корелация с експлоатационното поведение. Типични са измененията на следните характеристики: микроструктура, пластична деформация, образуване на макро- и микропукнатини, микротвърдост, остатъчни напрежения (ОН). За измерване и инспекция на SI параметрите се прилагат съответни методи, както и експериментални процедури за тяхното оценяване [(Astankhov, 2010); (Zhang and Pei, 2010)]. В съответствие с тях се използват три различни нива на групи данни от комплекса SI за оценяване на характеристиките на обработените повърхнини (табл. 1.1).

Нива на групите данни SI

Таблица 1.1

Минимално ниво на SI група данни	Стандартно ниво на SI група данни	Разширено ниво на SI група данни
■ Вид на довършващото обработване ■ Микроструктура (×10 или по-малко) ■ Индикации за макропукнатини ■ Микропукнатини ■ X-ки на микроструктура-та: - Микропукнатини - Пластична деформация - Фазови превръщания - Разпадане на зърната - Ями, изпъкналости, гънки, разкъсвания - Заострени ръбове - Разтопени и повторно утаени слоеве - Селективно ецване ■ Микротвърдост	■ Минимално ниво на SI група данни ■ Уморни тестове (резултати при стайна температура) ■ Стрес тест на корозия ■ Разпределение (профил) на остатъчните напрежения и деформации в дълбочина	■ Стандартно ниво на SI група данни ■ Уморни тестове (резултати от планирани експерименти) ■ Допълнителни механични тестове (на опън, пълзене и др.) ■ Други специфични тестове за оценка на товароносимост, коефициент на триене при плъзгане, уплътняващи свойства на повърхността и др.

4.4. Систематизиране на обработващите процеси/техники според доминиращите механизми на въздействие в корелация със SI

Крайната геометрия и комплексното състояние на ПС (SI) на конструкционните елементи се получава следствие от механични, физични, термични, химични въздействия или комбинация от тях, присъщи на съответния процес за довършващо обработване. Естеството на приложените въздействия определя измененията, вкл. и дефектите, внесени в ПС. Обект на повечето изследвания е характеризирание на ПС, респ. определяне на различни характеристики на SI, получени след определени довършващи обработващи процеси. Интерес пред-

ставява корелацията между механизмите на въздействие и вида на обработващия процес, тъй като формираните ПС, в т.ч. и получените дефекти, са следствие от тези механизми. В табл. 1.2 са систематизирани доминиращите видове въздействия в корелация със съответстващите им групи обработващи процеси и кратко описание на ефекта им върху генерираните изменения и дефекти, определящи SI. В зависимост от естеството на обработващите процеси/техники, повърхностните изменения и дефекти в металите в качествен и количествен аспект се определят от следните доминиращи въздействия:

4.4.1. Доминира механичното въздействие

В този случай механизмът на формиране на ПС, респ. SI, се определя основно от механично въздействие върху обработваната повърхнина чрез постоянно или променливо налягане на инструмента, резултиращо в отнемане на материал (срязване) и/или деформационно уякчаване (виж Гл. 4). Механичното въздействие доминира при следните групи обработващи процеси (табл. 1.2, поз. 1):

■ *Конвенционални процеси за механична обработка чрез стружкоотнемане*

Такива са струговане, фрезование, свредловане, зенкерование, райберование при ниски скорости на рязане с обилно използване на мажещо-охлаждаща течност (MOT). Използваните инструменти са с дефинирана геометрия и брой на режещите ръбове;

■ *Конвенционални процеси за абразивна обработка, шлифование и полиране*

Инструментите са множество зърна от абразивен материал или шлифовъчни дискове, съдържащи неопределен брой режещи ръбове с произволна геометрия, работещи в присъствие на MOT;

■ *Неконвенционални процеси за водоструйна абразивна обработка;*

■ *Статични процеси за повърхностно пластично деформиране (ППД), използващи тангенциален контакт триене при търкаляне (burnishing) и динамични процеси за ППД*

Типични статични процеси за ППД са обтъркаване с ролки и заглаждане с хидростатична сфера (hydrostatic ball burnishing) ([Ecoroll Catalogue “Tools & Solutions for Metal Surface Improvement”, 2006](#)), а динамични – сачмено-струйна обработка в конвенционалния му вариант (shot peening) или водоструйна обработка (water cavitation). Измененията в ПС са следствие от присъщото на тези процеси деформационно уякчаване. При статичните процеси за ППД, ротационен/ни деформиращ/и елемент/ти упражнява/т статично налягане върху обработваната повърхнина, така, че процесът на деформация е непрекъснат във времето. При динамичните процеси за ППД деформиращото въздействие е резултат от кинетичната енергия на деформиращите елементи/частици, т.е. процесът на деформация е прекъснат, а скоростта на деформация е висока. В тези случаи топлинният ефект може да се пренебрегне поради много малкото

време за въздействие.

От гледна точка на триенето между режещите инструменти и обработваната повърхнина от една страна, и пластичната деформация във върховете на микрограпавините от друга страна, конвенционалните процеси за механична обработка могат да се разглеждат като термо-механични. При относително ниски скорости на рязане и използване на МОТ, резултантната температура в зоната на обработване е ниска и термичният ефект няма съществено влияние върху SI. При посочените групи обработващи процеси доминират механично генерираните повърхностни изменения и дефекти – деформации на зърната и драскотини (табл. 1.2), които могат да се проявяват в широк диапазон от дълбочини – от няколко микрометра до милиметри (Liao et al., 2021).

4.4.2. Доминира термичното въздействие

Термичното въздействие доминира при следните групи обработващи процеси (табл. 1.2 , поз. 2):

■ *Термобработващи процеси – закаляване, отгряване, отвъръщане, нормализация*

Същността на тези процеси е в промяна на микроструктурата (фазови превръщания, промяна на размера, формата и ориентацията на зърната) на металите, (най-често стомани) в твърдо състояние с цел получаване на желана промяна на механичните, физичните и химични свойства на материала, в т.ч. и ПС, без промяна на химичния състав. Постига се чрез термично въздействие, последвано от охлаждане или отвъръщане с необходимата скорост. Термобработващите процеси са: 1). Конвенционални техники за нагриване чрез индукция или пламък; 2). Неконвенционални техники, използващи концентрирани енергийни потоци (КЕП) – плазма, лазер и електронен лъч. *В основата на втората група техники е възможността за локализирано топлинно въздействие посредством висока концентрация на енергията, действаща върху много малка площ. В резултат се постигат много големи скорости на нагриване и присъщия на тези техники ефект на бързо „самоохлаждане“.* Това провокира различни феномени, осигуряващи модификация на свойствата на ПС, невъзможни или много трудно постижими чрез конвенционални техники на нагриване.

► Електронно-лъчеви техники

Реализират се чрез поток от електрони, насочен в лъч и подходящо отклонен. За да се осигури действието на електроните като свободни частици, т.е. за осигуряване на т.н. електронна емисия, те трябва да бъдат освободени от атомите. Съществуват следните методи за освобождаване на електрони от твърди тела: 1). Термоелектронна емисия, възникваща под действието на топлина; 2). Фотоелектронна емисия, възникваща под въздействието на погълната от атомите светлинна радиация; 3). Автоелектронно (полево) излъчване, възникващо под

действието на силно електрическо поле, генерирано на повърхността на тялото; 4). Вторична емисия, възникваща в резултат на бомбардиране на тялото с електрони или йони. При газовете електронната емисия се получава чрез йонизация на атомите на газа: термойонизация, фотойонизация и йонизация с удар (следствие на сблъсък на атоми в повечето случаи с електрони).

Според термичния ефект, електронно-лъчевите техники са: 1). Техники с нетермични лъчи – лъчи с нисък ток и ниска енергийна плътност, използвани предимно за изследователски цели; 2). Техники с топлинни лъчи – лъчи с висок ток и висока плътност на мощността, генериращи топлина в зоната на електронна дисперсия.

Техниките, използващи нетермични лъчи, се прилагат за трансмисионна електронна микроскопия (Transmission Electron Microscopy (TEM)) и сканираща електронна микроскопия (Scanning electron microscopy (SEM)). При TEM поток от електрони преминава през изследвания материал. Първият TEM е разработен от М. Knoll и Е. Rusk през 1931 г. При SEM електронният лъч не преминава през изследвания материал, но генерира различни сигнали в зоната, където лъчът е разпръснат. Първият сканиращ електронен микроскоп е разработен от М. Knoll през 1935 г., а първият комерсиален SEM микроскоп е произведен от Cambridge Science Instrument Co. през 1965 г.

Втората група техники се прилагат за технологични цели. През 1938 г. за първи път електронният лъч е използван за пробиване на малки отвори и изпаряване на материал ([Burakowski et al., 1999](#)). През 1948 до 1950 г. е доказана възможността за използване на електронния лъч като инструмент за повторяемо производство на малки отвори и за микромеханична обработка. През 50^{-те} години на XX век приложенията включват заваряване и топене, а през 60^{-те} години – модифициране на метални повърхности. През 70-те години електронно-лъчевите техники за модифициране на повърхностите се използват в индустриален мащаб в САЩ, Япония, Обединеното кралство, Франция и Германия.

Независимо от вида на лъча или метода за сканиране на повърхността, характерът на взаимодействие на електронния лъч с третирания материал е един и същ – електроните на лъча са подложени на отражение (дисперсия), поглъщане или съпротивление при проникване. Те могат да предизвикат вторична електронна емисия от бомбардирания материал, активиране и йонизация на атомите, както и излъчване на рентгеново и гама лъчение. Пропорциите между мащаба на възникващите явления зависят от енергията на електроните и от вида на материала. Във всички случаи кинетичната енергия на електроните се трансформира в други форми на енергия. В SE енергията на електроните се трансформира предимно в топлина, т.е. използваните електронно-лъчеви техники по

същество са термични процеси (Burakowski et al., 1999).

Високата концентрация на енергия на електронния лъч (от порядъка на няколко десетки kW), действаща върху много малка площ на нагрятата повърхност, осигурява много голяма скорост на нагряване – $10^3 - 10^5 K/s$. Минималният диаметър на електронното петно е 0.5 mm , като обикновено диаметърът на нагрятата повърхност е до няколко милиметра. Това позволява както много бързо нагряване или разтопяване на материала, така и много бързо охлаждане без използване на допълнителни охлаждащи агенти. По естествен път, за сметка на топлопроводимостта на материала, топлинната енергия се отвежда много бързо от нагрятата зона към по-дълбоките слоеве. Този механизъм на охлаждане е известен като „охлаждане по маса на натоварване“ или „самоохлаждане“. В резултат се постигат скорости на охлаждане, съизмерими с тези на нагряване, ако обемът на студения материал е 5-8 пъти по-голям от този на нагрятата зона. Комбинирайки различни стойности на плътността на мощността и времето за нагряване, могат да се постигнат различни термични ефекти – загряване, разтопяване, кипене или изпаряване на материал.

- *Електронно-лъчево отгряване и отвъръщане (Electron beam annealing and tempering)*

Извършват се при възможно най-ниската плътност на мощността и относително дълго време за експозиция. Състоят се в нагряване до определена температура, задържане и охлаждане със скорост, позволяваща получаването на структура, по-близка до равновесната. Електронно-лъчевото отгряване се използва с цел хомогенизиране и подобряване на структурата, премахване на ОН и отстраняване на газовете от материала. Електронно-лъчевото отвъръщане се прилага най-често след закаляване с електронен лъч и след електронно лъчево заваряване;

- *Електронно-лъчево закаляване (Electron beam hardening)*

По същество е уякчаване на стомани чрез фазови трансформации, поради което се използва и термина „трансформационно уякчаване“. Състои се от краткотрайно нагряване с продължителност $\approx 1\text{ ms} - 1\text{ s}$ до температура, надвишаваща тази на мартензитното превръщане, но по-ниска от точката на топене. Поради високата скорост на охлаждане ($10^4 - 10^5 K/s$) се постига много фина структура и по-висока твърдост HRC в сравнение с конвенционалните техники, използващи индукционно, пламъчно или плазмено нагряване със значително по-ниски скорости (не повече от $1000 K/s$). Тъй като след електронно-лъчево закаляване не настъпва претопяване на материала, поради което грапавостта остава непроменена, зърната са с ясни граници, а повърхностният релеф е типичен за мартензитна структура (Burakowski et al., 1999). След

електронно-лъчево закаляване в стоманите се формират две зони: 1). Уякчена зона непосредствено до ПС, съдържаща игловииден мартензит с равномерно разпределени карбиди; 2). Термично афектирана (темпераирана) зона между уякчената зона и сърцевината (основния материал). Преобладаващо се прилага еднократно сканиране на дадена зона, което води до еднослойно уякчаване, в резултат на което профилът на получената твърдост има максимум на самата повърхност или много близо под нея. По-рядко се извършва многократно сканиране („сандвич“ уякчаване) на една и съща зона. В този случай обикновено процесът е двуслоен – първо по-вътрешните слоеве се уякчават до по-ниска твърдост, а след това – външните слоеве се уякчават до по-висока твърдост. Сканиранията след първото се изпълняват с по-ниска плътност на мощността и по-малко време за нагриване. В резултат се получава профил на твърдостта, характеризиращ се с втори, изразен максимум на определена дълбочина под повърхността, а градиентът на ОН намалява. Твърдостта варира за различните зони по пътя на електронния лъч и зависи главно от енергийните параметри на нагриване. Повишената твърдост след електронно-лъчево закаляване – ≈ 1.7 пъти в сравнение с конвенционално закалените стомани осигурява повече от 70% по-висока износоустойчивост (Burakowski et al., 1999).

► Плазмата като източник на електрони

Плазмата е електропроводим, разреден и йонизиран газ с висока концентрация на заредени частици, съдържащ един и същи брой електрони и положителни йони – т.н. квазинеутрална смес. Всяко вещество може да премине в състояние на плазма вследствие от термична йонизация, протичаща при достатъчно висока температура. Повишаването на температурата води до преходите: твърдо вещество $\rightarrow$ течност $\rightarrow$ газ $\rightarrow$ плазма. Поради това плазмата е известна като четвърто агрегатно състояние на материята. Плазма се образува и по време на електрически разряди в разредени газове, подложени на високи потенциали. Електрическите свойства на плазмата са подобни на тези на металите.

► Лазерни техники

Научната основа на лазерните техники е свързана с атомната физика. Основите са поставени от Niels Bohr, който развива теорията за структурата на водородния атом (1913 г.) и Albert Einstein, който въвежда концепцията за т.н. стимулирано излъчване (1916 г.). Лазерите използват преходи на електрони между енергийни нива на атоми, йони или частици, изграждащи твърдите вещества, течностите и газовете. Разглеждайки атомите като структурно определени системи (атомно ядро, около което обикалят електрони на различни нива (орбити)), те съществуват в определени квантови състояния, характеризирани се с дадени енергийни нива. Квантът е най-малкото количество, с което

системата може да промени енергията си. Всяка промяна на това състояние може да се осъществи само под формата на преход със скок на електрон от основното състояние към възбудено състояние или обратно. Тези преходи са съпътствани с поглъщане или излъчване на строго определена част от енергията. Преходът на изолирана квантова система от едно енергийно ниво към друго може да бъде от лъчист характер, като в този случай енергията, погълната или излъчена от квантовата система, приема формата на електромагнитно излъчване. Преходът на квантова система, която е част от други квантови системи, от едно ниво на друго, може да няма лъчист характер, като в този случай погълнатата или излъчена енергия се предава на друга атомна система. Такива нерадиационни преходи възникват при обмен на енергия между частици от газове, течности или твърди вещества и се съпътстват с промяна на температурата. В случай на група различни атомни системи, с различен брой електрони, обикалящи около атомните ядра на различни нива, възбуждането на атоми или частици има случаен характер. Могат да се излъчват фотони от частици независимо, като различните частици излъчват с различна честота, съответстваща на различна дължина на вълната. Това излъчване е хаотично, некохерентно във времето или пространството (разликата във фазите между две точки се променя във времето). За дадено тяло излъчването зависи от степента на възбуждане, която основно е функция на температурата. Спектърът на такова излъчване има непрекъснат характер (в съответствие със законите на Stefan-Boltzmann и Planck). По този начин радиацията се излъчва спонтанно от всички тела, вкл. източниците на светлина.

Излъчването при лазерите не е спонтанно, а стимулирано. Стимулираното излъчване се съпътства от абсорбция и спонтанно излъчване, защото в обратния случай е невъзможно да се достигне състояние на термодинамично равновесие на много частици, които едновременно излъчват и поглъщат лъчиста енергия. Стимулираното излъчване се проявява при преход на частици от по-високо (възбудено) енергийно ниво към основното ниво (най-близо до атомното ядро), следствие от външен стимул – сблъсък с фотон. Вкарването на един фотон в системата води до излъчване на два фотона с еднаква енергия (вкараният фотон + един освободен фотон) и с еднаква честота, съответстваща на дължината на вълната. Този процес се асоциира с т.н. „резонансна радиация“ и се нарича усилено излъчване. Вероятността да се получи такъв процес е пропорционална на броя на фотоните на входа, т.е. на плътността на мощността на стимулиращото лъчение. За разлика от спонтанното излъчване, при стимулирано излъчване направлението, честотите, фазите и поляризационните равнини за принуждаващото и принуденото излъчване (външното електромагнитно поле и полето, образувано от

стимулирани преходи) са едни и същи. Излъчването на множество частици и атоми проявява свойства на излъчване от една единствена квантова система. Такъв вид кохерентно излъчване се излъчва от лазерите (Burakowski et al., 1999).

При термодинамично равновесие, повечето електрони в квантовите системи заемат по-ниски енергийни нива. За да се осъществи кохерентно излъчване, е необходимо да се изпълнят условията: 1). Да се извърши инверсия на заетостта на енергийните нива, т.е. да се усили енергийно комплекса от квантови системи (т.н. активна среда на лазера); 2). Да се създадат условия, благоприятстващи възникването на резонансна стимулация. Много често инверсията се провокира от електромагнитно стимулиращо лъчение върху активната среда на лазера. Получената в резултат на поглъщане на радиация инверсия се нарича изпомпване. Когато се използва радиация в светлинния диапазон, процесът е оптично изпомпване.

През 1954 г. Ch. H. Townes със сътрудниците си J. Gorgon и H. Zeiger (САЩ), прилагат концепцията за стимулирано излъчване, използвайки амоняк като активна среда и изграждат първия в света усилвател на вълни в микровълновия диапазон (излъчващ лъчение с дължина на вълната 12.7 mm), който те наричат Мазер (Microwave Amplification by Stimulated Emission of Radiation). През 1960 г. американският физик Т. Н. Maiman създава първия в света оптичен мазер, работещ в обхвата на светлинното излъчване. Името е променено по-късно на Laser (Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation) – усилване на светлината чрез стимулирано излъчване на радиация. Представлява импулсен рубинен лазер, генериращ видимо лъчение с червен цвят (с дължина на вълната $\lambda = 0.694 \mu\text{m}$). Първият непрекъснато работещ газов лазер, при който смес от хелий и неон замества рубина като активна среда, е построен в САЩ през 1961 г. През 1962 г. американците F.J. McClung и R.W. Hellwarth разработват първия лазер с възможност за получаване на лазерни импулси с висока мощност и много малка продължителност – т.н. гигантски импулси. В наши дни съществуват стотици различни лазери – квантови оптични генератори на почти кохерентно електро-магнитно лъчение в обхвата на ултравиолетовия до инфрачервения спектър. Първият в света газов лазер на основата на въглероден диоксид като активна среда, излъчващ непрекъснато инфрачервено лъчение с дължина на вълната $\lambda = 10.59 \mu\text{m}$, е разработен през 1964 г. от Patel. По-късно същият намира най-голямо индустриално приложение, поради което такива лазери се наричат технологични. Технологичните лазери позволяват непрекъсната работа или чрез последователни или единични импулси с много малка продължителност ($10^{-3} - 10^{-12} \text{ s}$). Те осигуряват прецизно локализиране на третираните материали, голяма плътност на мощността (до 10^{20} W/

m^2), стотици килоджаули енергия и скорости на нагряване до 10^{15} K/s . Излъчваното лъчение може да бъде: 1). Непрекъснато лъчение с мощност от няколко десетки μW до няколко десетки kW (непрекъснати лазери); 2). Импулсно – лъчението е под формата на единични импулси с продължителност от няколко ms до фемтосекунди (10^{-15} s) и мощност съответно от няколко W до няколко теравати (до 10^{15} W) или серия от импулси с честота на повторение от няколко Hz до няколко десетки MHz , вкл. импулси, насложени на фона на непрекъснато излъчване (Burakowski et al., 1999). В SE се използват както непрекъснати, така и импулсни лазери.

Нагряването с лазер обикновено се извършва във въздух, което улеснява манипулирането на излъчващия лъч. В резултат се разширява обхвата на приложения на лазерното нагряване в сравнение с този при нагряване с електронен лъч. Лазерните техники са приложими върху елементи, които са трудно достъпни за индуктор при индукционно закаляване. Най-често лазерните техники се използват за третиране на равнинни повърхности, елементи с триъгълно напречно сечение, ротационни елементи (триещи се повърхности на лагери, колянкови валове, бутала, цилиндри, бутални пръстени), повърхности със сложна форма (гърбици, пластини, елементи на съединители, седла на клапани), повърхности, формиращи геометрията на режещи инструменти, ножове, триони или такива в матрици. Лазерният лъч се използва за нагряване на материали не само във въздух, но и такива в частично предаващи среди (в други газове или течности, например във вода) или за нагряване през частично предаваща среда. Очаквано, въздействието на лазерния лъч е най-ефективно във вакуум.

Лазерното лъчение, напускащо оптичния резонатор, се кондензира с помощта на лещи и огледала в лъч с размер до 20 mm , а в някои случаи – $3 - 10 \text{ }\mu m$. Размерите на петното на лъча на лазери, работещи с CO_2 , са в интервала $1.5 - 50 \text{ mm}$ при непрекъснати лазери и $4.5 - 20 \text{ mm}$ за импулсни. Плътността на мощността на лъча се определя като отношение на мощността на лъча към напречното му сечение и варира в интервала $10^3 - 10^8 \text{ W/cm}^2$. Енергията на импулсните лъчи на молекулярния CO_2 лазер достига 5000 MJ (средна мощност до 5 kW) при честота на повторение на импулса $12 - 2500 \text{ Hz}$ (Burakowski et al., 1999).

Върху повърхността на непрозрачен материал, лазерното лъчение претърпява частично отражение и частично поглъщане. Количеството топлина, абсорбирано от материала в лазерното петно зависи от: 1). Коефициентът на абсорбция на повърхността; 2). Дължината на вълната на лъчението; 3). Плътността на мощността на лъчението; 4). Времето за експозиция (взаимодействие на лъча с материала). Коефициентът на абсорбция на повърхността зависи от дължината на

вълната на лъчението, както и от абсорбционните свойства на повърхността. Металните материали с гладка и лъскава повърхност (злато, сребро, мед, алуминий и бронз) абсорбират лазерното лъчение много слабо. Металните материали с тъмна и грапава повърхност (волфрам, молибден, хром, тантал, титан, цирконий, желязо, никел, калай) показват по-добра абсорбция, въпреки че при тях рядко надвишава 10%. При молекулярни CO₂ лазери, коефициентът на отражение на полирана повърхност може да достигне 98%. За да се повиши ефективността на лазерно нагряване, е необходимо да се увеличава абсорбцията на третираните метални повърхности чрез по-голяма грапавост, окисление, предварително загряване на повърхността и отлагане на абсорбиращо покритие. Фотоните се абсорбират от свободни или свързани електрони на нагрятия материал и предизвикват повишаване на тяхната енергия. Електроните с по-висока енергия взаимодействат с кристалната решетка и с други електрони, което рефлектира в повишаване на температурата. Следователно, скоростта на пренос на топлина от зоната, нагрята от проникващите фотони, към по-студените зони на материала зависи от коефициента на топлопроводимост на дадения материал. При диаметър на лазерното петно 20 mm и дълбочина на проникване на фотони $\approx 10 \mu m$, обемът на материала, в който проникват фотони, е приблизително 3 mm³. В този обем се поглъща 0.5 до 10 kW лъчиста мощност, която се трансформира в топлинна енергия. Поради тази причина може да се предположи, че лъчистата енергия моментално се трансформира в топлинна енергия на мястото, където се абсорбира радиацията, т.е. за лазерно нагряване е необходимо много малко време – $10^{-1} - 10^{-8} s$. Най-високата температура е в зоната на падане на лазерния лъч, т.е. в лазерното петно, като разпределението на температурата на повърхността приблизително съответства на разпределението на плътността на мощността в напречното сечение на лъча в зоната на лазерното петно. По този начин, топлината, абсорбирана в повърхностния слой (над 90% от общата отделена топлина), се предава концентрично в материала чрез топло-проводимост. Като следствие скоростите на охлаждане са по-високи в сравнение със скоростите на нагряване. Малка част от топлината, достигнала материала (най-много 10%), се отделя вследствие излъчването на повърхностния слой.

Механизмът на охлаждане при лазерно нагряване е аналогичен на този при електронно-лъчево обработване. Поради много високата плътност на погълнатата мощност при лазерно нагряване, при стоманите температурата се повишава бързо с времето на експозиция и след прекъсване на притока на лъчение спада толкова бързо, главно за сметка на топлопроводимостта в материала, респ. охлаждане чрез масата на товара. В много по-малка степен охлаждането е следствие излъчване на

топлина към околната среда. Максималната скорост на нагряване в повърхностния слой на нагрятия материал в началото на нагревателния импулс може да надвиши 10^6 K/s . Ефективността на лазерното нагряване е много ниска. Ефективността на нагряване на твърдо вещество чрез лазерни импулси варира от 2 до 3%, а при непрекъснати газови лазери варира от 5 до 7%. Степента на нагряване и характерът на разпределение на температурата зависят от физичните свойства и формата (дебелината) на съответния компонент и от разпределението на абсорбираната мощност (Burakowski et al., 1999).

- *Лазерно отгряване (Laser annealing)*

Лазерно отгряване позволява получаване на хомогенизирана структура, близка до равновесната в сравнение с първоначалната такава. Новата структура има по-голяма пластичност и по-висока твърдост. След прекратяване на лазерното нагряване скоростта на охлаждане е значително по-малка от критичната. Типично приложение на лазерното отгряване е за прецизна обработка на структури на полупроводникови инструменти. След рекристализационно отгряване на тънки слоеве във вакуум, отложени от газовата фаза или от парите, обичайно се получават дефектни структури, понякога аморфни. Лазерното отгряване се използва за редуциране на дефектите на кристалната структура, увеличаване на плътността и проводимостта и като цяло – промяна на физико-химичните свойства. В областта на машиностроенето лазерното отгряване се използва за локално понижаване на твърдостта и повишаване на пластичността с цел улесняване на последваща деформация или за повишаване якостта на умора. Бързото нагряване на студеноформовани стомани рефлектира в изместване на началото и края на първичната кристализация към по-висока температура, което води до увеличаване на броя на кристализационните ядра и значително издребняване на зърната в сравнение с бавното нагряване.

- *Лазерно отвъръщане (Laser Tempering)*

Прилага се след закаляване на стомани за повишаване на пластичността, респ. за намаляване на крехкостта за сметка на по-ниска твърдост. Както при конвенционалното отвъръщане, се състои в нагряване до температура, по-ниска от евтектоидната, и последващо охлаждане, но с по-големи скорости. По време на бързото отвъръщане с лазер, стоманите претърпяват същите фазови и структурни трансформации, както при по-бавното конвенционално отвъръщане (в пещ). Температурите на всички трансформации (образуване на отвърнат мартензит, разпадане на остатъчен аустенит и образуване на перлит) се изместват нагоре, особено температурата на разпадане на остатъчния аустенит. Краткото време на действие на лазерния лъч води до много фини карбиди и значително по-висока твърдост от тази, получена след конвенционално отвъръщане. В допълнение се повишава статичната и ударната якост. Чрез лазерно отвъръщане

на въглеродни стомани се получават механични свойства, сравними с тези на конвенционално закалена стомана, легирана с хром и ванадий. Структурата и свойствата на лазерно закалена стомана могат да се контролират чрез промяна на енергийните параметри (плътност на мощността и време на експозиция) и чрез повторно отвръщане с различни параметри. Лазерното отвръщане се прилага в следните случаи: за локално повишаване на пластичността или якостта на удар в местата на връзка между различни компоненти след индукционно закаляване; върху инструменти, закалени и отвърнати при ниска температура; за преразпределение и редуциране на структурните напрежения, получени следствие от интензивно локално уякчаване чрез лазер, електронен лъч или плазма, особено в случаите на претопяване, където концентрацията на напрежения е висока;

- *Предварително нагряване с лазер*

Използва се за повишаване на пластичността на различни материали чрез предварително нагряване на повърхността непосредствено преди следващата повърхностна обработка или формообразуващи операции, например преди обработка на труднообработваеми материали (синтеровани карбиди, закалени сплави). Други приложения включват предварително нагряване преди коване, за постигане на дребнозърнеста структура, преди заваряване, преди лазерна обработка (формиране на покрития или уякчаване), за да се избегнат пукнатини. Многократното лазерно нагряване е ефективно за улесняване на огъването, дори на дебели метали. Лазерното нагряване до температура, близка до точката на топене, непосредствено преди обработването чрез рязане или заваряване, се използва за редуциране на твърдостта и съпротивлението при рязане с цел удължаване на живота на режещите инструменти и съкращаване на времето за обработка.

- *Лазерно закаляване без претопяване (Laser remelt-free hardening)*

Състои се в нагряване на метален материал до температура, при която се извършва известна фазова трансформация и самоохладяване, което обикновено води до по-твърда и по-нестабилна структура от първоначалната. При стомани тази структура обикновено е мартензитна. Параметрите за закаляване се избират по такъв начин, че да осигурят настъпване на фазовата трансформация (при стоманите – мартензитно превръщане) без претопяване, дори и на тънък ПС. Наличието на претопяване след самоохладяване обикновено води до получаване на по-малко твърда повърхност на слоя от тази, получена без претопяване. Тази разлика в твърдостта може да достигне 20 – 30%. При претопяване, нежеланият остатъчен аустенит се проявява в претопената и повторно втвърдена структура на високолегирани инструментални стомани. Скоростта на нагряване е $\approx 10^6 \text{ K/s}$, а скоростта на охлаждане е $\approx 10^4 \text{ K/s}$ (Burakowski et al., 1999). При лазерно закаляване без претопяване фазовите трансформации не се проявяват

при същите температури, както при конвенционалното закаляване. Поради много големите скорости на нагряване и охлаждане, надвишаващи конвенционалните такива с няколко порядъка, се получава ефект на „изоставане“ на фазовите трансформации при температури, съответстващи на конвенционалното закаляване. В този случай за фазови трансформации са необходими температури, по-високи с няколко десетки К. В сравнение с конвенционалните методи за повърхностно закаляване (индукционно, пламъчно или плазмено), лазерното закаляване осигурява по-твърди ПС с по-дребнозърнеста структура и с по-малка дебелина – в диапазона 0.25 – 2.5 *mm*. За получаване на по-голяма дебелина на афектираните слоеве се изисква по-дълго време на експозиция. Аналогично на случая на електронно-лъчево закаляване без претопяване, лазерното закаляване може да се прилага и като еднослойна и многослойна обработка. Лазерното закаляване без претопяване се прилага върху широка номенклатура материали: инструмен-тални стомани за студено пластично деформиране, високоскоростни стомани, конструкционни стомани, в т.ч. съдържащи хром и манган; нисковъглеродни стомани с по-малко от 0,2% С, средно въглеродни стомани, легирани стомани, корозионноустойчиви стомани, лагерни стомани, сив чугун и сплави на медна основа;

■ *Неконвенционални процеси за модифициране на повърхностните слоеве чрез КЕП (лазер, електронен лъч, плазма)*

Модифицирането на повърхностните слоеве се постига чрез повърхностно уякчаване (hardening) и претопяване (surface remelting).

● *Електронно-лъчево повърхностно претопяване*

Състои се в бързо топене на много тънък ПС от основния материал или покритие, отложено върху него, последвано от също толкова бърза последваща кристализация. За целта се използват плътности на мощността, по-високи от тези при електронно-лъчево закаляване, и скорости на нагряване, достигащи 10^4 K/s. Повърхностното претопяване с електронен лъч включва четири групи техники за модифициране: 1). Уякчаване с претопяване; 2). Глазиране (Glazing) (витрификация); 3). Уплътняване (Densifying); 4). Издребняване и отстраняване на дефекти (Refinement and defect removal).

○ *Електронно-лъчево уякчаване с претопяване*

В зависимост от използваните енергийни параметри се разделя на следните четири случая:

◇ *Електронно-лъчево повърхностно претопяване*

При стомани се запазва триизмерната структура на по-рано образувания ПС, с ясно очертани граници на зърната и типичен релеф за мартензитна структура. По разтопената повърхност се формират множество малки

кратери по границите на зърната на дендритите, кристализиращи от разтопения ППС метал;

◊ *Електронно-лъчево претопяване*

Получава се променена структура на повърхността, с ясно очертани граници на дендрити, образувани при кристализация на ППС на метала, претопени по-дълбоко, отколкото при повърхностно топене;

◊ *Електронно-лъчево интензивно претопяване*

Получава се влошена триизмерна структура на повърхността вследствие от стичания на претопен материал;

◊ *Електронно-лъчево много интензивно претопяване*

Резултатът е изразено влошаване на повърхностната структура, характеризира се с увеличена вълнообразност, неравности и ясно видими пътища на електронния лъч.

След втвърдяване с претопяване на стомани се формират повърхностни слоеве, съдържащи три структури в следните зони: 1). Претопена и втвърдена от разтопената зона, образувана вследствие нагриване до температури, по-високи от точката на топене, последвано от дендритна кристализация на претопената стомана. Тази зона има хомогенна мартензитна структура, съдържаща по-финни карбиди и равномерно разпределени легиращи елементи; 2). Подповърхностна зона, втвърдена от твърдо състояние, образувана в резултат на нагриване до температури, позволяваща недифузионно превръщане на аустенита в мартензит. Тази зона има структура, подобна на тази, образувана при електронно-лъчево закаляване; 3). Преходна темперирана зона близо до основния материал. Втвърдяването с претопяване води до влошаване на грапавостта на повърхността в сравнение с първоначалната грапавост толкова повече, колкото по-интензивно е претопяването. Същевременно в по-голяма степен се подобряват експлоатационните характеристики в сравнение с тези, получени след електронно-лъчево закаляване. Този положителен ефект е най-изразен по отношение на трибологичните свойства, което се дължи на повишената твърдост или микротвърдост (с десет до няколко десетки процента) и благоприятното разпределение на ОН. Поради това втвърдяването с претопяване се използва за удължаване на експлоатационния срок на инструментални стомани, инструменти за студено формаване и др.

● *Електронно-лъчево глазиране (Electron beam glazing)*

Глазирането (витрификация, остъкляване) е модификация на повърхностното претопяване. Техниката се състои в бързо претопяване на много тънки слоеве от някои сплави или много тънки покрития и също толкова бързо

охлаждане (със скорост над 10^7 K/s), при което могат да се получат аморфни структури – т.н. метално стъкло. Интегрално тези структури имат същия химичен състав като този на първоначалния ПС или покритие, но качествено нови свойства – механични (висока твърдост и якост на опън при запазване на пластичността, висока износоустойчивост), химически (респ. устойчивост на корозия), електрически и магнитни. Глазирането с електронен лъч се прилага върху сплав на основата на никел и желязо. Дебелината на модифицирания слой е в диапазона 10 – 40 μm , а в редки случаи – над 100 μm ;

- *Електронно-лъчево уплътняване (Electron beam densifying)*

Прилага се върху порест материал или ПС чрез претопяване до определена дълбочина или върху покрития чрез частично или пълно претопяване, понякога в комбинация с приложено налягане с цел осигуряване на много добро уплътняване или увеличаване на плътността. Чрез уплътняване може да се отстранят дефекти и да се хомогенизира структурата на предварително обработен материал, което рефлектира в повишаване на якостта на умора. При някои покрития (титанови или такива, получени от синтеровани прахове) е възможно да се постигне подобряване на структурата и да се подобри адхезията към основния материал;

- *Лазерно повърхностно претопяване (Laser surface remelting)*

Подобно на повърхностното топене с електронен лъч, в зависимост от получените ефекти, лазерното повърхностно стопяване може да бъде: 1). Лазерно уякчаване със претопяване; 2). Лазерно глазиране; 3). Лазерно уплътняване; 4). Лазерно заглаждане.

- *Лазерно уякчаване с претопяване*

Основната цел на лазерното уякчаване с претопяване е да се модифицира първоначалната структура на материала по посока на по-fino диспергирана структура. В зависимост от енергийните параметри на лазерния лъч се различават: лазерно повърхностно претопяване, лазерно претопяване, лазерно интензивно претопяване и лазерно много интензивно претопяване. Повишаването на енергийните параметри рефлектира в увеличаване на грапавостта.

Както при електронно-лъчевото уякчаване с претопяване, след лазерно уякчаване с претопяване в повърхните слоеве се наблюдават три структурни зони и компактна външна зона, получена в резултат на взаимодействието между околната среда и третирувания материал. При стоманата се различават следните зони: 1). Тънък (до няколко микрометра) ПС, съдържащ предимно метални оксиди и съединения, образувани в резултат на химично взаимодействие с атмосферата и термична реакция на лазерния лъч със стоманата; 2). Претопен и втвърден дендритен, с мартензитна

структура слой, в който наличните карбиди пълно или частично се стопяват. В зоната, близка до интерметалната фаза, стопената зона има намалено съдържание на въглерод; 3). Втвърден подповърхностен слой с неравномерна структура – мартензит с остатъчен аустенит и карбиди в близост до претопената зона и мартензит, съдържащ компоненти от първоначална структура в близост до сърцевината (ферит в подевтектоидните стомани и цементит в наdevтектоидните стомани). В този слой се получава 1,5 до 2,0 пъти по-голяма дисперсия на мартензит в сравнение с конвенционално закаляване; 4). Междинна зона на отвърнатата сърцевина със структура от отвърнат мартензит или сорбит.

Като цяло, лазерното уякчаване с претопяване води до различни ефекти, подобни на тези, получени след електронно-лъчево уякчаване с претопяване – влошена грапавост (подобна на тази след заваряване или наслявяване), както и подобряване на трибологичното поведение, уморното поведение и корозионната устойчивост. По пътя на лазерния лъч профилът на микротвърдостта е приблизително равномерен, с тенденция за намаляване следствие ефекта от отвърщане при припокриването на лъча. Негативен ефект са преобладаващите опънови остатъчни напрежения в претопената зона при мартензитни неръждаеми стомани и инструментални стомани (Boll et al., 1988). Типични приложения на лазерното уякчаване с претопяване са за обработване на сив чугун, както и на неръждаеми и инструментални стомани (Burakowski et al., 1999);

о Лазерно глазиране (Laser glazing)

Лазерното глазиране (остъкляване/ветрификация), респ. получаването на аморфна структура, изисква скорости на охлаждане, които са с порядък по-големи от тези, които обикновено се получават от непрекъснати CO₂ лазери. Поради тази причина често се използват Nd-YAG или ексимерни импулсни лазери, осигуряващи много тънки аморфни слоеве (20 – 40 μm) и неравномерен повърхностен релеф. Чрез прилагане на специални методи за охлаждане на непрекъснати CO₂ лазери се получава подобрен релеф и по-голяма дълбочина на получения аморфен метален слой. Целта е да се повиши вискозитета достатъчно, за да се предотврати образуването на кристализационни ядра, т.е. сплавта да не кристализира, а да се втвърдява в неподредена форма. В резултат се получава аморфни структури, подобни на стъкловидна маса. Този ефект може да се постигне при много високи скорости на охлаждане. Получаването на аморфно или фино кристално състояние е възможно в следните случаи (Grigoryantz and Safonov, 1987): 1). Сплави от вида метали – неметали, съдържащи металите *Ag, Au, Fe, Ni, Co, Pb, Pt, Rh* и неметали като *Si, Ge, P* и *C* – обикновено със съдържание 20 – 25 % в евтектиката. Такива сплави получават аморфна структура при относително малки скорости на охлаждане – $10^5 - 10^7 \text{ K/s}$; 2). Сплави от вида метали –

редки метали, комбиниращи металите *Ag, Au, Cu, Al, Ih, Sn* с редките такива *La, Ce, Nd, Y, Gd*, чието съдържание достига 20 %; 3). Сплави от вида метали – огнеупорни метали – например на *Fe, Cu, Co, Ni* с *Ti, Au, Zr, Nb, Ta*. В този случай аморфизацията е постижима при скорости на охлаждане $10^7 K/s$; 4). Надевтектоидни сплави на основа на телур в комбинация с *Ag, Ga, Cu, Ih*, които не образуват евтектика при ниска температура на топене; 5). Сплави на основа на олово и калай: *Pb – Sn, Pb – Si, Pb – Ag, Pb – Au, Sn – Cu*, при които се наблюдава евтектика близо до нискотопящия се компонент. В този случай аморфизацията е възможна когато скоростта на охлаждане е по-голяма от $10^8 K/s$. Сплавите с аморфна структура имат висока якост и твърдост, запазвайки значителна пластичност (Burakowski et al., 1999);

о Лазерно уплътняване (*Laser densifying*)

Лазерното уплътняване се състои в претопяване на ПС или отложено покритие или покритие и ПС до определена дълбочина с и без допълнително механично въздействие, с цел получаване на материал с по-голяма плътност за сметка на намаляване на поръзността и отстраняване на повърхностни дефекти – драскотини, разслоявания, пукнатини и отворени пори (Narva et al., 1989). В резултат се хомогенизира микроструктурата, ОН се трансформират по посока на натискови, а в случай на покрития се постига по-добра метална връзка с основата. Използват се относително ниски плътности на мощността и ниски скорости. Ефектът от уплътняването е повишаване на твърдостта и подобряване на грапавостта, както и подобряване на трибологичните, антикорозионни и декоративни характеристики. Типични приложения на лазерното уплътняване са синтеровани стомани, съдържащи карбиди (Narva et al., 1989), покрития, формирани чрез термично пръскане или електрохимични такива;

о Лазерно заглаждане (*Laser smoothing*)

Лазерното изглаждане се осъществява при същия диапазон от параметри на процеса, както лазерното уякчаване с претопяване, респ. в микроструктурата на материала настъпват същите фазови и структурни трансформации. Целта е обаче по-скоро да се редуцира грапавостта и да се промени профила на повърхностните неравности. Те възникват вследствие от хидродинамично смесване на разтопения материал поради термокапилярни сили, предизвикващи конвекция. В басейна на разтопения материал се образува високотемпературен градиент, комбинирани с градиенти на повърхностно напрежение. Това предизвиква бърза циркулация на течността, но ограничена само до зона, по-тънка от целия разтопен слой. Например, в разтопеното желязо скоростта на циркулация достига $150 mm/s$ (Grigoryantz and Safonov, 1987). Промените в налягането в разтопения басейн се компенсират от динамична промяна на профила на повърхността на басейна, което осигурява ефекта на заглаждане.

■ Подложно заваряване (*Pad welding*)

Този процес е наслойване на материал върху метална основа, използвайки електродъгово и пламъчно заваряване. Формираното по този начин покритие може да изпълнява следните функции: 1). Запълване на износена повърхнина при ремонтни дейности, така, че свойствата на покритието са подобни с тези на основата; 2). Модифициране на ПС с цел удължаване на срока на експлоатация (свойствата на покритието са различни от тези на основата). Подложното заваряване причинява известно топене на материала на основата, което осигурява металургичната връзка между основния материал и покритието. За формиране на покрития чрез подложно заваряване се използват следните материали: въглеродни и ниско-легираны стомани, аустенитни високоманганови и хром-никелови стомани, хромови и хром-волфрамови стомани, високо-хромови чугуни, сплави на $Co - Cr - W$, $Ni - Cr - B$, $Ni - Cr - B$, $Ni - Mo$ и синтеровани карбиди. Дебелината на заварените слоеве е от порядъка на няколко милиметра;

■ Покрития чрез стопяване (*Melt coating*)

Осъществява се чрез нагряване до стопяване за отлагане на покрития от метали (Cr , Al , Ni , Si), метални сплави ($Cr - Ni$, $Cr - B - Ni$), интерметални съединения (бориди, нитриди, карбиди), керамика или метало-керамика върху повърхности на метали или сплави, като свойствата на основата и покритието се различават. Необходимата топлина се осигурява чрез КЕП – лазерен лъч, електронен лъч, искров разряд (с допълнително използване на ултразвук) (Burakowski et al., 1999). Техниката melt coating позволява да се формират покрития с дебелина до няколко милиметра, като качеството им е по-високо от това на покритията, получени чрез термично пръскане. Целта е получените покрития да осигурят необходимата устойчивост при агресивна среда (киселини), корозия и ерозия при повишени температури. Пример за устойчиво на корозия покритие е никелово покритие върху кобалтова основа.

■ Електроискрово обработване (*Electro Discharge Machining (EDM)*)

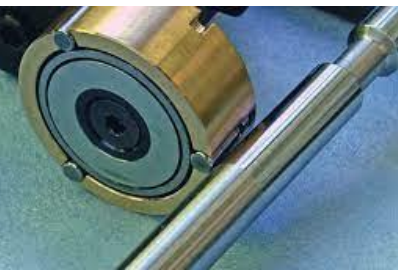
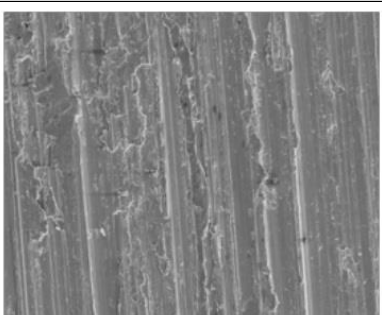
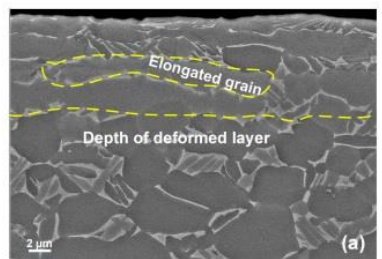
EDM е неконвенционален процес за отстраняване на материал чрез локализирана искрова ерозия. За контрол на електрическия разряд, осигуряващ необходимата точност при отстраняване на материала, се използва работен флуид от диелектрична течност (обикновено дейонизирана вода), който разделя работните електроди и предотвратява възможността за късо съединение, (<https://www.voxelinnovations.com/post/ecm-vs-edm>). Използваното напрежение е в диапазона 50 – 400 V, като се генерира огромна енергия в искра. Независимо, че процесът EDM е безконтактен, отделянето на значителна топлина причинява непрекъснато износване на инструмента, което налага периодичната му смяна. Описаният принцип на работа ограничава приложенията на процеса EDM само върху електропроводими материали без ограничения, свързани със свойства

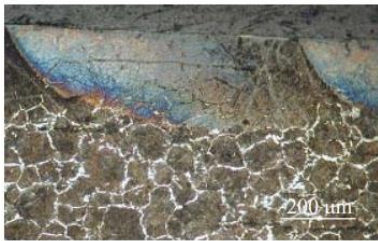
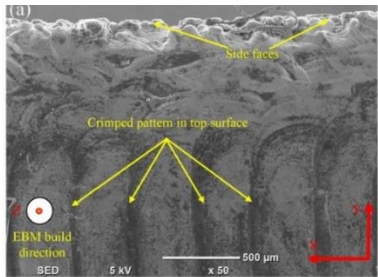
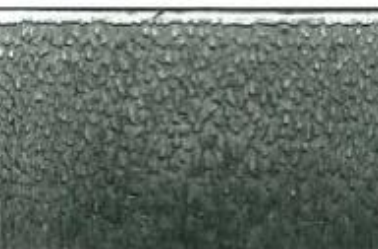
като якост, твърдост или крехкост. EDM е подходящ за обработване на малки серии при относително ниска цена. Обработените повърхнини се характеризират с относително висока грапавост и наличие на пукнатини. Причината е т.н. „преработен слой“, в който се получават нежелани неравности вследствие от заваряване на вече отстранен материал поради много високата температура.

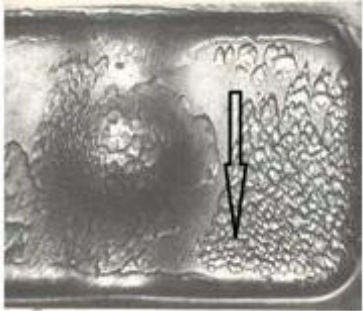
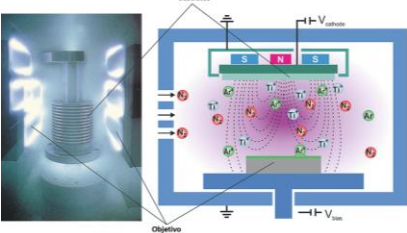
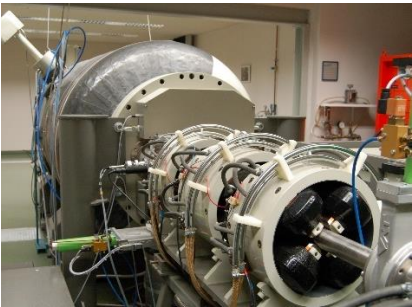
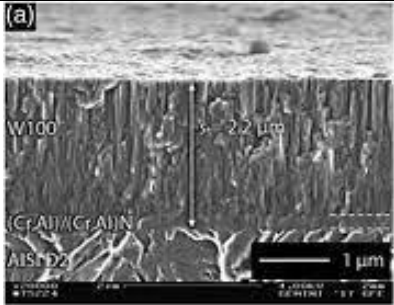
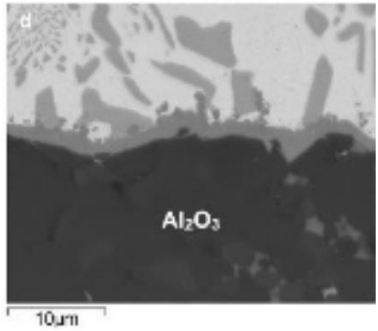
При посочените групи процеси повърхностните изменения и дефекти са предизвикани предимно от термично натоварване – следствие от фазови трансформации, образуване на стопилка и свързаните с това металургични връзки и микроструктурни промени. В зависимост от конкретния процес/техника, те се проявяват в широк обхват – от няколко микрометра до няколко милиметра.

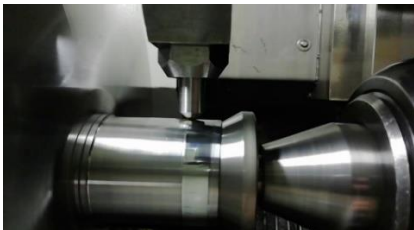
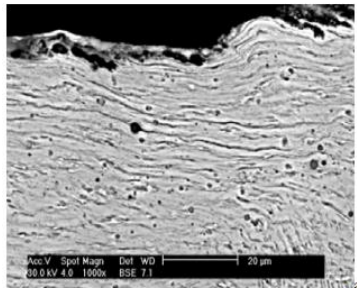
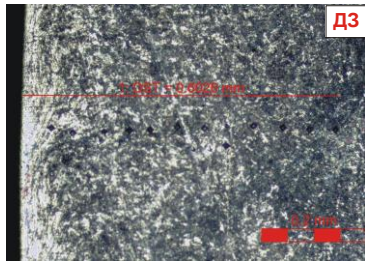
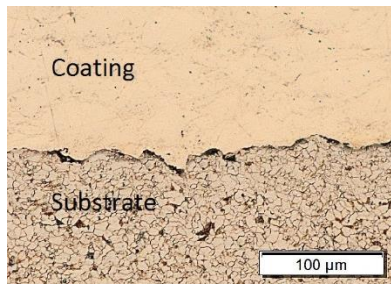
Доминиращи въздействия в зависимост от обработващите процеси и изменения, определящи SI

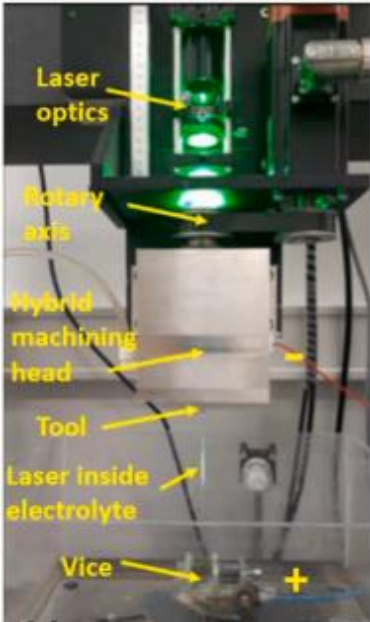
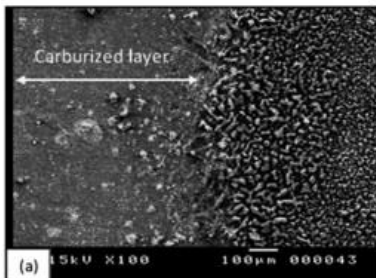
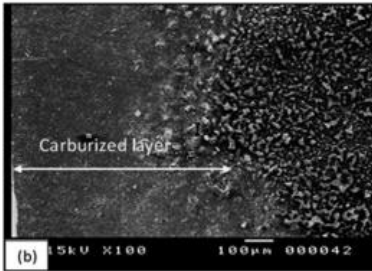
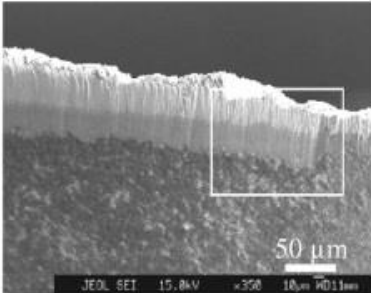
Таблица 1.2

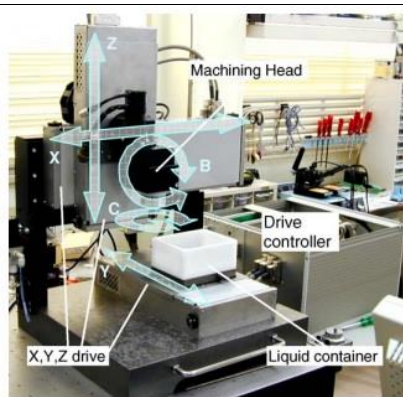
№	Доминиращ вид/видове въздействие/я	Обработващ процес/Техника – примери	Изменения и дефекти, определящи SI
1.	Механично Конвенционални процеси за механична обработка – струговане, свредловане, фрезование, шлифование и полиране; Неконвенционални процеси за абразивна водоструйна обработка при ниски скорости; Процеси за статично ППД (burnishing) с контакт триене при търкаляне и динамични процеси за ППД.	 Струговане  Фрезование  ППД чрез обтъркаване с ролки	 SEM изображение на фрезована повърхнина в нисколегирана конструкционна стомана (Vedrtnam and Chaturved, 2019)  SEM изображение на повърхностна микроструктура на титанова сплав Ti-6Al-4V след фрезование (Shyha et al., 2018) ■ Измененията, определящи SI, в т.ч. и получените дефекти (предимно драскотини, деформации на

			зърната), са с механичен произход.
2.	Термично Конвенционални и неконвенционални (чрез КЕП) термообработващи процеси – закаляване, отвързване, нормализация, отгряване; Неконвенционални процеси за модифициране на повърхностните слоеве чрез КЕП – повърхностно уакчаване (hardening), повърхностно стопяване (melt surfacing) и легиране (alloying); Подложно заваряване (Pad welding); Покрития чрез стопяване (Melt coating); Електроискрово обработване (Electro Discharge Machining (EDM))	 Лазерно обработване  Електроискрово рязане (EDM)	 Повърхностна микроструктура в стомана С45 след обработване с лазер (Surzhenkov et al., 2008)  Повърхностна микроструктура след електронно-лъчево стопяване на сплав Ti6Al4V (Dabwan et al., 2020) ■ Измененията и дефектите, определящи SI, се проявяват в термично афектирания слой вследствие микроструктурни промени, образуване на стопилка и др. След електроискрово обработване се наблюдават висока грапавост и пукнатини.
3.	Химично Химични и електрохимични техники за нанасяне на покрития върху метали; Химични и електрохимични техники за отстраняване на материал, в т.ч. електрохимично обработване	 Електрохимично обработване (ECM)	 а.

	(Electrochemical machining (ECM)) и полиране (на основата на електролиза или химическо разтваряне)		 б. Повърхностна топография след електрохимично обработване а. алуминиева сплав; б. щанцова стомана (Kozak and Zybura-Skrabalak, 2016) ■ Повърхностните изменения и дефекти са следствие от химическото действие на разтвора и се проявяват на дълбочина от няколко микрометра.
4.	Физично (физико-химично) Техники, в които се използват физически ефекти за нанасяне на керамични или метални покрития или тънки филми: Физическо отлагане на пари (Physical vapour deposition (PVD)); Йонна имплантация (Ion implantation) на метали или неметали в метална или неметална основа.	 Процесът физическо отлагане на пари (PVD) за получаване на покрития  Оборудване за йонна имплантация	 SEM изображение на W100 покритие, получено чрез PVD върху инструментална стомана AISI D2 (Bobzin et al. 2019)  SEM изображение на микроструктура на повърхностен слой след йонна имплантация на Ti в основа от

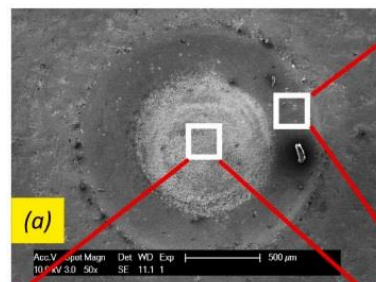
			алуминий ($\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$) (Xia et al., 2012) ■ Повърхностните изменения са следствие от промяната на химичния състав и оттам – на микроструктурата. Проявяват се на много малка дълбочина – при PVD до 10-12 μm; при йонна имплантация до 1-2 μm.
5.	Термо-механично Обработващи процеси и техники, при които се комбинира термично и механично въздействия: Високоскоростно рязане (на сухо), в т.ч. високоскоростно струговане на закалени стомани (hard turning); Процеси за ППД, използващи контакт с триене при плъзгане (Диамаантно заглаждане); Едновременно обработване с лазер и ППД (Laser Assisted Burnishing); Процеси за обемно пластично деформиране при температура, по-висока от температурата на рекристализация; Техники за нанасяне на покрития – Термично пръскане (Thermal spraying), Spray padding, Plating; Техники за модифициране на структурата и отстраняване на дефекти с електронен лъч.	 Високоскоростно струговане на закалени стомани (Hard turning)  Диамаантно заглаждане  Нанасяне на покритие чрез Термично пръскане (Thermal Spraying) (www.azom.com/article.aspx?ArticleID=1581)	 Повърхностна микроструктура на аустенитна неръждаема стомана 0H18N9 (еквивалентна на EN X5CrNi18-10 (1.4301)) след обработване с ППД и лазер и с микроударно действие (Radziejewska, 2012)  Повърхностна микроструктура на конструкционна стомана 41Cr4 след диамаантно заглаждане (Максимов и др., 2021) 

			Микроструктура на Ni-Cr-Re покритие, получено чрез свърхзвуково пламъчно пръскане върху стомана 16Mo3 (Tobota et al., 2019) ■ Наблюдава се пълна трансформация на повърхностния слой вследствие от много голямата пластична деформация. Възможни са дефекти и нехомогенна структура вследствие неравномерното разтопяване на материала.
6.	Химико-термично Процеси, при които се комбинира химично (електрохимично) и термично въздействие: Техники за образуване на покрития чрез горещо потапяне – горещо цинкуване (hot dip galvanizing), горещо алуминиране (hot dip aluminizing) и др. Конвенционални дифузионни химико-термични процеси за модифициране на повърхностните слоеве – азотиране, цементация, цианиране и др.; Дифузионни процеси за насищане на повърхностни слоеве с използване на допълнителен активиращ фактор – Chemical Vapor Deposition (CVD); Лазерно електрохимично обработване; Електроискрово и електрохимично обработване (EDM-ECM).	 Вакуумна пещ за циментация  Лазерно-електрохимично обработване (Saxena et al., 2020)	 а.  б. Микроструктури на нисколегирана стомана AISI 5117 след циментация а. след 6 часа; б. след 12 часа (Abd-Elrhman et al., 2014)  SEM изображение на TiN покритие върху режещ ръб

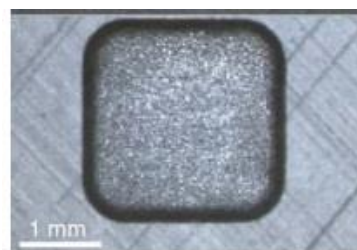


EDM-ECM процес (Kurita and Hattori, 2006)

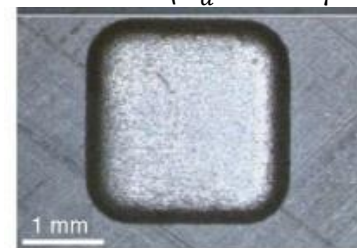
на инструмент, получено чрез CVD (Koseki et al., 2015)



SEM изображение на кухина, подложена на лазерно-електрохимично обработване (Saxena et al., 2020)



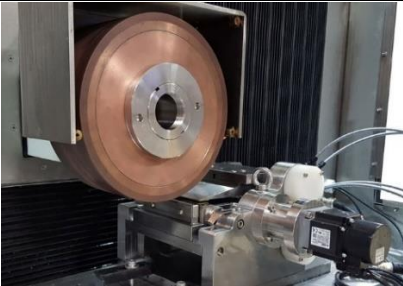
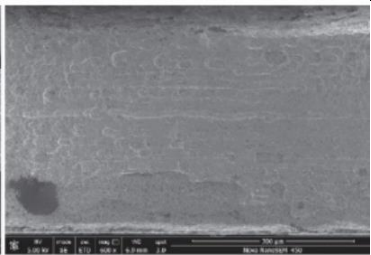
а. след EDM ($R_a = 1.23 \mu\text{m}$)



б. след ECM ($R_a = 0.5 \mu\text{m}$)

Повърхностна морфология на кухина в закалена стомана след EDM-ECM процес (Kurita and Hattori, 2006)

■ Повърхностните изменения и дефекти са следствие от термични и химични ефекти. В зависимост от използвания процес се проявяват на различна дълбочина – от няколко микрометра до няколко милиметра.

7.	Механично- електро- химично Процеси, при които се комбинира механично и химично (електрохимично) въздействия – Електрохимично шлифование	 Електро-химично шлифование	 Повърхностна морфология на отвори в хром-никелова стомана след електрохимично шлифование (Zhu et al., 2020) ■ Прекомерният електрохимичен ефект може да причини локална повърхностна корозия.
----	---	--	---

4.4.3. Доминира химическото въздействие

Механизмът на химическо въздействие доминира при процеси, базирани върху електрохимични (electroplating) и химически техники (табл. 1.2, поз. 3). Те се прилагат за нанасяне на метални или неметални покрития върху повърхността на метали, и алтернативно – за отстраняване на материал, полиране или почистване на метални повърхности. Използват се ефектите на електрохимична редукция (за електрохимични покрития, електрополиране и ецване) или химическа редукция (за химични покрития, химическо полиране и ецване) ([Burakowski et al., 1999](#)) (табл. 1.2, поз. 3). Целта е получените по този начин покрития да имат висока устойчивост на корозия, износоустойчивост и някои физико-химични свойства (цвят, блясък и отразяваща способност), които са по-добри от тези на покрития метал.

■ Електрохимично обработване (*Electrochemical machining (ECM)*)

Този процес може да се разглежда като противоположен на процеса за нанасяне на галванични покрития (electroplating) – вместо добавяне на материал, металът се разтваря и отвежда от течащ електролит. ECM има следните важни предимства: 1). Отсъствие на термично ефектирана зона, поради което свойствата на повърхността остават непроменени; 2). Постига се ниска грапавост, съпоставима с електрополирането; 3). Безконтактният принцип на работа в комбинация с ниската температура практически не износва инструмента (електрода); 4). Материалът се премахва непрекъснато от всички повърхности, които са в непосредствена близост до електрода.

■ Електролитно полиране (*електрополиране, електрохимично полиране*)

Използва се за загладяване (разтваряне на неравности с височина, по-голяма от 1 μm) и изсветляване (намаляване на неравности под 0.01 μm до над 1 μm)

на метали и сплави (предимно алуминий) с подходящо подобрени електролити. Електрополирането е утвърдена техника за последователно премахване на слоеве в комбинация с рентгеноструктурния анализ (X-ray diffraction) за експериментално определяне на профила на остатъчните напрежения и за фазов анализ в дълбочина;

■ *Химическо полиране (електронно полиране, химическо избелване)*

Има за цел постигане на атрактивен външен вид чрез изсветляване и частично полиране на метали и сплави (най-често алуминий и неговите сплави) във вани, съдържащи окислители (предимно киселини). Повърхностните повреди са следствие от химическото действие на разтвора върху третираната повърхност. Доколкото химическият ефект не се проявява дълбоко под повърхността, генерираните повърхностни дефекти обикновено са в рамките на микрометри (табл. 1.2, поз. 3);

4.4.4. Доминира физичното (физико-химичното) въздействие

Различни физически ефекти се използват в техники за производство на органични, метални и керамични покрития чрез физическо втвърдяване (physical setting) или отлагане върху метална или неметална основа с адхезивно или дифузионно свързване, както и за формиране на ПС (табл. 1.2, поз. 4). В повечето случаи те се проявяват с участието на йони или елементи на метали или неметали.

■ *Физическо отлагане на пари (Physical vapor deposition (PVD))*

Процесът PVD се осъществява във вакуум по следния начин: привеждане на отлагания метал (с висока точка на топене) до състояние на пара електросъпротивително, електродъгово, с електронни или лазерни лъчи; въвеждане на газ; йонизация на металните и газови пари; отлагане върху повърхността на студен или слабо нагрят субстрат на единичен метал или съединения (напр. нитриди, карбиди, бориди, силициди, оксиди) на този метал с газа или с металната основа (Tyrkiel, 1995). Във физически смисъл техниката PVD представлява кристализация на пари на плазма. Типични приложения на техниката PVD са за получаване на покритие от титанов нитрид върху металорежещи инструменти, формиране на алуминизиран PET филм върху опаковки за храни и др. Когато металните пари кристализират върху студена основа, процесът е *отлагане на пари (Vapor deposition)*;

■ *Йонна имплантация (Ion implantation)*

Теоретично във всеки метален материал може да бъдат имплантирани всякакъв вид йони. Йонната имплантация е нискотемпературна техника за йонизация на метални или газови пари и използване на електрически полета за ускоряване на положителните йони до скорости, при които кинетичната им енергия е достатъчна, за да проникнат в метала или неметала на дълбочина,

съизмерима с няколко атомни слоя. Този процес представлява имплантиране на първични йони. Имплантирането на вторични йони се извършва, когато същите се разпръскват от отложения слой върху имплантирания материал. За разлика от конвенционалните химико-термични дифузионни процеси, йонната имплантация е прецизно насочен процес. Предвид описания механизъм, йонната имплантация е известна и като *йонно легиране*. Освен директното насочване, техниката позволява прецизен контрол на количеството йони, дълбочината на профила, което осигурява хомогенна модифицирана зона. Недостатъците са скъпото и сложно оборудване, относително високо съдържание на примеси и използването на токсични източници на газ. Йонната имплантация може да се осъществи при наличието на други физически явления (изпаряване, отлагане на пари и магнетотронно разпрашване). В този случай процесът се нарича йонно смесване. Дълбочината на имплантирания слой е $0.01 - 1 \mu m$, а за стомани в повечето случаи по-малка – $0.2 - 0.3 \mu m$. В резултат се променят физическите и/или химични свойства на имплантирания слой. Практическите приложения са свързани най-често с имплантиране на азот, по-рядко с бор, въглерод, калай, цезий, силиций, хром и паладий. Типично приложение на йонната имплантация е за повишаване на твърдостта и изнosoустойчивостта на режещи и формовъчни инструменти (Burakowski et al., 1999).

Независимо, че реализацията на описаните техники се базира върху физически ефекти, изменението на ПС на съответните конструкционни елементи е следствие от промяната на химичния състав, а оттам и на микроструктурата. Това определя малката дълбочина на модифицираните слоеве – в рамките на микрометри. Очевидно, след PVD ефектът се проявява на значително по-голяма дълбочина (до $10 - 12 \mu m$) в сравнение с йонната имплантация.

4.4.5. Доминира термо-механичното въздействие

Термо-механичното въздействие доминира в обработващи процеси и техники, при които се комбинират ефектите от топлина и налягане с цел формиране или модифициране на ПС и получаване на покрития. Топлинният ефект може да се прояви по два начина: 1). Чрез външен източник на топлина (например лазер, пламък и др.); 2). Генериране на топлина в ПС вследствие триене и пластична деформация. Термомеханичното въздействие доминира в следните групи процеси и техники (табл. 1.2, поз. 5):

■ *Конвенционални процеси за механична обработка с високи скорости на рязане без използване на МОТ*

Такива процеси са висококопоскоростното рязане, в т.ч. високо-скоростно струговане на закалени стомани (hard turning). При процеси с по-агресивни условия на рязане, поради преобразуването на механичната енергия в топлинна, се получава висока температура в зоната на обработване, респ. възниква термо-механично натоварване. Температурният ефект се интензифицира особено при по-ниска топ-

лопроводимост на обработвания детайл и/или инструмента, което ограничава отвеждането на топлината по време на рязане и благоприятства възникването на по-голяма пластична деформация с фазови превръщания в материала;

■ Процеси за ППД, при които тангенциалният контакт между деформиращия елемент и третираната повърхнина е триене при плъзгане

Пример за такъв процес е Дямаантното заглаждане (Diamond burnishing) (Максимов и др., 2021);

■ Процеси, комбиниращи ППД с лазерно нагряване (Laser Assisted Burnishing);

■ Процеси за обемно пластично деформиране при температура, по-висока от температурата на рекристализация на метала

Такива процеси са: Горещо валцоване (Hot rolling) (материалът се оформя пластично между въртящи се ролки); Коване (Forging) (материалът се оформя във формата на блок чрез редукция, удари с чук или статично налягане, упражнявано чрез преса;

■ Термично пръскане (Thermal spraying)

Използва се за покриване на различни компоненти (предимно метални) с цел защита от атмосферна и газова корозия. Осъществява се чрез пневматично разпръскване на малки частици в пламък (създаден чрез газ, електрическа дъга или плазма), което им придава огромна скорост и кинетична енергия във въздух, вакуум или защитна среда. Получаването на добра адхезия се дължи на притискането на частиците към основния метал вследствие от получената кинетична енергия и нагряването на основата до температура, ненадвишаваща 150°C . Термичното пръскане се прилага обикновено за покрития от легирани стомани, цинк, алуминий и неговите сплави, мед, калай, олово, никел, месинг, кадмий, бисмут, кобалт, хром, волфрам, титан, молибден, композити от $Ni - Cr$, $Co - Cr$, $Ni - Al$, $Pb - Zn$, WC , Al_2O_3 , TiO_2 и синтетика. Дебелината на покрития слой е в диапазона $50 - 1000\ \mu\text{m}$ (Burakowski et al., 1999);

■ Spray padding

Spray padding е техника, целяща възстановяване или подобряване на трибологичните или антикорозионни свойства чрез създаване на металургична връзка между нанесен чрез пулверизиране метален слой върху метална основа. Връзката се формира чрез заваряване, т.е. чрез повърхностно топене на основата и свързващото вещество, чийто химичен състав е подобен на този на субстрата (Burakowski et al., 1999);

■ Plating

Техника за образуване на покрития, целяща повишаване на устойчивостта на

атмосферна и газова корозия при повишени температури в химически агресивни среди. Покритията се формират върху метали на основата на друг метал или сплав (понякога с използване на междинни слоеве) чрез упражняване на натиск върху материала на покритието при подходяща повишена температура. Най-често използваните материали за покрития са: алуминий и неговите сплави, бисмут, стомани, съдържащи хром, никел, инструментални стомани, мед и нейните сплави, благородни метали, монел метал, хастелой, инвар, молибден и неговите сплави, месинг, ниобий, никел, калай, тантал и титан. Дебелината на покритията варира в широк диапазон от няколко микрометра до няколко милиметра. В по-редки случаи получените покрития се използват за подобряване на трибологични, електрически и термични свойства или за декоративни ефекти (Burakowski et al., 1999);

■ *Техники за модифициране на структурата и отстраняване на дефекти с електронен лъч*

Целта е да се отстранят дефекти в метали или сплави – газове (мехури), замърсители и неметални включвания, както и драскотини и пукнатини. Постига се чрез краткотрайно поддържане на повърхността на метала или сплавта в течно състояние във вакуум. В резултат се подобряват физичните свойства (плътност, топлопроводимост) и механичните свойства (ударна якост, контактна якост).

4.4.6. Доминира химико-термичното въздействие

При химико-термичните процеси се използват комбинираните ефекти от: 1). Топлина и химически активна среда по отношение на обработвания метал с цел дифузионно насищане на ПС с определен химичен елемент/и; 2). Топлина и химични фактори, действащи върху материал за покритие с цел втвърдяването му. В първия случай, химически активната среда може да бъде в твърдо прахообразно състояние, паста (прах със свързващо вещество), вана, съдържаща насищащи компоненти (напр. баня със солена разтвор за циментация или азотиране; вана, съдържаща разтопени насищащи метали) или газ (смеси от въглеродороди). Най-голямо приложение намират следните групи химико-термични техники и процеси (табл. 1.2 , поз. 6):

■ *Техники за образуване на покрития чрез потапяне в горещи вани, съдържащи разтопени насищащи метали, при температура, по-висока от точката на топене на материала за покритие (Al, Zn, Al + Zn)*

Такива техники са *горещо поцинковане (hot dip galvanizing), горещо алуминиране (hot dip aluminizing)* и др. Формира се повърхностен слой, който обикновено включва слой от метал за покритие и междинен многофазен дифузионен слой;

■ *Конвенционални химико-термични процеси за модифициране на повърхностни слоеве – цементация, азотиране, цианиране и др.*

Представяват дифузионни високотемпературни процеси за въвеждане на атоми или йони на метали или газове в ПС на стомани и чугуни (по-рядко в единични метали – никел, кобалт, титан, молибден, волфрам) без използване на допълнителни фактори. Целта е да се подобрят трибологичните свойства, якостта на умора и корозионната устойчивост. Обикновено тези процеси са с голяма продължителност (до няколко десетки часа), като активната среда може да бъде твърдо вещество (пакети с прах и пасти), течност (вани със солени разтвори), или газ. Насищащите елементи обикновено са въглерод (цементация) и азот (азотиране) и по-рядко хром, титан, силиций, сяра, ниобий, ванадий, алуминий и цинк. Дебелината на дифузионните слоеве зависи от температурата, времетраенето и концентрацията на активната среда – варира от 0.1 mm до $\approx 3\text{ mm}$ – в повечето случаи $0.3 - 1.5\text{ mm}$;

■ *Неконвенционални техники за легиране чрез КЕП*

ПС се насищат с легиращи съставки с цел подобряване на корозионната устойчивост и трибологичното поведение:

● *Електронно-лъчево легиране (Electron beam alloying)*

Извършва с плътност на мощността, по-голяма от тази, използвана при електронно-лъчево уякчаване (виж т. 4.4.5) и с по-голяма продължителност на нагряване. Легирането с електронен лъч влошава грапавостта на повърхността спрямо първоначалната – параметърът на грапавостта R_z обикновено е $0.05 - 0.1$ от дебелината на легиращия слой. Легирането с електронен лъч се осъществява чрез два вида техники: 1). Легиране с претопяване (Remelting); 2). Легиране със сливане (Fusion) ([Burakowski et al., 1999](#)):

о Електронно-лъчево легиране с претопяване

Това е техника за получаване на легиращи покрития чрез претопяване както на покритието, така и ПС, като дебелината на легиращото покритие е приблизително равна на дебелината на претопения слой. Покритието може да бъде нанесено по различен начин (чрез електролиза или термично пръскане) върху основата, запечатано (фолио, лента или галванично покритие) или поресто (под формата на паста или прах). При претопяването на двата слоя легиращият материал частично или напълно се разтваря в материала на основата. След повторно втвърдяване на сместа се получава сплав със структура и химичен състав, различна от този на основата. Тази техника се използва за легиране на алуминиеви сплави с никел, желязо, мед, титан и силиций или с въглерод на дълбочина до няколко милиметра, както и за легиране на стомани с молибден, хром, ванадий, волфрам и титан. При легиране на алуминий с желязо, получената твърдост е четири пъти по-висока в сравнение с тази на изходния материал, а легирането с никел води до двукратно повишава-

не на твърдостта. Необходимо е да се отбележи, че повишената твърдост не означава непременно подобряване и на трибологичните свойства (Zenker and Zenker, 1986). Подобряването на антикорозионните и на трибологичните свойства се постига чрез легиране на стомана с никел и хром (нанесени чрез електролиза или термично пръскане), както и с борни карбиди (B_4C) и силициеви карбиди (SiC), нанесени чрез плазмено или дъгово пръскане;

о Електронно-лъчево сливане (*Electron beam fusion*)

Осъществява се чрез инжектиране на твърди частици или вдухване на газови частици от легиращия материал в разтопения основен материал. Както при претопяването, легиращият материал напълно или частично се разтваря в основата едновременно със смесването на двата материала. Легиращите твърди частици могат да бъдат например карбиди и други съединения, а легиращият газ може да бъде азот (азотно легиране), въглероден окис или ацетилен (въглеродно легиране).

● Лазерно повърхностно легиране (*Laser surface alloying*)

Физичната основа на легирането изобщо е дифузията, и в съответствие с първия закон за дифузията (ф-ла 1.1), дифундирането на легиращи елементи зависи главно от градиента на температурата, градиента на концентрация и от времетраенето на процеса. Действието на лазерния лъч върху повърхността на материала води до много високи температурни градиенти за много кратко време с концентрации на легиращи елементи, типични за традиционните методи. За да бъде ефективно, е необходимо продължително време за дифузия. Очевидно, за времена от порядъка на милисекунди дифузията е неефективна. Например, при лазерен импулс за 4 ms и плътност на мощността, недостатъчна за претопяване, дълбочината на дифундиращия слой е приблизително 1 μm (Grigoryantz and Safonov, 1987). Поради това лазерното повърхностно легиране се осъществява чрез претопяване на ПС в комбинация с хидродинамично смесване на легиращия елемент и основата преди втвърдяване. В образувания басейн от разтопен материал се получава интензивно смесване поради конвекция и гравитационни движения, а на границата между твърдото вещество и течната сплав се формира тънък дифузионен слой с дебелина до 10 μm . В редки случаи легиращите компоненти дифундират до дълбочина 200 – 300 μm . Структурата на легиращия слой, получен чрез лазерно легиране, се различава от тази, получена чрез конвенционални химико-термични обработки. Следствие конвекционното смесване няма преходи от фази с по-висока концентрация на легиращия елемент към фази с по-ниска концентрация. Всички фази в претопения слой са равномерно разпределени по цялата му дълбочина, с изключение тънкия преходен слой на границата между твърдо вещество и течността. Като цяло,

наситеният с легиращи елементи слой е с по-висока твърдост от тази на основата, по-висока якост на умора, по-добри трибологични и корозионни свойства, но и с влошена грапавост.

- *Лазерно легиране чрез претопяване (Remelting Laser alloying)*

Състои се в предварително отлагане на легиращия материал върху основата и последващо претопяване заедно с ПС. Дебелината на претопения ПС е сравнима с дебелината на нанесения легиращ материал, т.е. коефициентът на смесване е ≈ 0.5 . Претопяването стартира от легиращото покритие, разпространявайки се в ПС чрез конвекция и топлопроводимост, така, че легиращият материал се разтваря напълно в материала на основата. Използват се плътности на мощността – по-големи от тези, използвани при лазерното уякчаване, и време на експозиция от няколко десети до хилядни части от секундата. Колкото по-голяма е плътността на мощността, толкова по-голяма е дълбочината на претопяване. Процесът на претопяване винаги се съпътства от възникване на плазма и изпаряване на материала. В мястото на проникване на лазерния лъч в материала се образува фуния, чиято повърхност зависи от хидростатичното налягане на разтопения слой отдолу и от налягането на парите отгоре. Между двете се формира нестабилно равновесие, което непрекъснато се нарушава, като фунията се премества по посока на нератопения материал. Зад последната налягането на парите води до запълване на кухината, така, че стопената повърхност получава характерна вълнообразност, подобна на тази при заваряване. Дебелината на полученото покритие варира от няколко до повече от $100\ \mu m$.

- *Лазерно сливане (Laser Fusion)*

Целта на лазерното сливане е същата като тази при лазерно претопяване, т.е. получаване на ПС под формата на сплав или покритие със подобрени свойства в сранение с тези на основата или легиращия материал. Осъществява се чрез въвеждане на легиращ материал във вид на твърди частици, прах или паста, напълно или частично разтворими в основата, като и в газообразна форма в разтопения басейн. Реализира се само с непрекъснати лазери, тъй като легиращият материал може да бъде въведен в стопената зона само лазерно нагриване, а не по време на интервал между импулсите. При прахово смесване двата материала се стопяват едновременно. Добавеният прах може да бъде хомогенен материал или смес от прахове от няколко материала. В случай на добавяне на газ, същият се издухва в басейна от разтопен материал на основата и влиза в пряка или непряка химическа реакция с него;

- *Формиране на покрития и наваряване с лазерен лъч (Laser cladding (laser plating/hardfacing))*

Осъществява се с параметри на процеса, подобни на тези при лазерното

легиране, така, че да осигури стопяване на дебел слой от покриващия материал и повърхностно топене на много тънък слой от основния материал. При формиране на твърди покрития (laser hardfacing) нанесения материал за покритие се стопява или след отлагане се претопява, с цел да се повиши устойчивостта на ерозия, корозия и абразия в сравнение с тези на основния материал. Материалът, използван за покритие, може да бъде разтворим или неразтворим в основата. Формира се междинен слой, осигуряващ силна металургична връзка на покритието с основата. Повишаването на устойчивостта срещу износване и корозия се осигурява от покрития на основата на $Co - Cr - Mo - Si$. Типично приложение е формиране на твърди покрития върху аустенитни неръждаеми стомани с волфрамови или кобалтови карбиди (Burakowski et al., 1992). Стоманите могат да бъдат покрити със сплави от Co , Ti , както и сплави на: $Cr - Ni$ (Watanabe et al., 1987), $Cr - B - Ni$, $Fe - Cr - Mn - C$ (Singh and Mazumder, 1986), $C - Cr - Mn$, $C - CrW$, $Mo - Cr - CrC - Ni - Si$ (Grigoryantz and Safonov, 1987), $TiC - Al_2O_3 - Al$, $TiC - Al_2O_3 - B_4C - Al$, Al , карбиди (WC , TiC , B_4C , SiC), нитриди, окиси на Cr и Al и др. Покрития на кобалтови сплави със сплави на Ni осигурява устойчивост на ерозия при повишени температури. Титановите сплави обичайно се покриват с борни нитриди. За лазерно възстановаване на износени повърхности се използват покрития на основата на $Cr - Ni - B - Fe$, в определени случаи с добавяне на C и Si .

■ *Дифузионни техники за насищане на повърхностни слоеве с използване на допълнителен активиращ фактор*

Целта е да се активира повърхността и да се интензифицира адсорбцията на материала, което рефлектира в два ефекта: 1). Значително намаляване на времетраенето на процеса (до няколко часа); 2). Редуциране на температурата. Тази група техники се осъществяват само в газова среда (Burakowski et al., 1999). Съвременна химико-термична техника, модифицирана чрез активиране на повърхността, е *химическото отлагане на пари* (Chemical Vapor deposition (CVD)). CVD се осъществява при относително по-ниски температури поради следните фактори: 1). Използване на подходящи газови атмосфери и съединения, при които протичат химични реакции при по-ниски температури; 2). Понижаване на налягането до стойности $\approx 500 - 1000 \text{ Pa}$, използвани при CVD техника с ниско налягане; 3). Използване на т.н. активирана CVD техника, при която газовата среда се активира по електрически път – чрез тлеещ разряд или ток с висока честота. Тази техника се прилага в електронната индустрия за получаване на слоеве от Si_3N_4 , Al_2O_3 и за покриване на машинни компоненти и инструменти с цел повишаване на изнosoустойчивостта. Произведените слоеве чрез активирана CVD техника могат да бъдат единични (карбиди, нитриди, боририди или оксиди на желязо, хром, титан и титанови карбиди) с дебелина от порядъка на $0.01 - 0.02 \text{ mm}$ или многослойни – двойни или тройни.

■ *Неконвенционални химико-термични процеси за отнемане на материал*

Такива комбинирани процеси са лазерно електрохимично обработване, електроискрово и електрохимично обработване (EDM-ECM). По време на лазерно-химическа обработка материалът се нагрява локално и химичните реакции се активират от топлината (Saxena et al., 2020).

На основа на горното може да се заключи, че измененията в ПС са следствие от термични и химични ефекти. Дълбочината на активирания слой варира в относително широк в зависимост от използвания процес/ техника – от няколко микрометра до няколко милиметра.

4.4.7. Доминира механично-електрохимичното въздействие

Типичен представител на процесите, при които се комбинират механичния и химичния (електрохимичния) ефекти е процесът:

■ *Електрохимично шлифование*

Електрохимично шлифование е хибриден процес, който съвместява електрохимичната обработка и шлифоването (табл. 1.2, поз. 7). Същността му е в отстраняване на електропроводим материал механично и по електрохимичен начин от положително зареден детайл чрез шлифование с отрицателно зареден абразивен шлифовъчен диск в присъствието на електролитен разтвор. Материалните отпадъци, отстранени от детайла, остават в разтвора. През 50^{-те} години на миналия век електрохимично шлифование масово се използва за шлифование на карбидни режещи инструменти като алтернатива на скъпите шлифовъчни дискове от естествен диамант. Предимство на електрохимичното шлифование е способността за шлифование на трудни за рязане материали като карбидите, което го налага като процес за производство на режещи инструменти. В наши дни се използва за довършващо обработване на тънкостенни и крехки детайли, за медицински приложения и части за самолетни двигатели (<https://www.mmsonline.com/articles/new-applications-for-electrochemical-grinding>).

5. Дефекти и повреди в ПС

5.1. Повърхностни дефекти

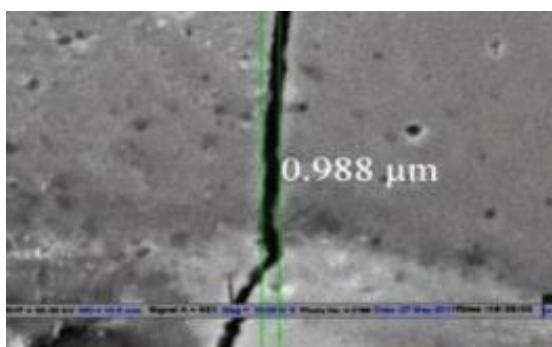
♣ *Повърхностните дефекти са физически нарушения на целостта на ПС или значими отклонения във физико-механичното, химичното или металургичното им състояние, възникнали в процеса на изработване на компонентите.*

Повърхностните дефекти компроментират SI, и следователно, са нежелани. Според произхода им, те са два вида: 1). Дефекти, присъщи на оригиналния материал, т.е. дефекти, възникнали по време на металургичния процес на изработване на заготовките и, следователно, като цяло, не могат да бъдат избегнати; 2). Дефекти, въведени по време на технологичния процес на изработване на конструкционните и машинни елементи. Очевидно, вторият вид дефекти

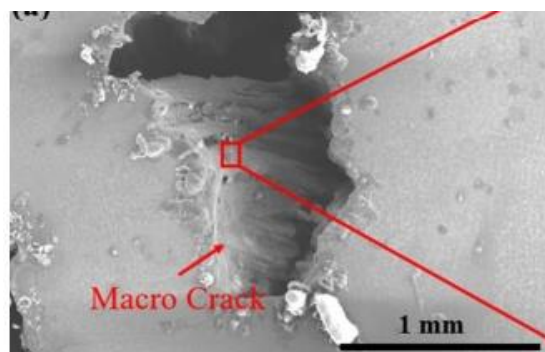
могат да се контролират посредством управление на параметрите на обработващите процеси – в най-голяма степен на процесите за довършващо обработване. В инженерната практика най-често се срещат следните повърхностни дефекти:

■ Пукнатини

Пукнатините са празнини в материала, които могат да се разглеждат като безкрайно остри концентратори на напреженията. Съществува определена разлика между пукнатините и другите дефекти (Георгиев и Межова, 2008). Всяка пукнатина включва два елемента – повърхности (брегове) и връх (край, фронт), така, че се прекъсва целостта на материала. Наличието на връх означава, че бреговете сключват помежду си подчертано остър ъгъл. Дефектите като празнини в материала се свързват със случая, когато двете повърхности преминават една в друга посредством радиус на закръгление. От тази гледна точка може да се очаква относително по-голяма концентрацията на микро-напреженията при наличие на пукнатини.



Фиг. 1.6 Микрупукнатина, въведена чрез EDM (Sharma and Singh, 2014)

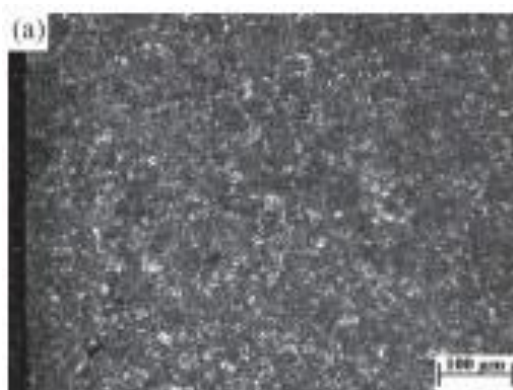


Фиг. 1.7 Макрупукнатина, въведена чрез напречно клиново валцоване (Zhou et al., 2020)

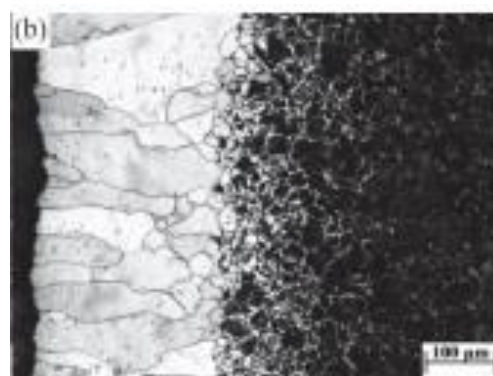
Според размера им, пукнатините са микро- и макрупукнатини. Пукнатини, които, за да бъдат видяни, е необходимо увеличение $\times 10$ или повече, са микро-пукнатини (фиг. 1.6). Макрупукнатините могат да бъдат локализирани с просто око (фиг. 1.7).

■ Металургични дефекти

Представяват значими микроструктурни отклонения, причинени обичайно от повишена температура и високо контактно налягане. Металургичните дефекти се проявяват като обезвъглеродяване, неразтопен материал, разтопени и повторно утаени слоеве, повторно втвърден или повторно отложен материал и др. На фиг. 1.8 а, б е показан нежелания ефект от повърхностно обезвъглеродяване на феритната фаза във високо-силициева пружинна стомана след температурно въздействие (Zhao et al., 2016).

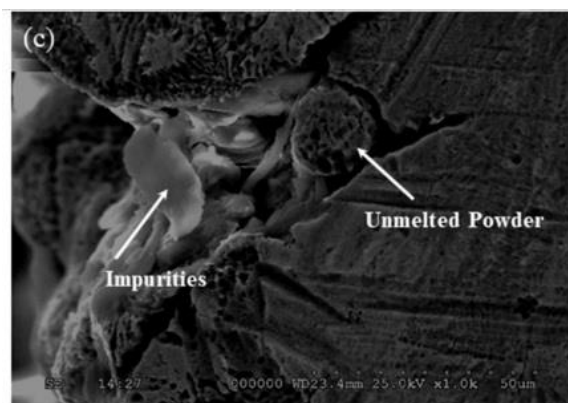


а.

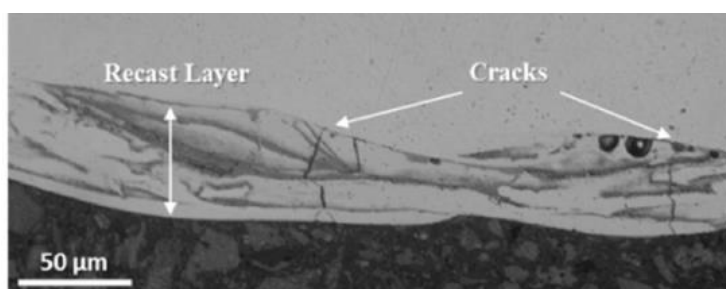


б.

Фиг. 1.8 Обезвъглеродяване на феритната фаза в повърхностния слой на високосилициева пружинна стомана след нагряване при 850° C
а. 5 min и охлаждане във вода; б. 4 h и охлаждане на въздух (Zhao et al., 2016)



Фиг. 1.9 Регион със замърсявания и неразтопен материал (прах) в Ni – Ti сплав след селективно лазерно стопяване (Farhang et al., 2020)



Фиг. 1.10 Преработен слой и пукнатини в PS след електроискрово обработване (EDM)
(Liao et al., 2021)

Обезвъглеродяването е процес, при който въглеродните атоми на повърхността на стоманата взаимодействат с атмосферата на пещта и напускат ПС като газообразна фаза. Резултатът е значително понижаване на изнosoустойчивостта и границата на умо-ра. Фиг. 1.9 показва наличие на региони с неразтопен мате-риал във вид на прах и замърсявания в нитинол (сплав на Ni и Ti), получена чрез селективно лазерно стопяване. Тези металургични дефекти рефлектират в нехомогенна структура, и оттам понижават механичните свойства на материала.

На фиг. 1.10 е показано напречно сечение на ПС на аустенитна неръждаема

стомана, подложена на електроискрово обработване (EDM). Наблюдава се припокриване на два или повече слоя, образувани от изтласкване на разтопен метал върху преработен слой вследствие от прекомерното термично натоварване (Liao et al., 2021).

■ Остатъчни деформации и напрежения



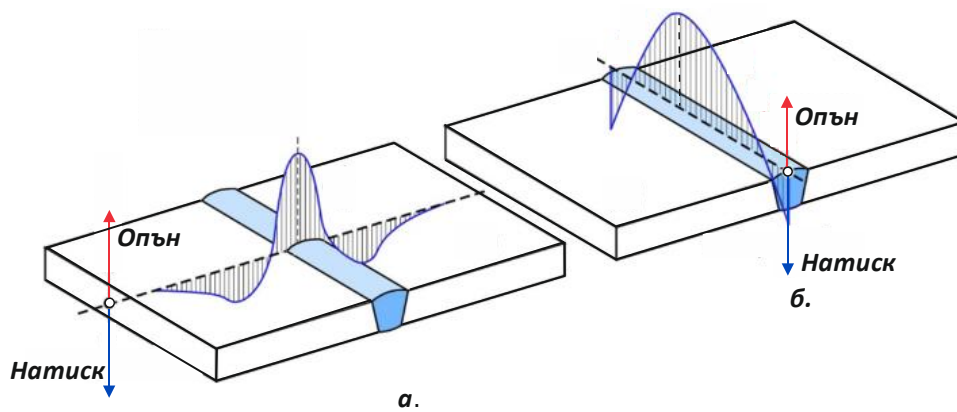
Фиг. 1.11 Остатъчни деформации в заварени елементи

а. в направление, перпендикулярно на заваръчния шев; б. по направление на заваръчния шев

(Baruah and Bag, 2015)

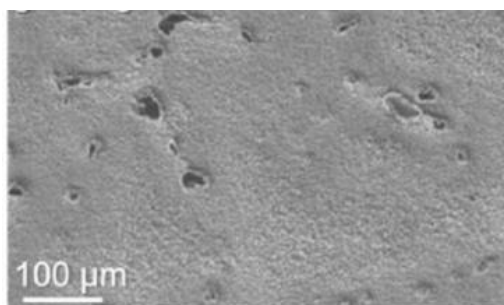
Остават в ПС след механично и/или термично въздействие, приложено от инструмента. Необходимо е да се отбележи, че наличието на ОН не винаги трябва да се счита за дефект. В контекста на ролята на ПС, от значение е разпределението в качествен и количествен аспект на ОН в тях. Наличието на натискови ОН в ПС и ППС значително подобрява експлоатационните характеристики на конструкционните елементи –

преди всичко уморното им поведение. Типичен пример за нежелани остатъчни деформации и напрежения, както и металургични дефекти, причинени от термично натоварване, са тези, възникващи в заварените конструкции (Baruah and Bag, 2015) (фиг. 1.11). Огромните температурни градиенти, характеризиращи неравномерното нагряване и охлаждане на материала в зоната на заваръчния шев и в близост до него, причиняват фазови трансформации на основния и допълнителен материал вследствие преходите твърдо – течно – твърдо състояние, а в центъра на волтовата дъга се надвишава температурата на кипене (за чисто желязо тази температура е $2802^{\pm 5} \text{ }^{\circ}\text{C}$), т.е. налице е и изпаряване на материал. Получените в резултат пластични деформации и структурни промени рефлектират в значителни остатъчни деформации и напрежения. След изравняване на температурата с тази на околната среда, т.е. след достигане на ново равновесно състояние, в заваръчния шев и в зоната в близост до него се формират нежелани опънови ОН, които се трансформират в натискови в съседните слоеве. На фиг. 1.12 е показано разпределението в качествен аспект на ОН в челно заварено съединение в напречно на заваръчния шев направление (фиг. 1.12а) и в напречното сечение, съпадащо със заваръчния шев (фиг. 1.12б). Тъй като тези ОН и деформации не могат да бъдат избегнати, целта е тяхното минимизиране при осигуряване на необходимата якост.



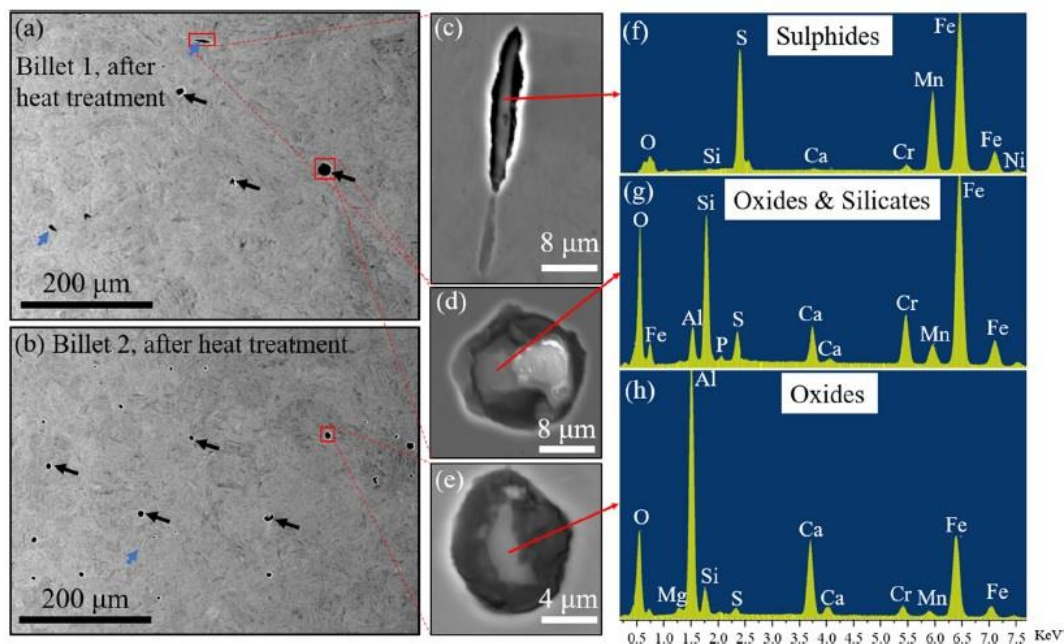
Фиг. 1.12 Разпределение на ОН в челно заварено съединение

■ Кратери и ямички (pitting)



Фиг. 1.13 Кратери и ямички след електрохимично шлифване (Liao et al., 2021)

Представяват забележими нарушения на повърхностната цялост, причинени от механично и химично въздействие. Тази комбинация от въздействия е типична за процеса електрохимично шлифване (табл. 1.2, поз. 7), за който са типични кратери и ямички по повърхността (Liao et al., 2021) (фиг. 1.13).

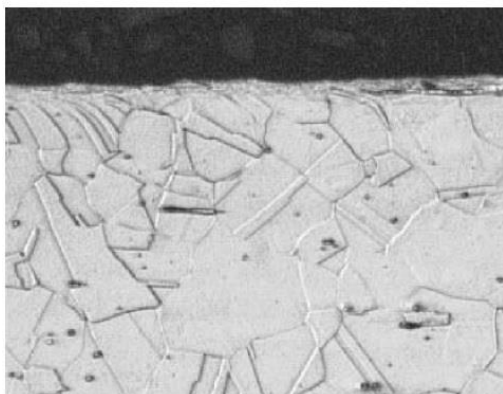


Фиг. 1.14 SEM/EDX изображения на включения в инструментална стомана 20CrNi3H след топлинна обработка (Zhou et al., 2020)

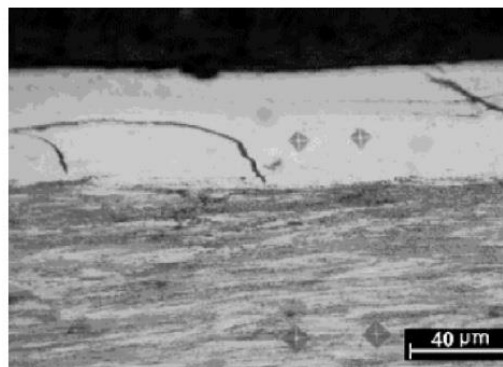
■ Включвания

Включванията са малки неметални елементи или съединения в металите и сплавите. На фиг. 1.14 са онагледени включвания в инструментална стомана 20CrNi3H след термична обработка (Zhou et al., 2020). Резултатите за микроструктурата, морфологията и химичния състав на включванията са получени, използвайки сканираща електронна микроскопия в комбинация с енергодисперсионна рентгенова спектроскопия (SEM/EDX).

■ Повърхностна пластична деформация



Фиг. 1.15 Пластична деформация на зърната в ПС след струговане на аустенитна стомана AISI 304L (Astankhov, 2010)



Фиг. 1.16 Бял слой, получен след струговане на закалена стомана (hard turning) ANSI 1065 (Astankhov, 2010)

Причинява се от механично и термично въздействие, вкл. и триенето с инструмента. На фиг. 1.15 е показана деформацията на зърната в повърхностния слой след струговане на аустенитна неръждаема стомана AISI 304L (Astankhov, 2010).

■ Бял слой (White layer)

Белият слой е тънък ПС в железни сплави, претърпял значителна металургична трансформация с възможни химични реакции вследствие прекомерно голямо механично и термично натоварване при обработване. Белият слой е твърд и крехък, със структура, която значително се различава от тази на основния материал. Това благоприятства формирането и развитието на пукнатини, което в повечето случаи ограничава якостта на умора. Изразът „бял слой“ е свързан с обстоятелството, че такива слоеве след ецване изглеждат с бял цвят под микроскоп (Astankhov, 2010) (фиг. 1.16).

5.2. Повърхностни повреди

♣ Повърхностните повреди са физически и физико-химични нарушения в целостта на ПС, причинени от експлоатационни натоварвания.

Целесъобразно е повърхностните повреди да се разглеждат в корелация с конкретните условия и срок, определящи експлоатационното поведение – уморно поведение, трибологично поведение и корозионната среда.

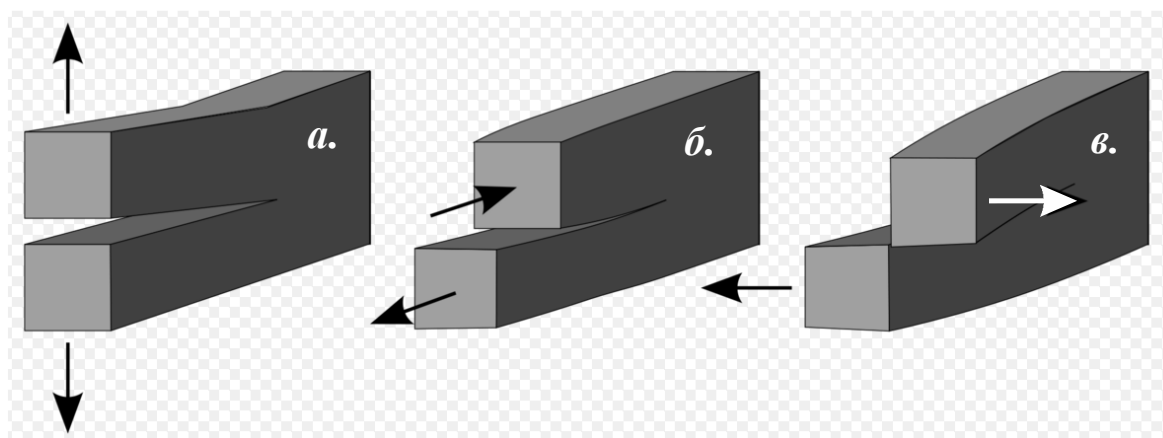
■ Пукнатини от умора на материала

За разлика от пукнатините с металургичен произход и тези, въведени в процеса на изработване на конструкционните елементи, уморните пукнатини се зараждат и развиват по време на експлоатация, характеризираща се с прилагане на динамично или в частност циклично механично и/или термично натоварване. В зависимост от типа на деформацията се различават три типа пукнатини, които е прието да се означават с римските цифри I, II, III – съответно фиг. 1.17а, 1.17б и 1.17в (Георгиев М., Межова, 2008):

- *Пукнатини от тип I (пукнатини на разкъсване)* – Под действието на опънови работни напрежения бреговете на пукнатината се отдалечават една от друга във взаимно противоположни направления (фиг. 1.17а). Такава пукнатина нараства следствие от разкъсването на материала.

- *Пукнатина от тип II* – Под действие на тангенциални напрежения повърхностите на пукнатината се плъзгат една спрямо друга перпендикулярно на фронта на пукнатината. В този случай пукнатината нараства следствие от напречно (по отношение на фронта) плъзгане (фиг. 1.17б).

- *Пукнатина от тип III* – Под действие на тангенциални напрежения повърхностите на пукнатината се плъзгат една спрямо друга успоредно на фронта на пукнатината, която по този начин расте в резултат на надлъжно (по отношение на фронта) плъзгане (фиг. 1.17в).



Фиг. 1.17 Типове пукнатини

Пукнатините могат да се намират в устойчиво, неустойчиво или равно-весно (критично) състояния.

- *Устойчиво състояние* – Дадена пукнатина се намира в устойчиво състояние, когато е неподвижна при постоянно външно натоварване. За да може в този случай пукнатина с дължина l да нарастне с dl , е необходимо външната сила P да нарасне с dP . В този случай е изпълнено неравенството:

$$\frac{dP}{dl} > 0 \quad (1.6)$$

В устойчиво състояние пукнатината не се развива самопроизволно и затова няма непосредствена опасност от аварийно разрушаване на детайла.

● **Неустойчиво състояние** – В неустойчиво състояние пукнатината се развива самопроизволно, а нейното нарастване се съпровожда от намаляване на външната сила. В този случай е изпълнено неравенството:

$$\frac{dP}{dl} < 0 \quad (1.7)$$

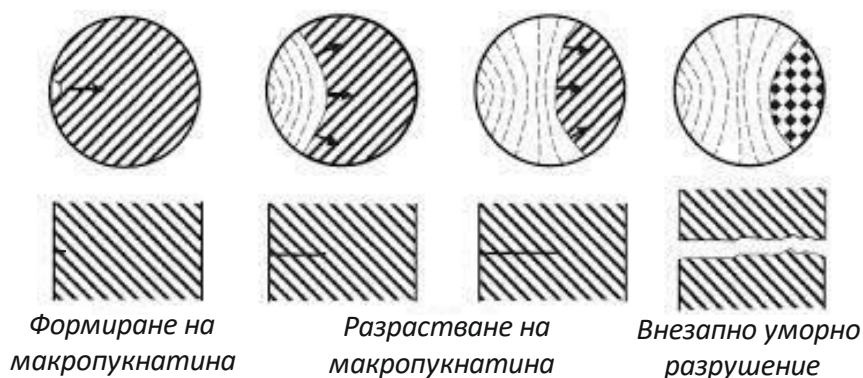
Следователно, когато пукнатината е в неустойчиво състояние, настъпва опасност от лавинообразно спонтанно разрушаване на конструктивния елемент, поради което не трябва да се допускат такива пукнатини.

● **Равновесно (критично) състояние** – Равновесното състояние е на границата между устойчивото и неустойчивото състояния, за което е изпълнено:

$$\frac{dP}{dl} \cong 0 \quad (1.8)$$

Това състояние се нарича критично, тъй като е начало на възможността за неустойчиво развитие на пукнатината.

Както е известно, когато максималното напрежение на цикъла σ_{max} (τ_{max}) е по-голямо от определена стойност за дадения материал, след известен брой на циклите в материала възниква микропукнатина. Зараждането на микропукнатина поставя началото на уморното разрушение. Най-често тя възниква в повърхностните слоеве в региони, където има дефекти в структурата на материала. Променливото натоварване провокира в кристалите в тези региони пластични деформации, изразени в приплъзване, като останалите поликристали се деформират еластично. След премахване на външното натоварване еластично деформираните кристали се връщат в първоначалното си състояние. При пластичната деформация обаче, връзката между атомите на кристалната решетка в равнината на приплъзване се разрушава, т.е. образуването на микропукнатини е свързано с тангенциални напрежения в най-слабите зърна (кристали) на метала.



Фиг. 1.18 Основни етапи на умора на материала

Когато броят на микропукнатините се увеличи, те се съединяват в обща макропукнатина. За изменението на макропукнатините във времето преоблада-

ващо значение имат нормалните напрежения. *Обобщавайки, умората на материалите е процес на зараждане на микропукнатини, прерастващи в макропукнатина и развитие на последната в напречно сечение до внезапно разрушаване на конструкционния елемент.* Процесът на умора на материала съдържа следните основни етапи (фиг. 1.18): 1). Формиране на макропукнатина; 2). Развитие на макропукнатината, респ. отслабване на носещото сечение; 3). Внезапно крехко уморно разрушение.

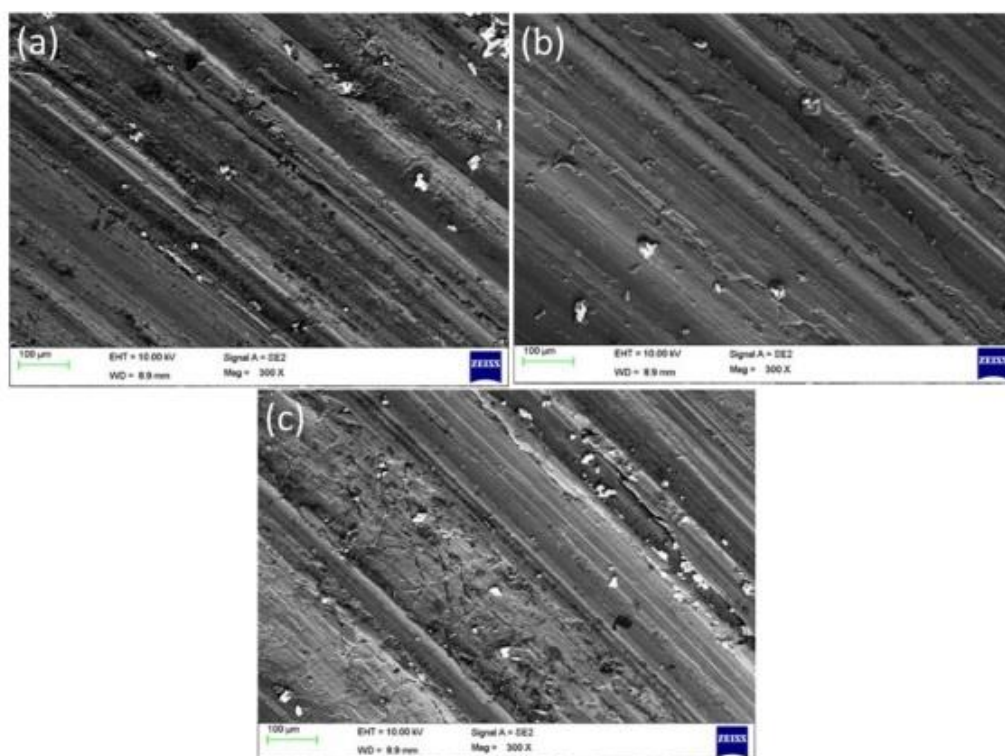
■ Износване

Износването е повреда, изразяваща се в постепенно отделяне на частици и/или деформация на материала в твърди повърхности, следствие механични взаимодействия с други тела (ерозия) и/или химични въздействия от заобикалящата среда (корозия). За идентифициране на даден експеримент на износване или процес на износване, развиващ се в реални условия на експлоатация, е необходимо да се конкретизира съответната трибосистема. Трибосистемата се определя от материала и геометрията на двойката контактуващи тела, скоростта на плъзгане, нормалното натоварване, отсъствието или наличието на абразив и смазващо вещество и въздействие от околната среда. В зависимост от характеристиките на трибосистемата, износването може да се отнесе към следните основни видове:

● *Плъзгащо се износване (Sliding wear)*

Възниква при относително плъзгане между две относително гладки твърди повърхности, контактуващи под натоварване, при което повърхностните увреждания не са причинени от чужди частици. Износването при плъзгане се отнася до метални или неметални повърхности при наличие или отсъствие на смазващо вещество. В зависимост от режима на триене, плъзгащото износване може да бъде при отсъствие на смазващо вещество (dry sliding friction), гранично (boundary sliding friction), смесено (mixed sliding friction) и течно (lubrication sliding friction). Триенето и износването на плъзгащи се двойки зависи от много различни параметри на трибосистемата. При плъзгащ контакт могат да се проявят четирите основни механизми на износване: адхезионно, абразивно, следствие повърхностна умора и корозионно.

В зависимост от спецификата на трибосистемата, някои от тези механизми могат да доминират или да се проявяват съвместно. Типично за морфологията на износените повърхнини е наличието на драскотини, съпътствани от отделени материални частици. На фиг. 1.19 са показани SEM изображения на износени повърхнини от месинг, получени след тестове на плъзгащо износване при отсъствие на смазващо вещество ([Sivasankaran, 2019](#)).

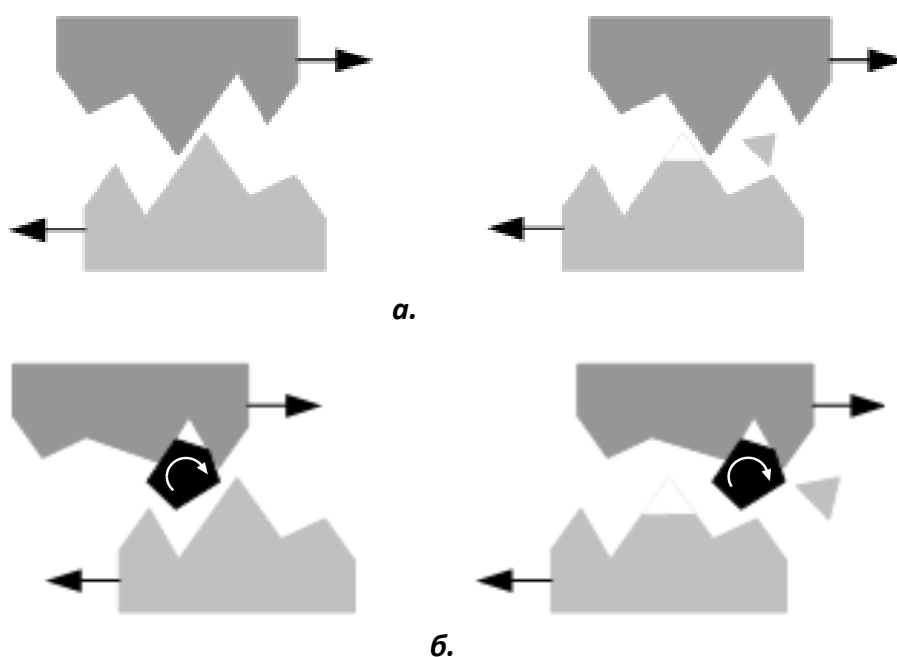


Фиг. 1.19 SEM изображения на износени повърхнини от месинг след тестове на плъзгащо се износване на сухо (влияние на натоварването) (Sivasankaran, 2019)

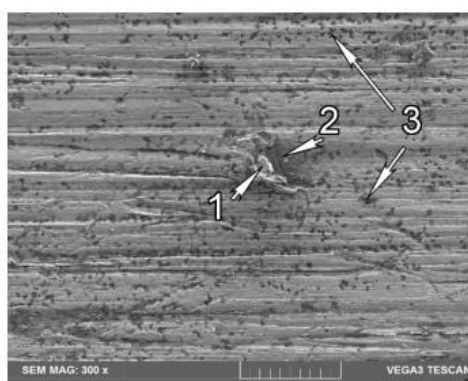
- **Абразивно износване (Abrasive wear)**

Абразивно износване възниква когато твърда повърхност или твърди частици, притиснати и движещи се по твърда повърхност, причиняват загуба на материал. Тези твърди частици могат да бъдат търговски абразиви (обикновено силициев карбид и алуминиев оксид), естествено срещащи се замърсители като прахови частици и пясък (кварц) или частици, образувани по време на процеса на износване. В зависимост от начина, по който абразивните частици преминават по износената повърхност, се различават два основни режима на абразивно износване – абразивно износване с две тела (фиг. 1.20а) и абразивно износване с три тела (фиг. 1.20б).

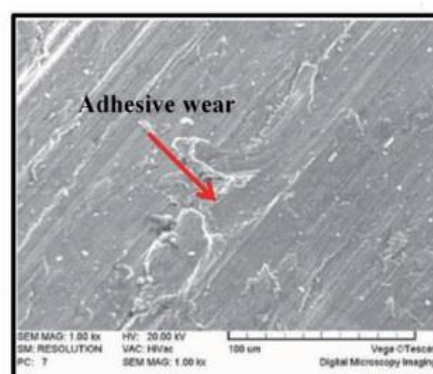
При абразивното износване с две тела по-твърдото тяло изпълнява ролята на абразив. В случая на абразивно износване с три тела абразивните частици (третото тяло) не се задържат здраво, което позволява свободното им търкаляне или плъзгане по повърхностите. Механизмът на абразивно износване се проявява чрез пластична деформация на микрограпавините и микрорязане. В резултат върху износената повърхност се наблюдават типични бразди и драскотини от микрорязане. Фиг. 1.21 илюстрира ефекта от абразивно износване с три тела върху високо-въглеродна ниско легирана аустенитна стомана X120Mn3Si2 (Brykov et al., 2021).



Фиг. 1.20 Основни режими на абразивно износване



Фиг. 1.21 SEM изображение на износена повърхнина от стомана X120Mn3Si2 след абразивно износване с три тела (Brykov et al., 2021)



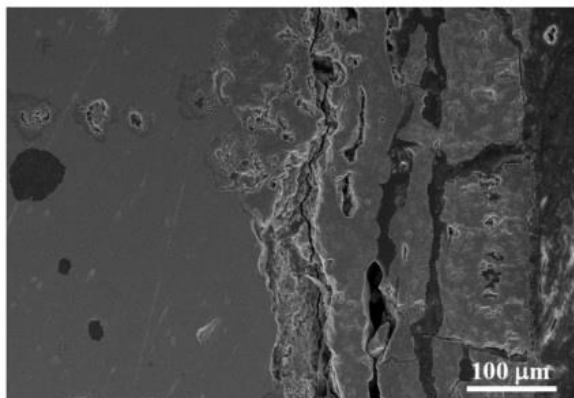
Фиг. 1.22 SEM изображение на износена повърхност вследствие адхезионно износване (Swain et al., 2020)

- **Адхезионно износване (Adhesive wear)**

Адхезионното износване е явление, характеризиращо се с образуване на локализирани връзки между плъзгащи се под товар твърди повърхности без смазване. При определени условия – контактуващи материали, високо локално налягане и температура, се получава връзка между микроскопични издатини на плъзгащите се повърхнини. Тангенциалните сили причиняват срязване на връзката, съпътствано от пренос на материал от едната повърхност към другата. Резултатът обикновено се проявява в образуване на малка кухня на едната повърхност и изпъкналост на другата. Това рефлектира в допълнителни повреди, по-силно изразени върху по-мекия материал. По този начин адхезионното износване започва с микроскопични щети, но прогресирайки във времето, води до

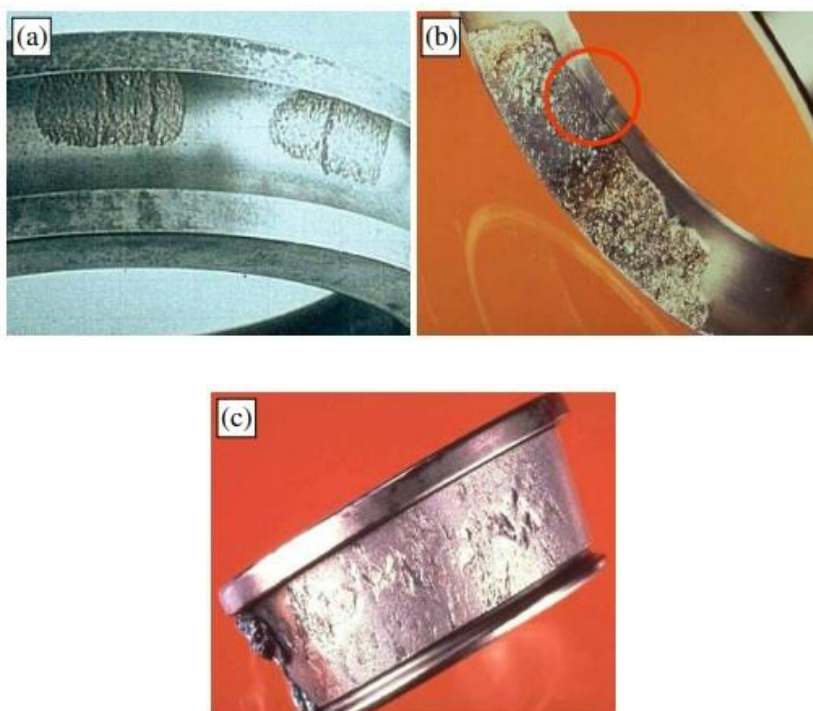
макроскопски такива. В резултат, типичните морфологични признаци, характеризиращи износените повърхнини, са драскотини, изоравания, протрити зони и кухини (Фиг. 1.22) (Swain et al., 2020).

- *Корозионно износване (Corrosive wear)*



Фиг. 2.23 Ефект от циклична оксидация в повърхностния слой на чугунено напречно сечение (SEM) (Kerdbua et al., 2020)

В този случай доминира химическата или електрохимична реакция на контактуващите тела с околната среда. Процесът се развива първо с корозионна атака, което впоследствие причинява износване на корозиралите повърхнини. Фиг. 1.23 показва ефекта от циклична оксидация в ПС на чугунено напречно сечение, характеризиращо се с пореста структура, пукнатини и обезвъглеродяване (Kerdbua et al., 2020).



Фиг. 2.23 Износване в търкалящи лагери поради повърхностна умора (Venci et al., 2017)

- *Износване поради повърхностна умора (Fatigue wear)*

Механизмът на износване поради повърхностна умора се появява в ПС с дебелина от няколко микрометра вследствие от тангенциални напрежения на срязване на повърхността на материала. Характеризира се с образуване на пукнатини по границите на зърната или равнините на разцепване, стартиращи от повърхността и прогресиращи до по-

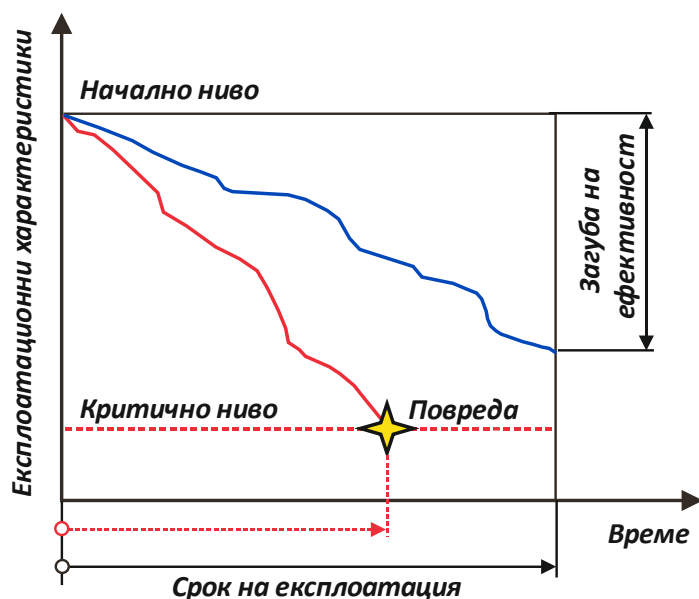
голяма дълбочина чрез растеж на уморни пукнатини, както и ямички по повърхността. Типичен пример за износване, причинено от циклична повърхностна умора, са елементите в търкалящите лагери (фиг. 2.23) (Venci et al., 2017).

6. Концепцията „управление на SI“ срещу деградацията на повърхностните слоеве

Утвърдена практика е в конструктивната документация да се посочват изисквания относно размерите, формата, конкретния материал, някои геометрични параметри (обикновено грапавост, определена чрез 2D параметрите R_a и R_z , допуски на линейни и ъглови размери и отклонения от правилна геометрична форма). По-рядко се посочват специфични изисквания за твърдост, повърхностна текстура или повърхностни покрития на машинните и конструкционните елементи. Не се предписват изисквания за физичните, механичните, металургичните и химичните свойства на ПС като дълбочина на афектирания слой след студено пластично деформиране, знак, дълбочина и разпределение на ОН и др. Като резултат, изборът на технология, респ. последователността от производствени операции и техните режими е фокусиран върху постигане на изискванията за точност на размерите, формата и повърхностна обработка при минимални производствени разходи. Към момента не са известни литературни източници, каталози за инструменти, технологични справочници и др., които да разглеждат избора на параметри на производствените операции с отчитане на подходящ комплекс от характеристики на SI. Независимо, че са публикувани и се публикуват множество изследвания, в справочната литература и стандартите липсва систематизирана информация относно количествената корелация между SI и прогнозното експлоатационно поведение на компонентите. Основната идея, върху която са развити курсовете, обект на които е проектиране на технически изделия, е идеята компонентите да са по-лесни за производство и контрол, минимизирайки по този начин общата цена на изделията.

Като цяло, почти всяко работно състояние може да причини влошаване на качеството на ПС, респ. неговата деградация. Към момента, съвременната концепция за определяне на трите нива от данни за определяне на SI (табл. 1.1) не разглежда въпроса за формиране на комплекса SI в зависимост от спецификата на конкретния конструкционен елемент и конкретните условия на експлоатация. Очевидно, степента на деградация на ПС зависи от SI, което включва и съответните повърхностни дефекти – по-конкретно от вида, броя, местоположението и размера им непосредствено преди въвеждане в експлоатация. Наличието на някои дефекти под определен праг може да не повлияе на експлоатацията на съответния компонент. Критичното състояние на даден повърхностен дефект ще зависи от функционалното му предназначение, т.е. от конкретните условия на експлоатация. Следователно, критичното състояние на всеки дефект трябва да се оценява за всеки компонент. Например, кухините влошават повечето от свойствата на композитните материали – якост на срязване, натиск и огъване, носеща способност, якост на умора, удар и пълзене. Като цяло, увеличението на кухините в материала с 1% влошава свойствата с 2-15% (Astankhov, 2010).

В действителност, влошаването на качеството на даден компонент започва от момента, в който този компонент излиза от производство. Всеки компонент е подложен на някаква форма на деградация, независимо, че тази деградация не може да бъде регистрирана и измерена. Типичен пример е относително бързата корозия на току-що обработени стоманени детайли, която по същество е натрупване на повреди. Този процес продължава през целия срок на експлоатация на съответните компоненти вследствие работните натоварвания, ударите, температурните изменения, наличието на агресивни среди и електромагнитни и др. полета.



Фиг. 1.24 Графика, визуализираща деградацията на материал на инженерни системи
Bachelor et al. (1999)

Според [Bachelor et al. \(1999\)](#), деградацията на материал се дефинира от гледна точка на загуба на експлоатационни характеристики на дадена инженерна система. Тази загуба е свързана с влошаване на редица експлоатационни характеристики, например повишена вибрация, причинена от увеличени хлабини вследствие износване и корозия. За всеки компонент съществува критично минимално ниво на експлоатационните характеристики, което ограничава жизнения цикъл на съответ-

ния възел или съоръжение. Може да се приеме, че влошаването на експлоатационните характеристики до критичното ниво е еквивалентно на възникване на повреда. Когато експлоатационните характеристики, респ. производителността се влошат, но остават над критичното ниво, експлоатацията продължава, но с по-малка ефективност/к.п.д. Описаната концепция, развита от [Bachelor et al.](#), е показана схематично на фиг. 1.24.

Влошеният комплекс от характеристиките на ПС (SI) рефлектира в увеличаване на разходите на отговорните елементи и инженерни структури като цяло. Например, потенциалните загуби, причинени от умора или корозия се отчитат в етапа на проектиране, като се предвижда допълнителен материал. Тези загуби могат да бъдат минимизирани чрез подходящ избор на основни характеристики на SI, така, че системата да понесе по-голямо натоварване или да настъпи по-малка загуба на ефективност по време на експлоатация (фиг. 1.24). Следователно, управлението на SI е основен „инструмент“ за превенция и минимизиране на деградацията на материал.

Литература към Глава I:

- Abd-Elrhman Y.M., Abouel-Kasem A., Emara K.M., Ahmed S.M. (2014) Effect of Impact Angle on Slurry Erosion Behavior and Mechanisms of Carburized AISI 5117 Steel. *Journal of Tribology* 136 / 011106-1 [DOI: 10.1115/1.4025874]
- Astankhov V.P. (2010) Surface Integrity – Definition and Importance in Functional Performance (Ed., J. Paulo), *Surface Integrity in Machining*, Springer – Verlag London Limited, e-ISBN 978-1-84-882-974-2
- Azushima A, Kopp R, Korhonen A, Yang DY, Micari F, Lahoti GD, Groche P, Yanagimoto J, Tsuji N, Rosochowski A, Yanagida A (2008) Severe plastic deformation (SPD) processes for metal. *CIRP Annals – Manufacturing Technology* 57 716-735
- Baruah M., Bag S. (2015) Influence of heat input in microwelding of titanium alloy by micro plasma arc. *Journal of Materials Processing Technology* DOI: 10.1016/j.jmatprotec.2015.12.014
- Batchelor A.W., Lam L.N., Chandrasekaran M. (1999) *Materials Degradation and its Control by Surface Engineering*, London, UK: Imperial College Press
- Bobzin K., Brögelmann T., Kruppe N.C., Bergs T., Trauth D., Hild R., Mannens R., Hoffmann D.C. (2019) Self-Lubricating Physical Vapor Deposition Coatings for Dry Cold Massive Forming. *Steel Research International* 1900475 DOI: 10.1002/srin.201900475
- Boll P.O., Hauert R., Roth M. (1988) Residual stresses in laser treated surfaces. *Proc.: 2 European Conference on Laser-Metal Treatment ECLAT '88*, 13-14 Oct., Bad Nauheim, 180-183
- Brykov M.N., Akrytova T.O., Osipov M.J., Petryshynets I., Puchy V., Efremenko V. G., Shimizu K., Kunert M., Hesse O. (2021) Abrasive Wear of High-Carbon Low-Alloyed Austenite Steel: Microhardness, Microstructure and X-ray Characteristics of Worn Surface. *Materials* 14 6159 <https://doi.org/10.3390/ma14206159>
- Burakowski T, Wierzchoń T (1999) *Surface Engineering of Metals. Principles, Equipment, Technologies*. CRC Press ISBN 0-8493-8225-4. Ed. by Tyrkiel E.A, Dearnley P. A Guide to Surface Engineering Terminology. The Institute of Materials, London
- Burakowski T., Roliński E., Wierchoń T. (1992) *Metal surface engineering (in Polish)*. Warsaw University of Technology Publications, Warsaw 1992
- Cotell, C.M., Sprague, J.A. (1994) Preface, *Surface Engineering*, in *ASM Handbook*. ASM International: Materials Park, OH.
- Dabwan Abdulmajeed, Anwar Saqib, Al-Samhan Ali M., Nasr Mustafa M. (2020) On the Effect of Electron Beam Melted Ti6Al4V Part Orientations during Milling. *Metals* 10, 1172; doi:10.3390/met10091172
- Dwivedi D.K. (2018) *Surface Engineering. Enhancing Life of Tribological Components*. Springer (India) Pvt. Ltd. ISBN 978-81-322-3779-2 (eBook)
- Ecoroll Catalogue “Tools & Solutions for Metal Surface Improvement” (2006) Ecoroll Corporation Tool Technology, USA
- Farhang B., Ravichander B. B., Venturi F., Amerinatanzi A., Moghaddam N. S. (2020) Study on variations of microstructure and metallurgical properties in various heat-affected zones of SLM fabricated Nickel–Titanium alloy. *Materials Science & Engineering A* 774 138919
- Grigoryantz, A.G., Safonov, A.N. (1987) *Methods of surface treatment by laser beam. Laser technology and techniques (in Russian)*. No. 3 Publ. Vissaya Shkola, Moscow

<https://www.azom.com/article.aspx?ArticleID=1581>

<https://www.canadianmetalworking.com/canadianindustrialmachinery/article/fabricating/one-laser-head-one-plasma-torch-one-cutting-table>

<https://www.mmsonline.com/articles/new-applications-for-electrochemical-grinding>

<https://www.voxelinnovations.com/post/ecm-vs-edm>

Hudson, B. (1992) *Surface Science – An Introduction*, Boston: Butterworth-Heinemann

Kerdbua P., Bidabadi M.H.S., Chandra-ambhorn W., Chandra-ambhorn S. (2020) High Temperature Corrosion Behaviour of Aluminide-Coated Cast Iron for an Exhaust Manifold Application. *Coatings* 10, 705 doi:10.3390/coatings10080705

Koseki S., Inoue K., Morito S., Ohba T., Usuki H. (2015) Comparison of TiN-coated tools using CVD and PVD processes during continuous cutting of Ni-based superalloys. *Surface & Coatings Technology* 283 353-363

Kozak J., Zybura-Skrabalak M. (2016) Some problems of surface roughness in electrochemical machining (ECM) *Procedia CIRP* 42 101 – 106

Kurita T., Hattori M., (2006) A study of EDM and ECM/ECM-lapping complex machining technology. *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 46 1804–1810

Liao Z., Monaca A., Murray J.W., Speidel A., Ushmaev D., Clare A., Axinte D., M'Saoubi R. (2021) Surface integrity in metal machining - Part I: Fundamentals of surface characteristics and formation mechanisms. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 162 103687 <https://doi.org/10.1016/j.ijmachtools.2020.103687>

M'Saoubi R (2008) A review of surface integrity in machining and its impact on functional performance and life of machined products. *Int J Sustainable Manuf* 1(1/2) 203-236

Miranda R et al. (2014) *Surface modification by solid state processing*. Elsevier (Woodhead Publishing Limited) ISBN 978-0-85709-469-8 (online)

Narva V.K., Loshkaryeva N.S., Kryanina M.N., Byelokonova T.A. (1989) Filling in of residual porosity in sintered carbon steel by laser treatment (in Russian). *Metallovedeniye i Termicheskaya Obrabotka Metallov*, No. 10., 16-18

Radziejewska J. (2012) Application of Laser-Burnishing Treatment for Improvement of Surface Layer Properties (Chapter in: *CO2 Laser – Optimisation and Application*) DOI: 10.5772/38485

Saxena K. K., Qian J., Reynaerts D. (2020) A tool-based hybrid laser-electrochemical micromachining process: Experimental investigations and synergistic effects. *International Journal of Machine Tools and Manufacture* 155 103569

Segal VM (2002) Severe Plastic Deformation Simple Shear Versus Pure Shear. *Materials Science and Engineering A* 338(1-2) 331-344

Sharma R., Singh J. (2014) Effect of Powder Mixed Electrical Discharge Machining (PMEDM) on Difficult-to-machine Materials – a Systematic Literature Review. *J. Manuf. Sci. Prod.* DOI 10.1515/jmssp-2014-0016

Shyha Islam, Gariani Salah, Ahmed El-Sayed Mahmoud, Huo Dehong (2018) Analysis of Microstructure and Chip Formation When Machining Ti-6Al-4V. *Metals* 8 185 MDPI doi:10.3390/met8030185

- Singh J., Mazumder J. (1986) Evaluation of microstructure in laser clad Fe-Cr- Mn-C alloy. *Materials Science and Technology*, Vol. 2, July 1986, pp. 709-713
- Sivasankaran S. (2019) Optimization on dry sliding wear behavior of yellow brass using face centered composite design. *AIMS Materials Science*, 6(1) 80–96 DOI: 10.3934/matricsci.2019.1.80
- Surzhenkov A., Allikas G., Gregor A., Zimakov S., Kulu P., Müller H. (2008) LASER TREATMENT OF SURFACES OF TOOL AND PM STEELS AND STEELS WITH COATINGS. 6th International DAAAM Baltic Conference INDUSTRIAL ENGINEERING” 24-26 April 2008, Tallinn, Estonia
- Swain B., Bhuyan S., Behera R., Sanjeeb Mohapatra S., Behera Ajit (2020) Chapter – Wear: A Serious Problem in Industry. Intech Open DOI: <http://dx.doi.org/10.5772/intechopen.94211>
- Tobota Konrad, Chmielewski Tomasz, Chmielewski Marcin (2019) Microstructure and selected properties of Ni-Cr-Re coatings deposited by means of HVOF thermal spraying. *Welding technology review* 91 (1) DOI: <http://dx.doi.org/10.26628/wtr.v91i1.1000>
- Tyrkiel E A (1995) *Guide to Surface Engineering Terminology*. The Institute of Materials London ISBN 0 901716 64 2
- Valiev RZ, Estrin Y, Horita Z, Langdon TG, Zeherbauer MJ, Zhu YT (2006) Producing Bulk Ultrafine-grained Materials by Severe Plastic Deformation, *JOM* 58(4): 33-39
- Valiev RZ, Islamgaliev RK, Alexandrov I.V. (2000) Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation. *Prog Mater Sci* 45 103-189
- Valiev RZ, Krasilnikov NA, Tsenev NK. (1991) Plastic deformation of alloys with submicron-grained structure. *Mater Sci Eng A* 137 35-40
- Valiev RZ, Langdon TG (2006) Principles of Equal-channel Angular Pressing as a Processing Tool for Grain Refinement. *Prog Mater Sci* 51(7) 881-981
- Vedrtnam Ajitanshu, Chaturved Shashi Kant (2019) Optimizing machining processes used for high chromium steel. *MOJ Civil Eng* 5(3):68–76
- Venci A., Gašić V., Stojanović B. (2017) Fault tree analysis of most common rolling bearing tribological failures. 13th International Conference on Tribology, ROTRIB'16, IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 174 012048 doi:10.1088/1757-899X/174/1/012048
- Watanabe I., Kosuge S., Ono M., Nakada K. (1987) Surface processing with a high power CO2 laser. *Proc.: Second International Conference on Surface Engineering*. Stratford-on-Avon, 16-18 June 1987, pp. 131-140
- Xia H., Wu A., Fan Y., Zou G., Ren J. (2012) Effects of ion implantation on the brazing properties of high purity alumina. *Surface & Coatings Technology* 206 2098–2104
- Zangwill A. (1988) *Physics at Surfaces*, Cambridge: Cambridge University Press
- Zenker R, Zenker U. (1986) Kombination Karbonitrieren/Laserstrahlhärten - eine neue Variante der Randschichtwärmebehandlung. *Neue Hütte*, Vol. 31, No. 11 pp. 407-413
- Zhang Jianmei, Pei Z.J. (2010) *Characterization Methods for Surface Integrity* (Ed., J. Paulo), *Surface Integrity in Machining*, Springer – Verlag London Limited e-ISBN 978-1-84-882-974-2
- ZHAO F., ZHANG C.L., LIU Y.Z. (2016) Ferrite decarburization of high silicon spring steel in three temperature ranges. *Arch. Metall. Mater.* 61 (3) 1369–1376 DOI: 10.1515/amm-2016-0252
- Zhou X., Shao Z., Tian F., Hopper C., Jiang J. (2020) Microstructural effects on central crack formation in hot cross-wedge-rolled high-strength steel parts. *J Mater Sci* 55:9608–9622

<https://doi.org/10.1007/s10853-020-04677-5>

Zhu X., Liu Y., Zhang J., Wang K., Kong H. (2020) Ultrasonic-assisted electrochemical drill-grinding of small holes with high-quality. *Journal of Advanced Research* 23 151–161

Георгиев М (2005) Пукнатиноустойчивост на металите при статично натоварване, С., БУЛВЕСТ 2000

Георгиев М., Межова Н. (2008) Пукнатиноустойчивост на металите при циклично натоварване. София, БУЛВЕСТ 2000

Максимов Й.Т., Дунчева Г.В., Амуджев И.М., Анчев А.П., Дунчев В.П., Диамантно заглаждане. ЕКС-ПРЕС, Габрово (2021) ISBN 978-954-490-701-3

ГЛАВА II

ПАРАМЕТРИ НА ПОВЪРХНОСТНАТА ТЕКСТУРА (ПТ). ВЛИЯНИЕ НА ПАРАМЕТРИТЕ НА ПТ ВЪРХУ ФУНКЦИОНАЛНИТЕ СВОЙСТВА НА ПОВЪРХНИНТЕ. ТЕХНОЛОГИЧНИ ВЪЗМОЖНОСТИ НА ПРОЦЕСИ ЗА ПОВЪРХНОСТНО ПЛАСТИЧНО ДЕФОРМИРАНЕ (ППД) ЗА РЕДУЦИРАНЕ НА ГРАПАВОСТТА. ТЕХНИКИ ЗА ИЗМЕРВАНЕ НА ГРАПАВОСТТА

1. Параметри на повърхностната текстура

1.1. Номинална, реална и измерена повърхнина

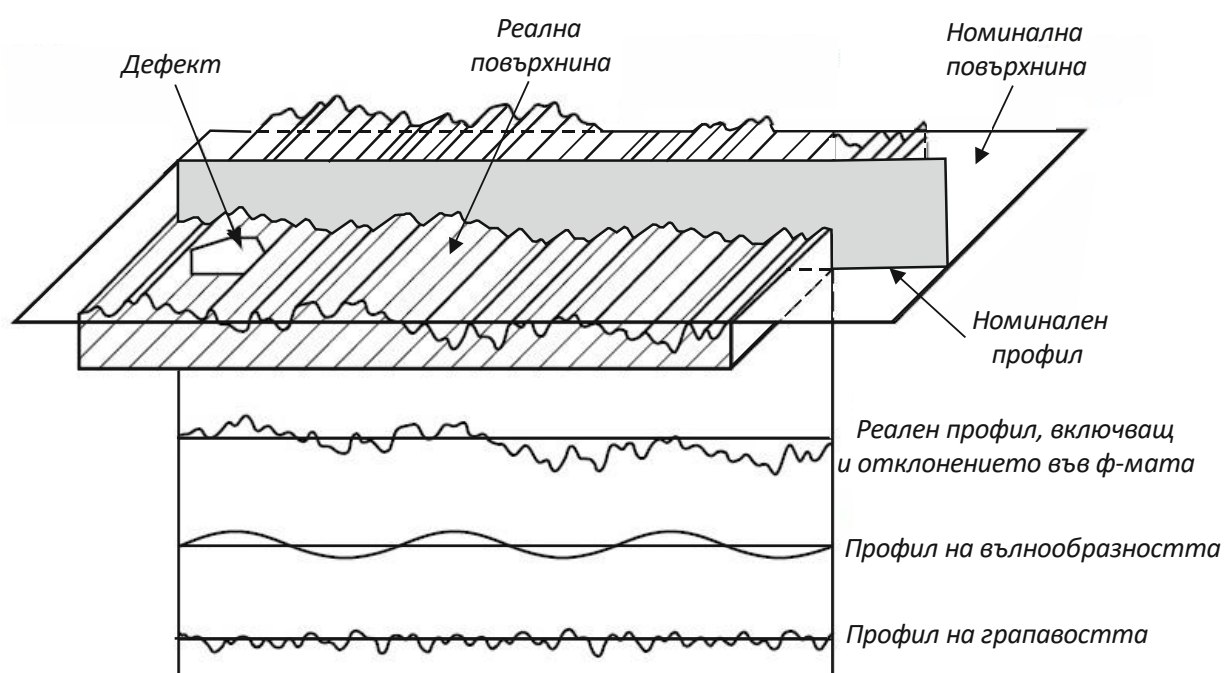
Повърхнините са границите, които отделят даден обект/детайл от друг обект/детайл, вещество или пространството. Според контекста, в който се разглеждат, повърхнините могат да бъдат номинални, реални, измервани.

■ Номинална повърхнина/номинален профил

Предписват се от конструктура в съответните чертежи без отклонения. Тъй като отклоненията им са неизбежни, реалната повърхнина и реалният профил се различават от номиналните.

■ Реална повърхнина/реален профил

Реалната повърхнина/реалният профил се разглеждат като линейна суперпозиция от съответната грапавост, вълнообразност и форма, към които са добавени неизбежните дефекти ([ASME B46.1-2009](#)) (фиг. 2.1).



Фиг. 2.1 Компоненти на ПТ

Геометричните параметри, с които се характеризират реалните повърхнини, са стандартизирани и се свързват с общото понятие повърхностна текстура (ПТ).

♣ *ПТ дефинира съвкупността от геометрични параметри, характеризиращи отклоненията от номиналната повърхнина на следните три компонента – грапавост, вълнообразност и форма (релеф).*

Реалният профил е сечение на реалната повърхнина с равнина, нормална на номиналната повърхнина и включва всички отклонения, които се категоризират в две групи – отклонения на макрогеометрията и отклонения на микрогеометрията.

■ Измерена повърхнина

Представява изображение на реалната повърхност, получено чрез използване на измервателен уред.

Отклоненията на макро- и микро- геометрията на реалната повърхнина/реалния профил се отчитат спрямо референтна линия/референтна 3D повърхнина, наречерени съответно средна линия/средна повърхнина. Средната линия/средната повърхнина се определят чрез: 1). Метода на най-малките квадрати; 2). Чрез филтриране. В първия случай средната линия/средната равнина е съответно линия/повърхнина, чиято форма е като тази на номиналния профил/номиналната повърхнина, така, че в обхвата на избраната дължина/област сумата на квадратите на отклоненията на профила/топографията е сведена до минимум. Във втория случай е линията/повърхнината, установени чрез избрания филтър и свързаната с него аналогова или цифрова схема в измервателния уред.

1.2. Отклонения на макрогеометрията

Това са отклонения от първи и втори ред и се отнасят до формата и вълнообразността (фиг. 2.1).

■ Отклонение на формата на реалната повърхнина

Това е отклонението от формата или профила на номиналната повърхнина;

■ Вълнообразност

Представява съвкупност от периодично повтарящи се неравности по обработената повърхнина, причинени от трептенията в системата машина – инструмент – детайл, износването на инструмента и нехомогеността на материала. Вълнообразността се дефинира в перпендикулярно сечение към повърхнината така, че грапавостта и отклоненията на формата се изключват (фиг. 2.1). Вълнообразността се оценява със следните параметри:

W_a - средна стойност на вълнообразността на профила;

W_t - най-голямата стойност на височината на профила на вълнообразността в обсега на измерваната дължина l_t (фиг. 2.2).



Фиг. 2.2 Максимална височина на възнообразността на модифициран профил

Измерванията на възнообразността се правят за модифициран профил, т.е. профил, за който са изключени грапавостта и отклоненията във формата.

1.3. Отклонения на микрогеометрията

Отклоненията на микрогеометрията са от трети и по-висок ред и определят грапавостта на обработената повърхнина (фиг. 2.1). Грапавостта е в корелация с предписаните отклонения на формата и размерите. Параметрите, характеризиращи грапавостта, са 2D и 3D ([Dong et al., 1994](#)). Атрибутите на грапавостта, определени със съответните 2D параметри, имат основно значение в инженерната практика и научните изследвания. Техниките за профилиране, базирани върху 2D параметри, са широко използвани в индустрията за контрол на производството и функционален контрол на грапавостта на повърхностите. Първият профилометър е разработен от [Abbott et al., \(1938\)](#). За предписаната грапавост на повърхнините се прилага широко използвания принцип в приложните инженерни науки за минимизиране на отношението цена/качество, т.е. целта е да осигури ефективно функциониране на съответната повърхнина за конкретно приложение при минимум време и разходи за обработване.

Параметрите, характеризиращи грапавостта, са стандартизирани, което е свързано с инструментариума за оценяването ѝ ([Zhang and Pei, 2010](#)). Тези параметри са описани в ASME B46.1-2009 и ISO 25178-2:2012 – стандарти, базирани върху системата на средната линия/средната равнина с определящо значение за SI.

2D параметрите на грапавостта се означават с голяма буква "R" и съответни индекси (например R_a, R_q, R_z, R_t, R_v), а 3D параметрите – с голяма буква "S" и аналогични индекси (например S_a, S_q, S_t, S_p, S_k). Съществува определена разлика в двата стандарта (ASME B46.1-2009 и BS EN ISO 25178-2:2012), преди всичко в класификацията на основните групи 2D и 3D параметри на грапавостта. Според [ASME B46.1-2009](#) параметрите на грапавостта са диференцирани в следните пет основни групи: 1). Височинни (амплитудни); 2). Интервални; 3). Параметри и функции на формата; 4). Хибридни; 5). Други параметри. Според [BS EN ISO 25178-2:2012](#) 3D параметрите на грапавостта са класифицирани в следните основни групи: 1). Височинни (амплитудни); 2). Пространствени; 3). Хибридни; 4). Функционални; 5). Разни (разнородни). Важно е да се отбележи, че няма пълно съвпадение на параметрите в дадена група, независимо от еднаквите наиме-

нования. Например, според [BS EN ISO 25178-2:2012](#), в групата на височинните (амплитудните) параметри са включени т.н. параметри на формата, които според [ASME B46.1-2009](#) са отделна група. Последните по същество са качествени параметри на грапавостта, тъй като отчитат различни статистически аспекти в разпределението на височините на микрограпавините. В настоящия труд основните групи параметри са представени в съответствие с [ASME B46.1-2009](#). Отделно е акцентирано върху т.н. функционалните параметри, представители на група „Разни (разнородни)“ според [BS EN ISO 25178-2:2012](#), поради специфичната им роля за трибологичното поведение.

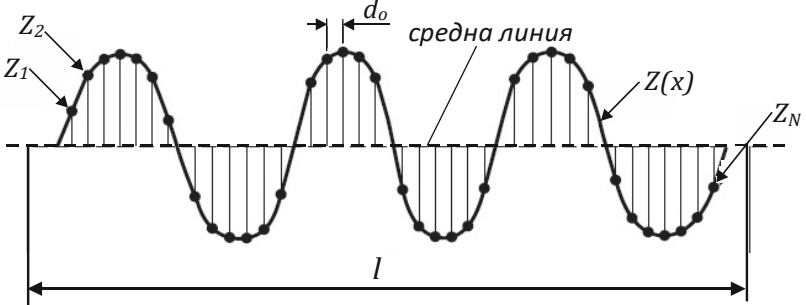
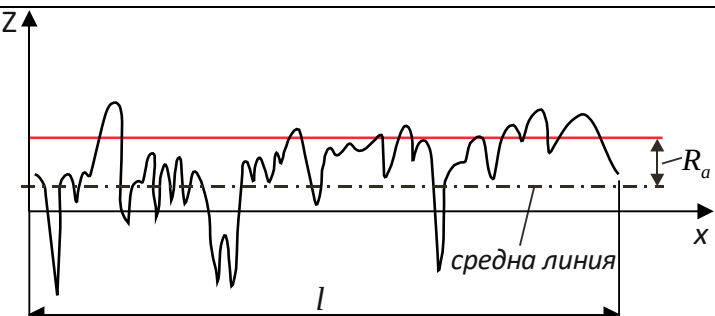
1.4. 2D параметри

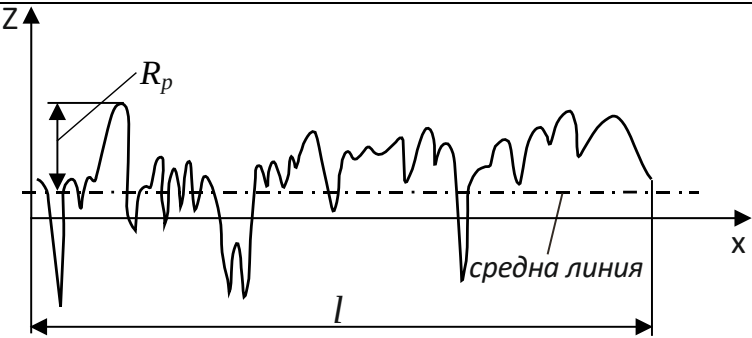
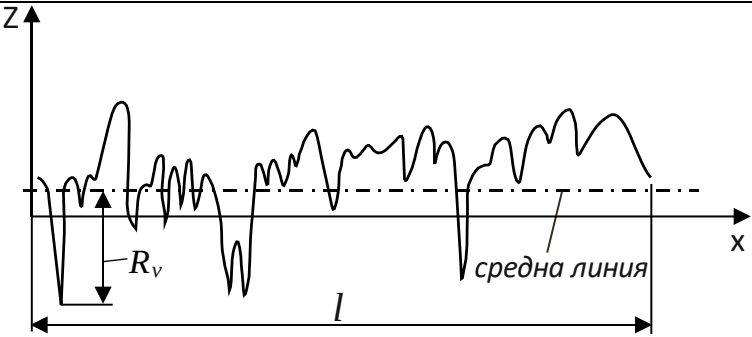
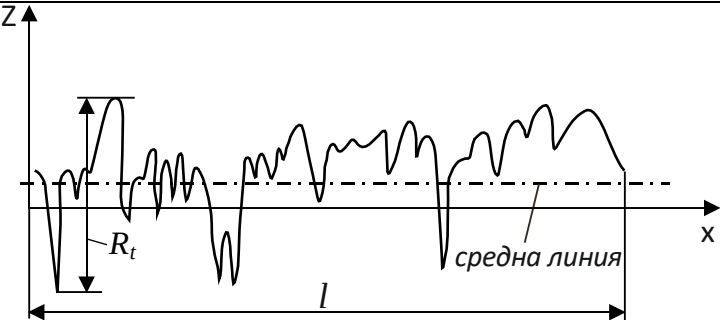
1.4.1. 2D височинни параметри

„Височинни (или амплитудни) параметри“ е термин, свързан с измерване на височината на профила в нормално направление спрямо номиналния профил на съответната повърхнина (по направление на ос Z), отчетена спрямо средната линия. Средната линия е референтната линия, спрямо която тези параметри се изразяват в микрометри. В таблица 2.1 са показани височинните 2D параметри на грапавостта ([ASME B46.1-2009](#)). За всеки параметър, освен означение, е дадена дефиниция, както и схема, и изчислителна зависимост, ако са приложими.

2D височинни параметри

Таблица 2.1

№	Означение	Схема/Дефиниция/Изчислителна зависимост
1	$Z(x)$	 Функцията на височината на профила $Z(x)$ отчита отклоненията точка по точка със стъпка d_0 между измерения профил и средната линия. За цифрови инструменти профилът $Z(x)$ се апроксимира чрез серия числени стойности, записани за конкретен интервал.
2	R_a	

		Средно-аритметично отклонение на профила от средната линия в обсега на измерената дължина l: $R_a = \frac{1}{l} \int_0^l Z(x) dx \approx \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n Z(x_i) , \mu m$ Параметърът R_a показва интегралната картина на вариациите на височината на профила.
3	R_q	Средно-квадратично отклонение на разпределението на височината на профила. $R_q = \left[(1/l) \int_0^l Z(x)^2 dx \right]^{1/2}, \mu m$
4	R_p	 Най-голямата височина на микрограпавините, измерена над средната линия в обсега на измерваната дължина l.
5	R_v	 Най-дълбоката падина на микрограпавините, измерена под средната линия в обсега на измерваната дължина l. Параметърът R_v е индикатор за задържане на масло и механичното поведение на повърхнините.
6	R_t	

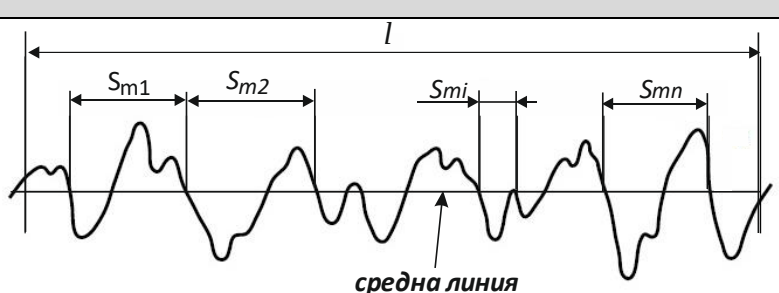
		Максимална височина на микрограпавините, дефинирана между върховете и падините в обсега на измерваната дължина l. $R_t = R_p + R_v$
7	R_z	Средна стойност на височината на микрограпавините на профила, изчислена на база на петте най-големи и петте най-ниски височини на микропрофила в обсега на измерваната дължина l. $R_z = \frac{1}{5} \left(\sum_{i=1}^5 Z_{pm_i} + \sum_{i=1}^5 Z_{vm_i} \right)$
8	R_{pm}	Средна стойност на дълбочината на изравняване на микрограпавините. Параметърът R_{pm} характеризира носещата способност на плъзгащи се повърхнини и покрития.

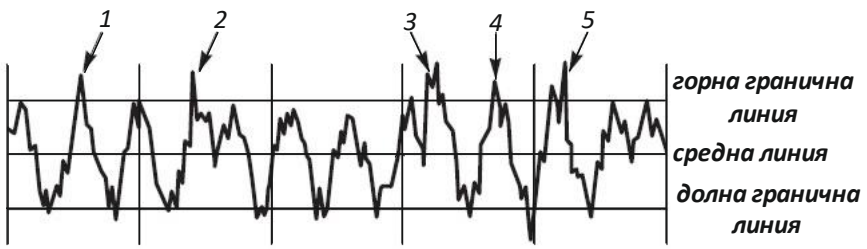
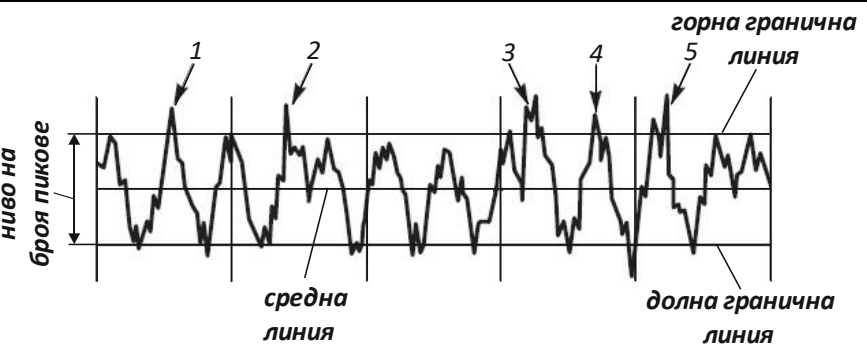
1.4.2. 2D интервални параметри

Тези параметри са свързани с интервалите между отделните микронеравности на профила, мерени по направление на средната линия (табл. 2.2) ([ASME B46.1-2009](#)).

2D интервални параметри

Таблица 2.2

№	Означение	Схема/Дефиниция/Изчислителна зависимост
1	RS_m	 Средна стойност на интервалите между неравностите, измерени на нивото на средната линия. Параметърът RS_m изисква едновременно да се разграничават както височините на микрограпавините, така и на интервалите. Ако не е посочено друго, по подразбиране височината е 10% от R_z, т.е. $\pm 0.05 R_z$ от средната линия, а интервалите са 1% от измерваната дължина. $RS_m = (1/n) \sum_{i=1}^n S_{mi}, \mu m$

2	SAE пикове	 SAE произтича от Society of Automotive Engineers (Асоциация на инженерите в автомобилостроенето) и съответства на неравномерността на профила, отчетена чрез броя на последователните му пресичания с горната и долната гранична линия. Граничните линии (зададени от конструктора) са разположени успоредно и на еднакво разстояние от средната линия на профила
3	Ниво на броя пикове	 Вертикалното разстояние между двете граничните линии, описани в поз. 2 (SAE пикове)
4	Плътност на пикове (m)	Брой на SAE пикове за единица дължина. Този параметър е важен за приложения с използване на покрития, за които адхезията е определяща

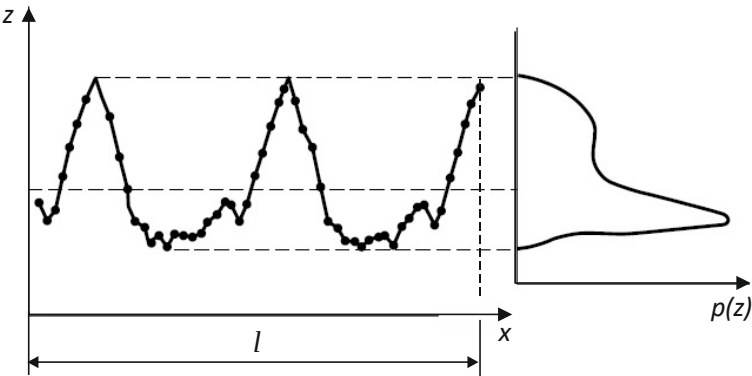
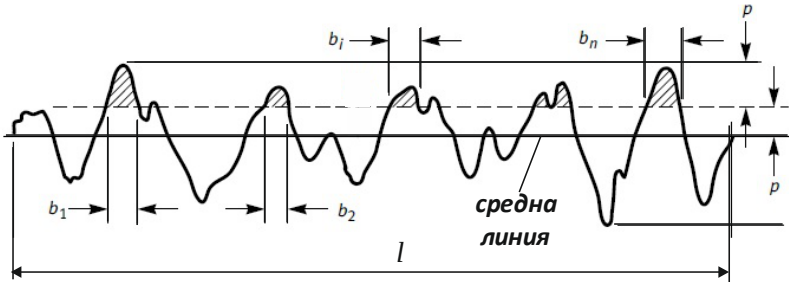
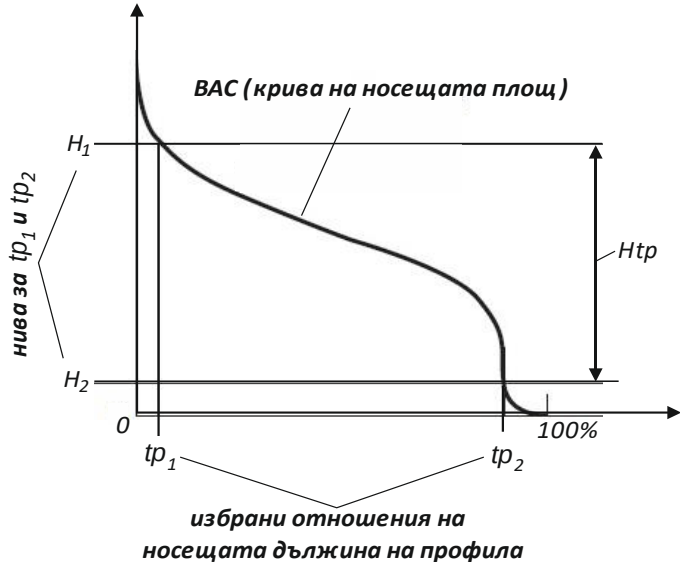
1.4.3. 2D параметри и функции на формата

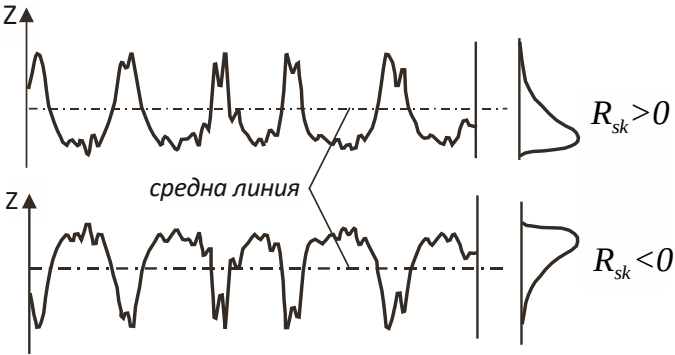
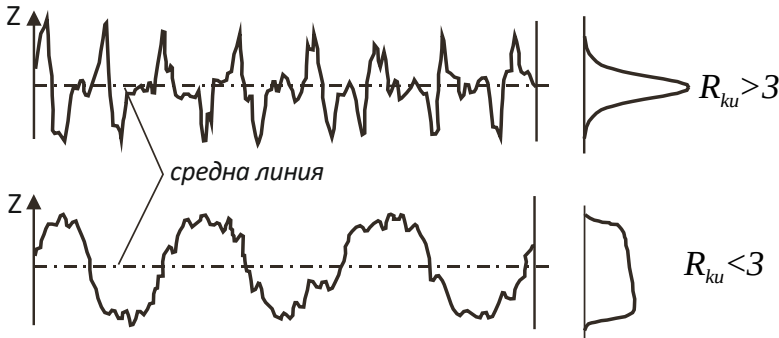
Тази група параметри отчита характера на разпределение на височините на профила на микрограпавините в обсега на изследваната дължина (табл. 2.3). Повечето параметри на формата (с изключение на този, показан в поз. 2) са безразмерни, т.е. тази група параметри са качествени параметри на грапавостта. Стойностите на някои от тези параметри се разглеждат като индикатори за трибологичното и уморното поведение на съответните компоненти (виж т. 1.6).

2D параметри и функции на формата

Таблица 2.3

№	Означение	Схема/Дефиниция/ Изчислителна зависимост
1	$ADF(z)/p(z)$	Функцията $ADF(z)$ (или $p(z)$) е плътност на вероятностите на височините на повърхностните микрограпавини в обсега на измерваната дължина l

		
2	Носеща дължина на профила	 Сумата от дължините на секциите, получени чрез срязване на върховете на профила с линия, успоредна на средната линия в рамките на измерваната дължина l за определено ниво p. Нивото p може да бъде определено по няколко начина: - дълбочина спрямо най-високия връх; - височина спрямо средната линия; - процент от стойността на R_t спрямо най-високия пик.
3	H_{tp}	 Разликата между височините, съответстващи на две избрани стойности на отношенията на носещата дължина на профила: $H_{tp} = H_2 - H_1$ Кривата на носещата площ (Bearing area curve (BAC)) отчита натрупаното разпределение $ADF(z)$ и показва как варира параметърът H_{tp} в зависимост от нивото p.

4	R_{sk}	 <i>Skewness</i> – положителен или отрицателен параметър, оценяващ степента на асиметрия на разпределението на височините на профила по отношение на средната линия: $R_{sk} = \frac{1}{R_q^3} \frac{1}{N} \sum_{j=1}^N Z_j^3$
5	R_{ku}	 <i>Kurtosis</i> – в зависимост от разпределението на остротата на микрогравините приема следните стойности: $R_{ku} = 3$ за нормално разпределение; $R_{ku} > 3$ когато доминират микрогравините с остри върхове; $R_{ku} < 3$ когато разпределението включва микрогравини със заоблени върхове: $R_{sk} = \frac{1}{R_q^4} \frac{1}{N} \sum_{j=1}^N Z_j^4$
6	$PSD(f)$	Спектрална плътност на мощността (<i>Power Spectral Density (PSD)</i>) – разлагане в ред на Фурие на измерения повърхностен профил на съставните му пространствени честоти (f). За дигитализиран профил с измервана дължина l, състоящ се от N равноотдалечени точки с интервал d_o, функцията $PSD(f)$ може да бъде апроксимирана с уравнението: $PSD(f) = \left(\frac{d_o}{N}\right) \left \sum_{j=1}^N Z_j e^{-i2\pi f(j-1)d_o} \right ^2,$ където $i = \sqrt{-1}$; $f = K/l$ е пространствената честота, $K = 1 - N/2$ е цяло число. Функцията $PSD(f)$ може също да бъде изчислена чрез преобразуване на Фурие на автоковариационната функция (виж поз. 7).

7	$ACV(\tau)$	Автоковариационна функция $ACV(\tau)$ – определя се чрез интегриране на изместените и неизместените профили в обсега на измерваната дължина. Може да се определи чрез обратна трансформация на Фурие на функцията $PSD(f)$. $ACV(\tau)$ се определя от уравнението: $ACV(\tau) = \lim_{l \rightarrow \infty} (1/l) \int_{-l/2}^{+l/2} Z(x) Z(x + \tau) dx$
8	$ACF(\tau)$	Нормализирана автокорелационна функция $ACF(\tau)$ е: $ACF(\tau) = ACV(\tau)/R_q^2$ Функцията $ACF(\tau)$ е свързана с корелационната дължина, т.е. разстоянието на изместване, за което $ACF(\tau)$ получава избрана стойност. Типични избрани стойности са $1/e$, $0,1$ или 0.

1.4.4. 2D хибридни параметри

2D хибридните параметри са свързани с темпа на изменение на височината на профила на микрограпвините. Показани са в табл. 2.4

2D хибридни параметри

Таблица 2.4

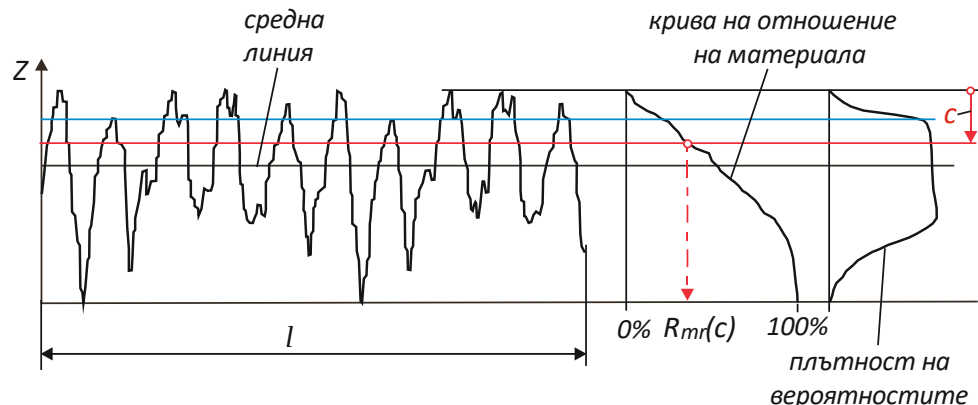
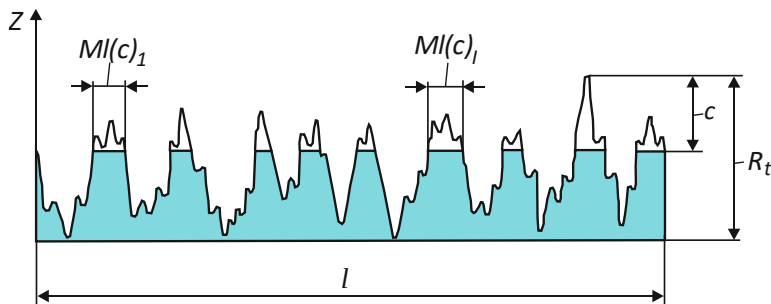
№	Означение	Схема/Дефиниция/ Изчислителна зависимост
1	$R\Delta_a$	$R\Delta_a$ е средно-аритметична стойност на абсолютните стойности на изменение на темпа на височината на профила, изчислена в обсега на измерваната дължина l. Аналитично се определя с уравнението: $R\Delta_a = (1/l) \int_0^l dZ/dx dx,$ където dZ/dx е локалният наклон на профила. Числено се определя с израза: $R\Delta_a = \frac{1}{N} \sum_{i=1}^N \Delta_i ,$ където: $\Delta_i = \frac{1}{60d_0} (Z_{i+3} - 9Z_{i+2} + 45Z_{i+1} - 45Z_{i-1} + 9Z_{i-2} - Z_{i-3})$, т.е. големината на $R\Delta_a$ зависи от избраната стойност на стъпката d_0 (виж табл. 2.1, поз. 1).
2	$R\Delta_q$	$R\Delta_q$ е средно-квадратична стойност на темпа на изменение на височината на профила, изчислена за обсега на измерваната дължина l. Аналитично се определя с уравнението: $R\Delta_q = \left(1/l \int_0^l (dZ/dx)^2 dx \right)^{1/2}$ Числено се дава с уравнението: $R\Delta_q = \left[\frac{1}{N} \sum_{i=1}^N (\Delta_i)^2 \right]^{1/2},$ където Δ_i се определя, както е показано в поз. 1.

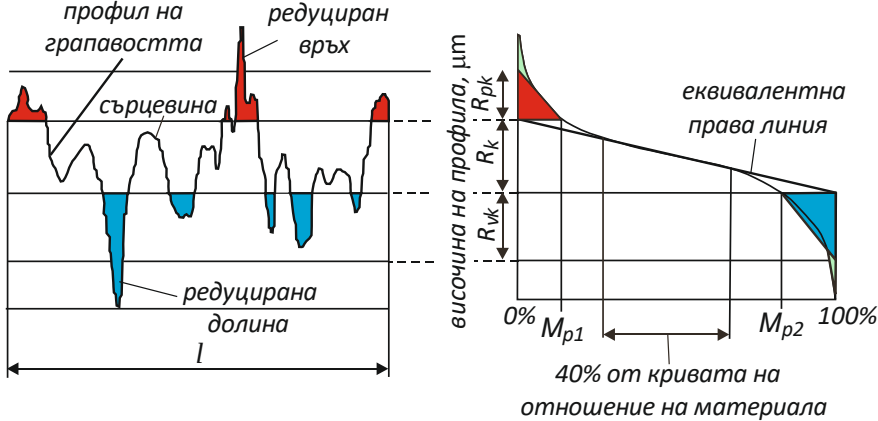
1.4.5. Функционални 2D параметри

Включени са в ISO 13565-2 и са свързани с т.н. крива на отношението на материала, дефинирана от Abbott and Firestone (1933). Отношението на материала на профила е отношението на сумата от елементите на профила на дадено ниво към оценяваната дължина (Pawlus et al., 2021). С други думи, отношението на материала на профила изразява степента на запълненост на материала на дадено ниво в профила на грапавостта (табл. 2.5). Тези параметри се разглеждат като индикатори за оценка на триенето и абразията, както и за способността за смазване на цилиндрите, поради което се класифицират като функционални параметри. Най-голямо приложение имат 2D функционални параметри от група „ R_k “, свързани с разделянето на профила на три части: зона на върховете, зона на сърцевината (ядрото) и зона на долините (табл. 2.5).

2D параметри, свързани с линейната крива на отношението на материала

Таблица 2.5

№	Означение	Схема/Дефиниция/ Изчислителна зависимост
1	Линейна крива на отношение на материала	 Показва отношението на материала на профила, получено като функция на параметъра c, който дефинира височината, с която профила се редуцира (отрязва). Определя се и като крива на носещата способност (bearing area curve (BAC)) или крива на Abbott – Firestone. Функцията на плътността на вероятностите е еквивалентна на хистограмата на разпределение на височините $Z(x)$ на профила.
2	$R_{mr}(c)$	

		Показва отношението на дължината на материала l (c) на профила към измерваната дължина, съответстваща на дадено ниво на височина на сечението – параметъра c (в % или μm): $R_{mr}(c) = \frac{1}{l} \sum_{i=1}^m Ml(c)_i$
3	R_k	Дълбочината на сърцевината на грапавостта R_k се определя на база на еквивалентна права линия, минимизирайки наклона на сечението, съответстващ на $R_{mr}(c) = 40\%$. Изчислява се на база на триъгълник, чиято площ е еквивалентна на издадената част на кривата на материалното отношение, дефинирана чрез ширината на параметъра R_k. 
4	R_{pk}	Редуцираната височина на върховете на микропрофила R_{pk} (виж поз. 3).
5	R_{vk}	Редуцираната височина на долините на микропрофила R_{vk} (виж поз. 3).

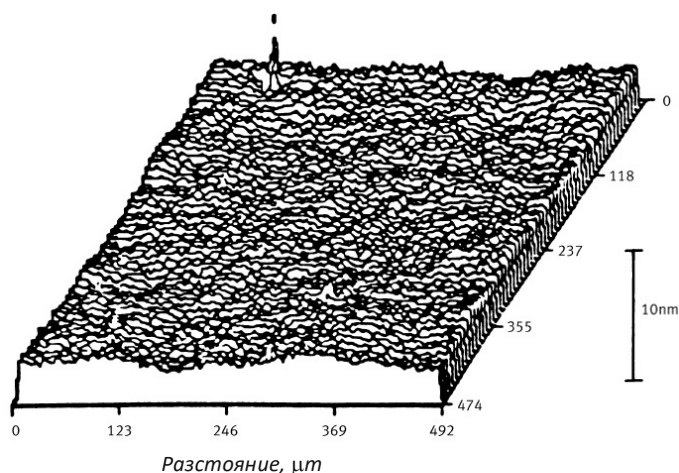
1.5. 3D параметри

Тъй като ПТ е триразмерна, сами по себе си, 3D параметрите на ПТ дават по-надеждно описание от съответните 2D параметри на профила. Например, за произволна повърхност, регистриран връх на 2D профил не винаги е връх в площната ПТ, а средният градиент на повърхността е по-голям от средния наклон на профила. Това обаче не означава, че набор от профили не може да осигури адекватно описание на изследваните повърхности (Pawlus and Chetwynd, 1996).

3D параметрите на ПТ се определят чрез техники за количествено определяне на текстурата на повърхността върху избрана област от нея, вместо върху отделни профили. Първите измервания на площната ПТ започват в началото на 80-те години. Somicronic (Лион, Франция) е първата компания – производител на 3D системата от контактен тип (stylus type) Ecole Centrale de Lyon, която през 1994 г. въвежда широка номенклатура от 3D параметри в своя софтуер (Pawlus et al., 2021). 3D параметрите на ПТ са свързани със следните основни понятия (ASME B46.1-2009):

■ Топография

Топографията е 3D изображение на повърхностните неравности (фиг. 2.3). Измерената топография е 3D изображение на реалната повърхност, получена



Фиг. 2.3 Топографска карта (ASME B46.1-2009)

от измервателен уред (фиг. 2.3). Модифицираната топография е 3D изображение, получено чрез използване на филтриращи механизми (електрически, механични, оптични или цифрови) за минимизиране на определени характеристики на текстурата на повърхността и подчертаване на други. Топографията на грапавостта е модифицирана топография, получена чрез редуциране на по-дългите дължини на вълната на повърхността, свър-

зани с вълнообразността. Топографията на вълнообразността е модифицирана топография, получена чрез редуциране на по-късите повърхностни дължини на вълната, свързани с грапавостта, както и по-дългите дължини на вълните, свързани с формата на детайла.

■ Средна повърхнина

Тя е аналог на средната линия при използване на 2D параметри и представлява 3D референтна повърхнина, спрямо която се измерват отклоненията на топографията. Когато средната повърхнина се получава чрез метода на най-малките квадрати, има обща форма като номиналната повърхнина, така, че в обсега на определената област сумата от квадратите на отклоненията на топографията на тази повърхност е минимизирана. Когато се прилагат техники за филтриране на измерената топография (електрически, механични, оптични или цифрови), се получава филтрирана средна повърхност. Такива техники са филтър на Fourier, апроксимиране на полином чрез метода на най-малките квадрати или насочващ филтър за елиминиране или подобряване на характеристиките на повърхността.

■ Зона за оценка A_e

Представлява общата площ, върху която се оценяват 3D параметрите. За коректна статистика, зоната за оценка може да съдържа няколко области за измерване. Обикновено зоната за оценка е правоъгълна, растерно сканирана област с площ $A_e = L_x L_y$.

1.5.1. 3D височинни параметри

3D височинните (амплитудните) параметри са показани в табл. 2.6 (ASME

B46.1-2009). В инженерната практика обичайно 3D височинните параметри се минимизират, тъй като по-малките им стойности подобряват експлоатационното поведение – триене и износване, уморно поведение и корозионна устойчивост.

3D височинни параметри

Таблица 2.6

№	Означение	Схема/Дефиниция/ Изчислителна зависимост
1	$Z(x, y)$	Функцията на височините на профила на топографията $Z(x, y)$ представя отклоненията точка по точка между измерената топография и средната повърхнина
2	S_a	Средно-аритметична стойност на абсолютните стойности на измерените височини на отклоненията от средната повърхнина в обсега на зоната за оценка. Аналитично в декартови координати S_a се дефинира чрез уравнението: $S_a = (1/A_e) \int_0^{L_y} \int_0^{L_x} Z(x, y) dx dy$ За правоъгълен масив $M \times N$ със стойности Z_{jk} на дигитилизиран профил, S_a се изчислява с формулата: $S_a = \frac{1}{M N} \sum_{k=1}^M \sum_{j=1}^N Z_{jk} $
3	S_q	Средно-квадратична стойност (rms) на измерените отклонения на височините спрямо средната повърхнина в обсега на зоната за оценка. Аналитично S_q се дава от уравнението: $S_q = \left(\frac{1}{A_e} \int_0^{L_y} \int_0^{L_x} Z^2(x, y) dx dy \right)^{1/2}$ За дигитализиран профил: $S_q = \left[\frac{1}{M N} \sum_{k=1}^M \sum_{j=1}^N Z_{jk}^2 \right]^{1/2}$
4	S_p	Максималната височина в обсега на зоната за оценка, измерена спрямо средната равнина
5	S_v	Максималната по абсолютна стойност височина на долина спрямо средната равнина в обсега на на зоната за оценка
6	S_t	Разстоянието във вертикално направление между максималната височина и максималната падина в обсега на зоната за оценка: $S_t = S_p + S_v$

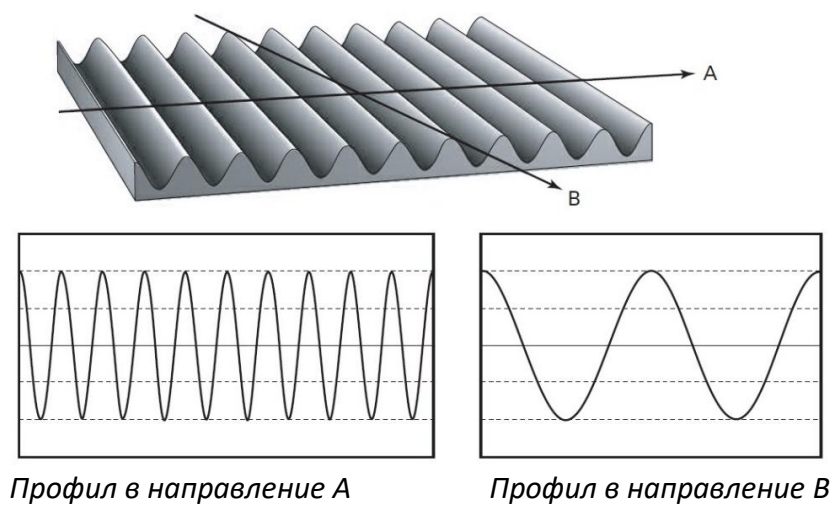
7	SW_t	Височината от връх до вдлъбнатина на вълнообразността за филтрираната топография, в която грапавостта и формата са игнорирани
---	--------	---

1.5.2. 3D интервални параметри

3D интервалните параметри ([ASME B46.1-2009](#)) се отнасят до:

■ Разстояние между пикове в дадено направление

Разстоянието между съседни пикове в профил през топографията на повърхността, изчислено по кое да е направление върху измерената повърхност (Фиг. 2.4);



Фиг. 2.4 Разлика в разстоянието между пикове на едноосна периодична повърхност в зависимост от направлението

■ Плътност на пикове

Броят на пикове в обсега на зоната за оценка, определени за единица площ;

Могат да бъдат дефинирани и допълнителни параметри, които отчитат: 1). Средното разстояние между пикове в площта 2). Пикове в площта, чиито височини са над избрана референтна повърхност; 3). Долините в площта, чиито дълбочини са под избрана референтна повърхност.

1.5.3. 3D параметри на формата

Показани са в табл. 2.7 ([ASME B46.1-2009](#)).

3D параметри на формата

Таблица 2.7

№	Означение	Схема/Дефиниция/ Изчислителна зависимост
1	S_{sk}	Аналогично на R_{sk} , 3D параметърът skewness е мярка за асиметрията на височините на повърхността спрямо средната повърхнина. Аналитично S_{sk} се определя със следния израз: $S_{sk} = \frac{1}{(S_q)^3 A_e} \int_0^{l_y} \int_0^{l_x} Z^3(x, y) dx dy$

		За дигитализирани профили S_{sk} се изчислява: $S_{sk} = \frac{1}{(S_q)^3} \frac{1}{M N} \sum_{k=1}^M \sum_{j=1}^N Z_{jk}^3$
2	S_{ku}	Аналогично на R_{ku}, 3D параметърът kurtosis е мярка за остротата на микрограпавините спрямо средната равнина. В аналитичен вид S_{ku} се определя с ф-лата: $S_{ku} = \frac{1}{(S_q)^4} \frac{1}{A_e} \int_0^{l_y} \int_0^{l_x} Z^4(x, y) dx dy$ За дигитализирани профили S_{ku} се изчислява с ф-лата: $S_{ku} = \frac{1}{(S_q)^4} \frac{1}{M N} \sum_{k=1}^M \sum_{j=1}^N Z_{jk}^4$

1.5.4. 3D хибридни параметри

3D хибридните параметри съчетават информация за височинните и пространствените параметри. Показани са в табл. 2.8 [(ASME B46.1-2009); (ISO 25178-2)].

Хибридни 3D параметри

Таблица 2.8

№	Означение	Схема/Дефиниция/ Изчислителна зависимост
1	S_{dq}	Средноквадратична стойност на наклона на площта – средноквадратичната сума на производните по x и y на измерената топография в обсега на зоната за оценка; $S_{dq} = \sqrt{\frac{1}{A_e} \iint_{A_e} \left[\left(\frac{\partial}{\partial x} Z^2(x, y) \right)^2 + \left(\frac{\partial}{\partial y} Z^2(x, y) \right)^2 \right] dx dy}$
2	S_{dr}	Отношение на увеличената разгъната гранична площ на повърхнината в зоната на измерване към размера на лицето на зоната на измерване. Параметърът S_{dr} е мярка за сложността на ПТ и се използва за сравнение на различни обработващи процеси. За плоска повърхност $S_{dr} = 0$; $S_{dr} < 1\%$ за довършителни обработки като хонинговане, полиране, ППД и др. $S_{dr} = \frac{1}{A_e} \left[\iint_{A_e} \left(\sqrt{\left(\frac{\partial Z(x, y)}{\partial x} \right)^2 + \left(\frac{\partial Z(x, y)}{\partial y} \right)^2} - 1 \right) dx dy \right]$

Двата хибридни параметъра са взаимно свързани. Параметърът S_{dr} може да се определи приблизително чрез параметъра S_{dq} (Pawlus et al., 2021):

$$S_{dr} = S_{dq}^2 / 2 \quad (2.1)$$

Параметърът S_{dr} е чувствителен към общата грапавост. За сравнително

гладки повърхности ($S_q < 1 \mu m$) и оценявана площ с размер от $3 \mu m$, грешките при определяне на параметъра S_{dr} са по-малки от няколко процента. За $S_q < 0.5 \mu m$, грешките обикновено са по-малки от 1 %. Изключително грапавите повърхности са предпоставка за големи грешки. Предвид корелацията между двата хибридни параметъра (ф-ла (1.1), при относително гладки повърхности и приемливи интервали на измерване, се препоръчва само един хибриден параметър.

1.5.5. 3D функционални параметри

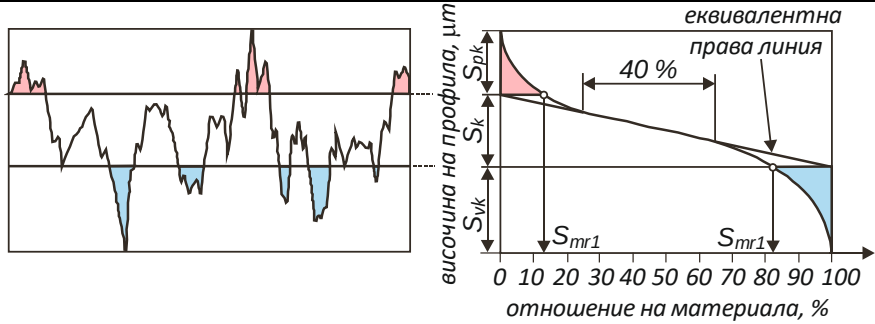
Както 2D функционалните параметри, и 3D функционалните параметри са свързани с кривата на отношение на материала на повърхността (ВАС). Съществуват три групи 3D функционални параметри: група S_k , група V и група S_q (BS EN ISO 25178-2-2012) (табл. 2.9). Базирани са върху идеята за условно разделяне на ПТ на три зони: зона на върховете, зона на сърцевината и зона на долините. Това разделяне съответства на приети стойности на параметрите на S_{mr1} и S_{mr2} , дефиниращи отношенията на материала (табл. 2.9, поз. 5 и 6).

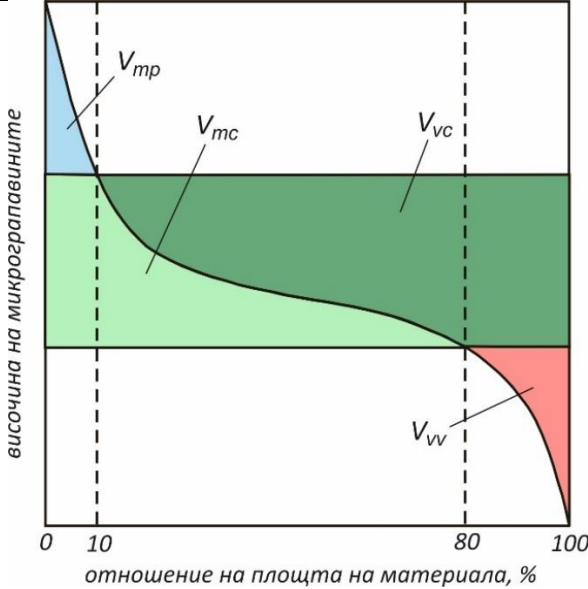
3D функционалните параметри от група S_k ($S_{mr}(c)$, S_k , S_{pk} , S_{vk} , S_{mr1} и S_{mr2}) са аналогични на 2D функционалните параметри, описани в табл. 2.5. Група V включва параметрите: празен обем в зоната на долините V_{vv} , празен обем в зоната на сърцевината V_{vc} , обем на материала в зоната на върховете V_{mp} и обем на материала в зоната на сърцевина V_{mc} (табл. 2.9, поз. 11). По подразбиране, параметрите S_{mr1} и S_{mr2} на отношенията на материала, използвани за изчисляване на параметрите от група V , са 10 и 80%.

Функционални 3D параметри

Таблица 2.9

№	Означение	Схема/Дефиниция/ Изчислителна зависимост
1	$S_{mr}(c)$	определена височина, c средна равнина $S_{mr}(c)$ отношение на площта на материала на повърхността, %

		Отношение на площта на материала на повърхността (material ratio (mr)) в %, ограничена от мащаба, съответстващо на определена височина на микрограпавините с
2	S_k	 Височина на сърцевината S_k – разстоянието между най-високото и най-ниското ниво на повърхността на сърцевината, определена за отношения на материала S_{mr1} и S_{mr2}
3	S_{pk}	Редуцирана височина на върховете (пиковите) S_{pk} – средна височина на върховете, изпъкнали над повърхността на сърцевината (виж поз. 2)
4	S_{vk}	Редуцирана височина на долините S_{vk} – средна височина на долините под повърхността на сърцевината (виж поз. 2)
5	S_{mr1}	Отношение на площта на върховете на материала на пресечната линия, разделяща изпъкналите върхове от повърхността на сърцевината в зоната за оценка (виж поз. 2)
6	S_{mr2}	Отношение на площта на долините на материала на пресечната линия, разделяща изпъкналите долини от повърхността на сърцевината в зоната за оценка (виж поз. 2)
7	S_{pq}	Средноквадратично отклонение на региона на платото - наклона на линеен регресионен модел на зоната на платото от кривата на площта на носещата способност (BAC)
8	S_{vq}	Средноквадратично отклонение на региона на долините - наклон на линеен регресионен модел на зоната на долините от кривата на площта на носещата способност (BAC)
9	S_{mq}	Отношение „плато към долини“ (в %) на площта на материала, съответстващо на пресечната точка между линейните регресионни модели на зоните плато и долини
10	$V_v(p)$	Обем на кухините (празен обем) за единица площ при дадено отношение на материала, изчислено от кривата на площта на носещата способност (BAC)

11	V_{vv}	 Празен обем в зоната на долините на повърхността с ограничен мащаб
12	V_{vc}	Празен обем в зоната на сърцевината на повърхността с ограничен мащаб (виж поз. 11)
13	$V_m(p)$	Обем на материала за единица площ за дадено отношение на материала, изчислено от кривата на носещата способност (BAC)
14	V_{tr}	Обем на материала в зоната на върховете (пиковите) (виж поз. 11)
15	V_{mc}	Обем на материала в зоната на сърцевината (виж поз. 11)

1.5.6. Други 3D параметри и функции

Показани са в табл. 2.10 (ASME B46.1-2009).

Други 3D параметри и функции

Таблица 2.10

№	Означение	Схема/Дефиниция/ Изчислителна зависимост
1	Отношение на носещата площ на повърхността	Отношение на площта, пресичаща измерената топография с избрана повърхност, успоредна на средната повърхнина, към оценяваната площ. По аналогия с отношението на носещата дължина на профила (табл. 2.4, поз. 2), това отношение се изразява в %;
3	$S_{dq}(\theta)$	Средноквадратична стойност на производната на измерената топография по избрано направление θ , изчислена за оценяваната площ. Типично направлението може да бъде перпендикулярно или успоредно на релефа (формата). Обикновено инструментите изчисляват този параметър по направление на x или y .

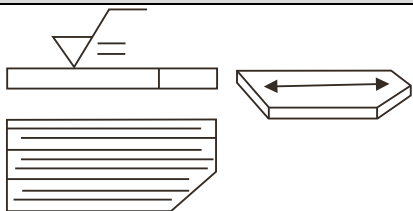
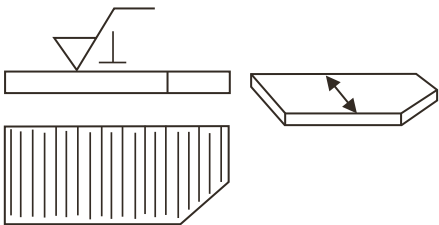
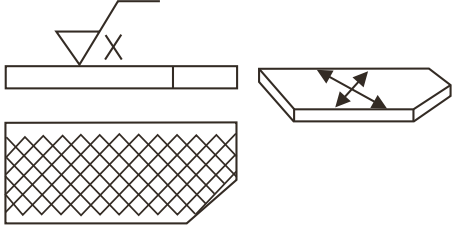
4	APSD	3D площна функция на спектралната плътност на мощността (area power spectral density function (APSD)) – квадратът на амплитудата на трансформацията на Фурие за измерената топография. APSD се използва за идентифициране на характера на периодичните характеристики на измерената топография. Чрез APSD отделни профили се използват за оценка на характеристиките на релефа. Когато измерванията по двете направления x и y са направени през един и същ интервал (d_0), APSD може да се определи със следната числена апроксимация: $APSD(f_x, f_y) = \frac{d_0^2}{M N} \left \sum_{k=1}^M \sum_{j=1}^N Z_{jk} e^{-i2\pi [f_x(j-1) + f_y(k-1) d_0]} \right ^2$
5	AACV	Площна автоковариантна функция (area autocovariance function (AACV)) – 3D функция, еквивалентна на обратната трансформация на Фурие на функцията APSD. AACV се използва за определяне на страничния мащаб на доминиращите характеристики на повърхността върху измерената топография. AACV може да се определи със следната числена апроксимация: $AACV(\tau_x, \tau_y) = \frac{1}{M N} \sum_{k=1}^{M-k'} \sum_{j=1}^{N-j'} Z_{jk} Z_{j+j', k+k'},$ където: $\tau_x = j' d_0$; $\tau_y = k' d_0$;
6	AACF	Площна автокорелационна функция (area autocorrelation function (AACF)) – нормализираната функция AACF е: $AACF(\tau_x, \tau_y) = \frac{AACV(\tau_x, \tau_y)}{(S_q)^2};$
7	S_{tr}	Аспектно отношение на текстурата (texture aspect ratio (S_{tr})) – мярка за пространствената изотропия или ориентацията (насочеността) на повърхностната текстура. За повърхност с доминиращ релеф (фиг. 2.3) параметърът $S_{tr} \rightarrow 0.00$, докато за пространствено изотропна текстура (виж фиг. 2.2), $S_{tr} \rightarrow 1.00$. Параметърът S_{tr} се извлича от автоковариантната функция AACV и се определя от израза: $S_{tr} = \frac{L_{fs} - AACV}{L_{sl} - AACV}$ където L_{fs} и L_{sl} са дължини съответно на най-бързото и най-бавното заличаване (затихване) на текстурата в кое да е направление;
8	S_{td}	Параметър, определящ посоката на текстурата – S_{td} се определя от функцията APSD и е мярка за ъгловата посока на доминиращата повърхност спрямо оста y, т.е. повърхност с наклон по направление на y съответства на стандартна стойност 0 deg. Положителната стандартна стойност е по посока на часовниковата стрелка спрямо оста y.

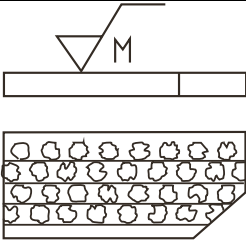
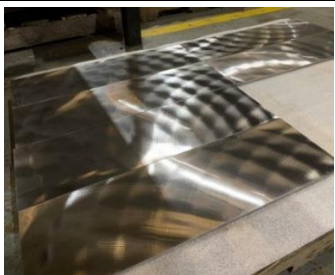
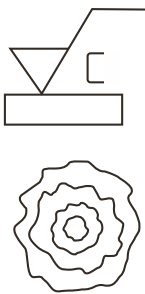
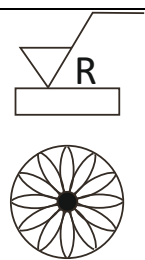
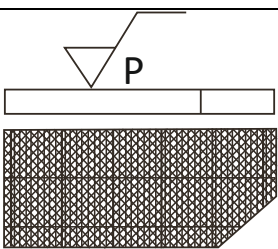
1.5.7. Повърхностно текстуриране

Понятието „повърхностно текстуриране“ се отнася до структурата на грапавостта, респ. нейната ориентация. В действителност, при повечето обработващи процеси, следствие от кинематичната схема и геометрията на инструмента, се получават топографски анизотропни повърхнини. Повърхностното текстуриране се оценява с 3D параметрите S_{tr} и S_{td} (виж табл. 2.10, поз. 7 и 8). Типични повърхностни текстури, както и съответстващата им графична интерпретация и символно означение, са дадени в табл. 2.11 (ISO 1302:2002).

Видове повърхностни текстури

Таблица 2.11

№	Символно означение	Схематично изображение/ Описание	Пример
1.	=	 Доминира направлението, успоредно на равнината на проекцията на изгледа, за който се отнася символът	
2.	⊥	 Доминира направлението, перпендикулярно на равнината на проекция на изгледа, за който се отнася символът	
3.	X	 Кръстосване в две направления, наклонени спрямо равнината на проекцията на изгледа, за който се отнася символът	

4.	M	 Многопосочна текстура	
5.	C	 Приблизително с кръгла форма спрямо центъра на повърхността, за която се отнася символът	
6.	R	 Текстура, ориентирана приблизително в радиално направление спрямо центъра на повърхността, за която се отнася символът	
7.	P	 Текстура с различна ориентация, като липсва доминираща ориентация или изпъкнала такава	

Идеята за използване на повърхностното текстуриране за подобряване на трибологичното поведение на конструкционните елементи е дискутирана за първи път през 1960 г. Ефективна техника в това направление е лазерното повърхностно текстуриране, което се прилага от 1990 г. (Khonsari et al., 2021).

Първите систематизирани изследвания на процеса на повърхностно текстуриране са проведени от [Etsion et al. \(1996, 1999, 2009, 2010\)](#).

1.6. Функционално значение на параметрите на ПТ

Стандартите включват много на брой 2D и 3D параметри, някои от които описват подобни свойства на ПТ ([Pawlus et al., 2021](#)). Анализът им се затруднява и поради наличието на корелация между някои от тях. От тази гледна точка, ключов е въпросът за селекцията на подходящи параметри за оценка на ПТ. Необходимо е селектираните параметри да са съобразени със следното: 1). Да са статистически независими, по-малко на брой, по-лесни за измерване и по-малко чувствителни към грешки; 2). Да са функционално значими, т.е. да отчитат конкретното приложение на работните повърхнини; 3). Да са чувствителни към съответния производствен процес.

Параметрите на ПТ в различна степен влияят върху функционалните свойства на повърхностите на конструкционните елементи. Табл. 2.12 показва корелацията между основни 2D параметри на ПТ и функционалните свойства на повърхнините ([Zhang and Pei, 2010](#)) (две кръгчета показват по-голямо значение).

Функционално значение на параметрите на ПТ

Таблица 2.12

Функционални свойства	R_a, R_q	R_p, R_{pm}	R_t, R_z	R_{sk}	R_{ku}	RS_m	$R\Delta_a$	W_a
Коравина при контакт	○		○○	○	○	○○	○	○
Якост на умора	○	○	○○		○		○○	
Кондуктивна топлопроводимост	○	○○				○○	○	○
Електропроводимост	○					○	○	○
Триене и износване	○		○○	○○	○○	○	○○	○
Мазане	○	○	○○	○○	○		○	○○
Механично уплътняване	○		○○	○○			○○	○○
Корозия при умора	○	○		○		○	○	
Осигуряване на допуските при сглобяване	○		○○				○	○○
Рефлективност			○○				○○	

Средно-аритметичното отклонение на профила от средната линия R_a е най-използваният параметър в производствения процес и в процеса на контрола на качеството поради лесното му измерване. Параметърът R_a осигурява много добро общо описание на вариациите на височината, но не е чувствителен към малки промени в профила ([Sedlacek et al., 2012](#)). Средно-квадратичното отклонение на профила R_q (rms) е по-чувствително към отклоненията от средната линия от R_a , но също не дава детайлно описание на повърхнината. Например, коравината при контакт в най-голяма степен зависи от локалните максимални

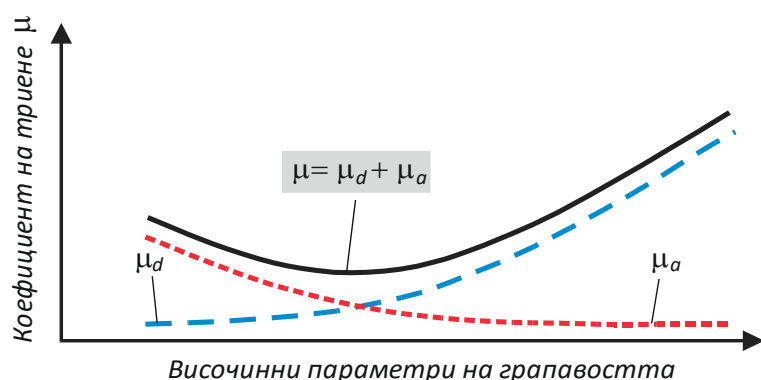
отклонения на профила и интервалите между микрограпавините (табл. 2.12). От тази гледна точка, определящо значение за коравината при контакт имат локалните височинни параметри R_t и R_z и интервалния параметър RS_m , съответстващ на средната стойност на интервалите между микрограпавините на нивото на средната линия (табл. 2.12). Височинните параметри R_t и R_z , както и хибридният параметър $R\Delta_a$ (отчитащ темпа на изменение на наклона на височината на профила), могат да се разглеждат като индикатори за локални повърхностни концентратори на напреженията. Това обяснява определящото им значение за якостта на умора (табл. 2.12).

От гледна точка на триене и износване, освен височинните параметри R_t и R_z , и интервалния параметър RS_m , определящо значение имат двата параметъра на формата – skewness R_{sk} и kurtosis R_{ku} (табл. 2.12). Параметърът R_{sk} отчита степента на асиметрия на профила, т.е. доминацията на по-високите върхове на микропрофила ($R_{sk} > 0$) или по-дълбоките долини ($R_{sk} < 0$). Параметърът R_{ku} оценява разпределението на остротата на профила – доминацията на остри върхове ($R_{ku} > 3$), доминацията на неравни (по-закръглени) върхове ($R_{ku} < 3$) или нормално разпределение ($R_{ku} = 3$).

Значението на описаните 2D височинни параметри е аналогично на съответстващите им 3D параметри. В някои случаи техниките за профилиране и съответните 2D параметри, дефинирани в стандартите, са неподходящи за характеризиране на повърхности. В действителност, при повечето обработващи процеси се получават топографски анизотропни повърхнини, т.е. получава се текстурирана повърхнина. Този ефект е типичен за динамичните процеси за ППД – например сачмено-струйно обработване (shot peening), бомбардиране с деформиращи сфери с относително голям диаметър (surface mechanical attrition treatment (SMAT)). Това налага да се използват 3D параметри за характеризиране на ПТ (Podgornik and Jerina, 2012).

Установени са някои количествени зависимости между някои 2D и 3D параметри. За изотропни повърхности (характеризиращи се с близки профили в различни направления), параметрите S_a и S_q са подобни, но обикновено малко по-високи в сравнение с аналогичните 2D параметрите на грапавостта – R_a и R_q . Анизотропните повърхности имат различни профили в различните направления. При едно-посочни анизотропни повърхности, 3D параметрите S_a и S_q са близки до 2D параметрите R_a и R_q на повърхността, измервана напречно на повърхността (за основната форма) (Pawlus et al., 2021). За хонинговани повърхности (Ohlsson et al., 2003) и шлифовани повърхности [(Tsukada and Kanada, 1986); (Wieczorowski et al., 1995)] 3D параметрите, характеризиращи максималните височини на произволни повърхности (S_t , S_p , S_v) са много по-високи (за шлифовани повърхности до 1.8 пъти) от съответните параметри на профила. Интегралните параметри R_a/S_a и R_q/S_q показват сходни тенденции на изменение, но не е известна зависимост за относителните им големина на вариация

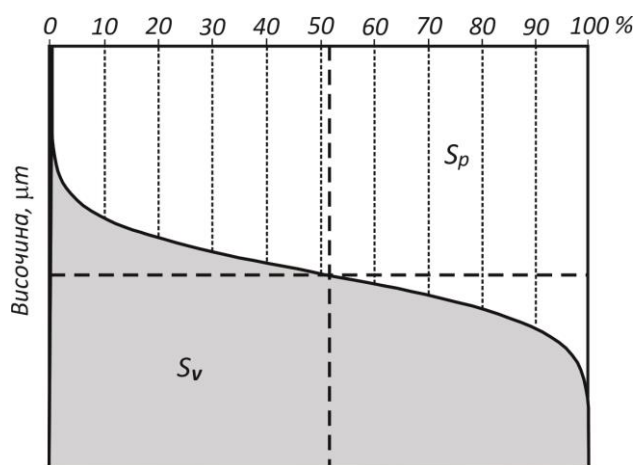
(Pawlus et al., 2021). Поради тази причина и предвид статистическият характер на параметъра S_q , и двата параметъра са важни индикатори за триенето, износването



Фиг. 2.4 Влияние на грапавостта върху коефициента на триене при сухо триене (Pawlus et al., 2021)

и уморното поведение. Големината на височинните параметри определя различно трибологично поведение в зависимост от режима на триене. В режим на сухо триене, коефициентът на триене μ съдържа две основни компоненти: от деформация μ_d и от адхезия μ_a на върховете в контакт (фиг. 2.4) (Pawlus et al., 2021). При полирани

повърхнини адхезионната компонента е най-голяма, а компонентата от деформация е най-малка. При големи стойности на височинните параметри, коефициентът на триене нараства значително вследствие от доминацията на деформационната компонента. Необходимо условие за осигуряване на режим на течно триене е поддържането на устойчив маслен слой, чиято дебелина е по-голяма от сумата на височините на микрограпавините на контактните повърхнини. В обратния случай е налице режим на смесено триене. При тези режими влиянието на адхезионната компонента върху триенето е незначително. Като следствие, гладките повърхности значително редуцират триенето [(Dzierwa et al., 2013); (Sedlacek et al., 2009)]. От друга страна, в условията на течно триене, гладко полирана



Фиг. 2.5 Интерпретации на параметрите S_p и S_v (Damir et al., 1980)

повърхност на цилиндър е склонна към задържане (блокиране) и дори към адхезия (Willis, 1986) поради трудното задържане на масло. При същия режим, по-грапавата повърхност подобрява задържането на маслото, респ. показва по-голяма устойчивост срещу задържане (Agrawal et al., 2021). Като цяло, гладките повърхности са склонни към задържане, а по-грапавите повърхности интензифицират триенето и износването (Pawlus et al., 2021).

Според някои автори (Damir et al., 1980), функционалното значение на параметрите S_p и S_v , аналогично и на 2D параметрите R_p и R_v , се интерпретира по следния начин: количествено пара-

метърът S_p се асоциира с празен обем, докато S_v съответства на обема на материала (фиг. 2.5). На основа на тази интерпретация, чрез измерване на параметъра S_v преди и след съответния трибологичен тест се получава информация дали е настъпило отстраняване на износен материал или пластична деформация. Когато промяната на S_v е близка до 0, възниква пластична деформация (Grabon et al., 2018).

Намаляването на височинните параметри на грапавостта рефлектира и в по-висока корозионна устойчивост (Whitehouse, 2011).

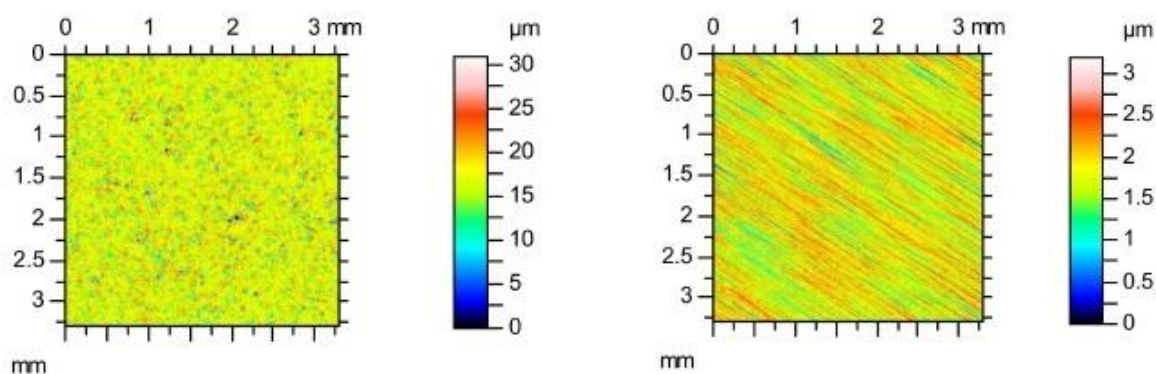
3D параметрите на формата S_{sk} и S_{ku} са индикатори за характера на разпределение на ПТ, т.е. за формата на върховете и долините, и следователно, имат определящо значение трибологичното и уморното поведение. Установено е, че комбинацията от 3D параметрите на формата $S_{sk} < 0$ и $S_{ku} > 3$ в съчетание с ниски стойности на 3D интегралните височинни параметри S_a и S_q значително подобрява мазането в условията на гранично триене [(Sedlacek et al., 2012); (Podgornik and Jerina, 2012); (Duncheva et al., 2021); (Duncheva et al., 2022)]. Изобщо, ПТ, характеризиращи се с по-висока стойност на параметъра S_{ku} и отрицателна стойност на параметъра S_{sk} , са склонни да намаляват триенето, поради което такъв вид текстура е подходяща от трибологична гледна точка (Korzynski et al., 2018). Причината е, че при тази комбинация от параметри на формата, педините изпълняват функцията на микро-резервоари, задържащи мажещото вещество. Като цяло, осигуряването на отрицателни стойности на параметъра S_{sk} има доказано благоприятен ефект за подобряване на мазането. В резултат се намалява триенето, а оттам и износването. Установено е, че параметрите на формата S_{sk} и S_{ku} са чувствителни към параметрите на процеса хидростатично заглаждане със сфера (Swirad et al., 2019). Ефективността на процеса диамантно заглаждане за осигуряване на ПТ с отрицателни стойности на параметъра S_{sk} е потвърдена от Duncheva et al. (2021, 2022). Тези резултати показват чувствителността на 3D параметрите на формата към статичните процеси за ППД (виж т. 3.1).

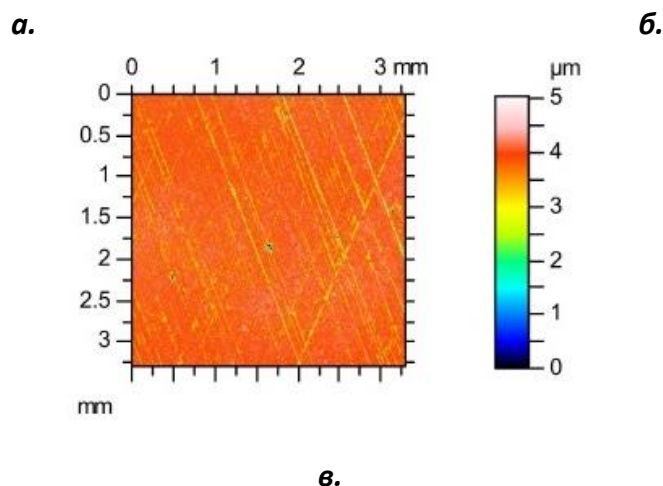
От гледна точка на якостта на умора, някои изследователи (Zabala et al., 2018) определят с най-голямо значение тези 3D параметри, които от една страна, описват стандартното отклонение на височините на ПТ, а от друга страна – са индикатор за екстремни локални височинни характеристики. Приема се, че ролята на дълбоките долини върху уморното поведение доминира над тази на върховете на микрограпавините. На тази основа, 3D параметрите, които имат определящо значение за якостта на умора са: средно-квадратичното отклонение на височините S_q , максималната по абсолютна стойност височина на долините S_v и параметрите на формата – S_{sk} и S_{ku} . Съчетанието от отрицателен параметър S_{sk} с по-големи абсолютни стойности и по-големи стойности на параметъра S_{ku} съответства на разпределение с доминация на по-дълбоки долини и по-остри върхове. Описаната комбинация от 3D параметри на формата е подходяща от гледна точка на трибологично поведение, но е индикатор за намалена уморна

дълготрайност. От друга страна, 3D безразмерните параметри на формата определят характера на разпределение на височините на микро-грапавините спрямо средната равнина в измерваната област, но не дават информация за абсолютните им размери. Следователно, от гледна точка на подобряване на уморното поведение, съответният обработващ процес е необходимо да осигурява и ниски стойности на интегралните височинни параметри S_a и S_q . Важно е да се подчертае, че уморното поведение зависи от комплекса характеристики на ПС (SI), от които основна роля имат микроструктурата, микротвърдостта като индикатор за степента на пластична деформация и разпределението на ОН. Следователно, статистиката за параметрите на грапавостта, сама по себе си, е индикатор за уморното поведение, но не дава достатъчно информация за осигуряване на реалистична прогноза на същото.

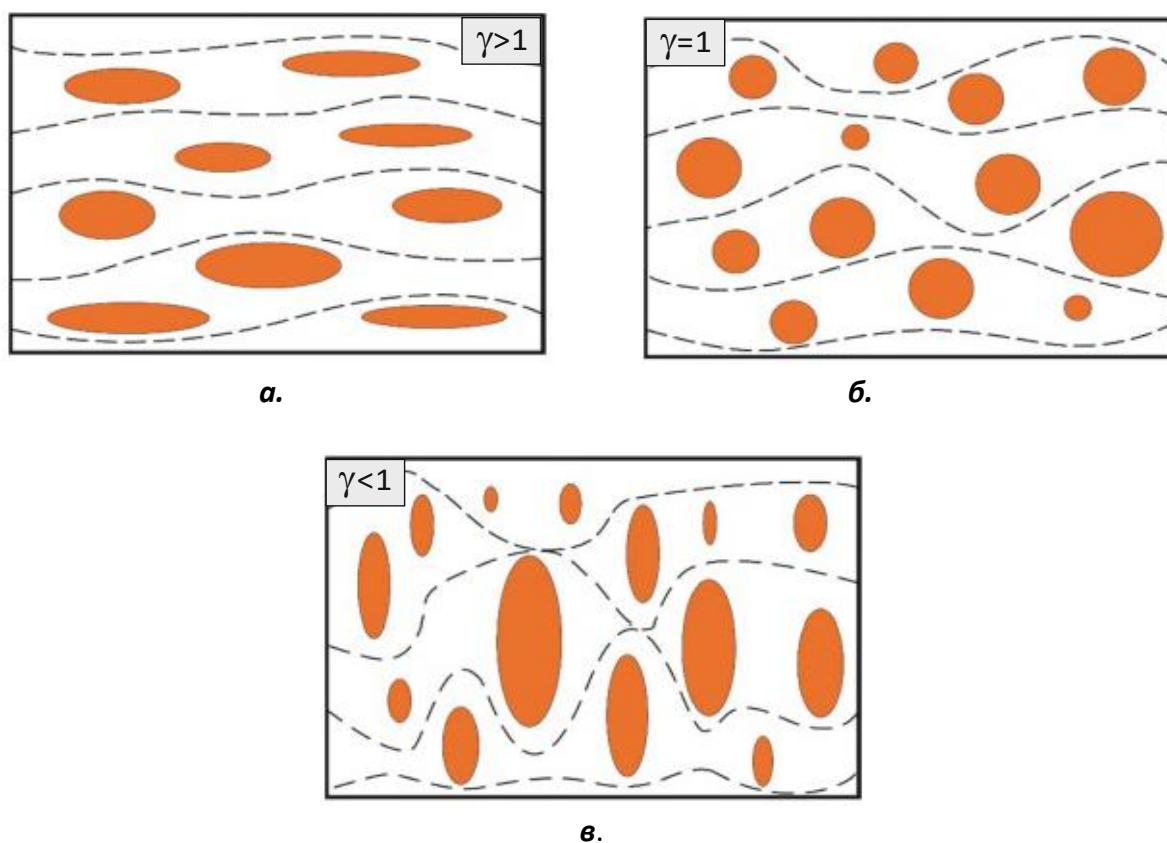
Ефективно подобряване на трибологичните характеристики на плъзгащи се елементи може да се постигне чрез подходящо повърхностно текстуриране. Текстурираните повърхнини имат ориентирана ПТ, т.е. те са изразено анизотропни. Мярка за изотропията на ПТ е параметърът S_{tr} , респ. аспектното отношение на текстурата (табл. 2.10, поз. 7). Когато S_{tr} приема стойности, близки до 1, ПТ е изотропна, а когато S_{tr} приема стойности, близки до 0, ПТ е анизотропна. За разлика от анизотропните повърхности, профилите на изотропна повърхност, мерени в различни направления са подобни един на друг. Три различни ПТ са показани на фиг. 2.6а, б, в (Pawlus et al., 2021). ПТ след пароструйно обработване е изотропна и има относително по-голяма грапавост (фиг. 2.6а). ПТ след шлифване е еднопосочна и се характеризира с ниска грапавост (фиг. 2.6б). ПТ след хонинговане също е анизотропна, но има специфичен характер – същата е двупосочно ориентирана (фиг. 2.6в). Независимо, че двете ПТ, показани на фиг. 6.2б и 6.2в, имат различен характер (еднопосочна и двупосочна („щтрихирана“)), същите се характеризират с близки стойности на аспектното отношение – $S_{tr} \approx 0.02$. Следователно, параметърът S_{tr} не дава изчерпателна информация за характера на повърхността.

Установено е, че двупосочната ПТ (фиг. 2.6в) осигурява подобряване на мазането, следствие на което повишава товароносимостта на цилиндрови втулки (Biboulet et al., 2015).





Фиг. 2.6 Цветно-кодирани изображения на различни ПТ (Pawlus et al., 2021)
с). след пароструйно обработване; б). след шлифване; в). след хонинговане



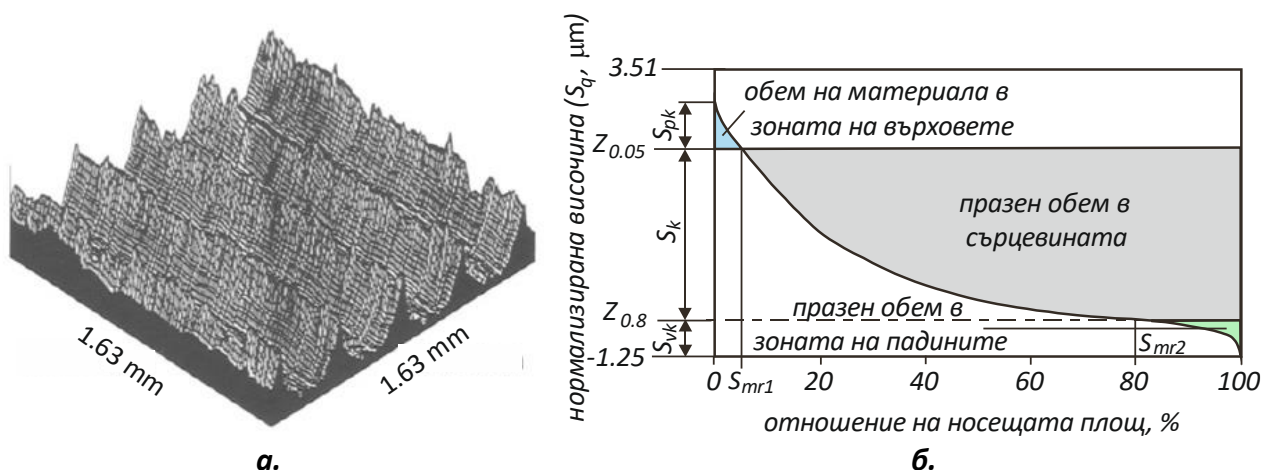
Фиг. 2.7 Ориетации на грапави повърхности
по отношение на плъзгането (Patir and Cheng, 1978)

Определящо значение за мазането има ориентацията на анизотропната повърхност по отношение на посоката на плъзгане. Индикатор за ориентацията на повърхнините е отношението на анизотропия γ , въведено от Kubo and Peklenik, (1968), което представлява отношение на корелационните дължини в ортогонални посоки. На тази основа са оценени възможностите за частично хидродинамично мазане на повърхности с различно отношение на анизотропия γ (фиг.

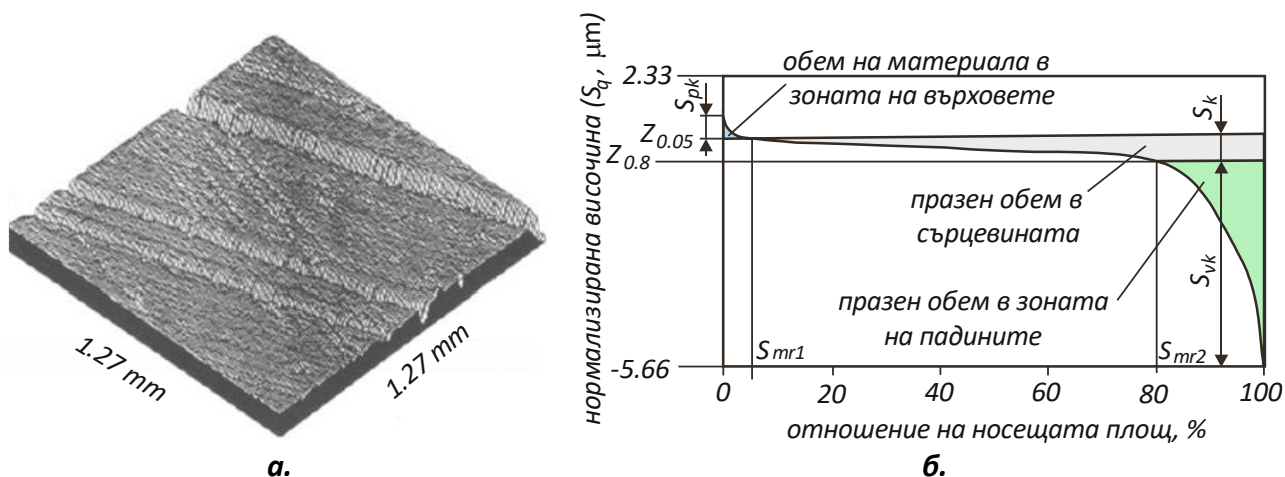
2.7а, б, в) (Patir and Cheng, 1978). Надлъжно ориентираните повърхности ($\gamma > 1$), не оказват съпротивление на налягането на маслото, като позволяват само малък страничен поток (фиг. 2.7а). Про изотропни повърхности ($\gamma = 1$) главният и страничният поток са възможни (фиг. 2.7б). Напречно ориентираните повърхности ($\gamma < 1$) оказват по-голямо съпротивление на основния поток, което добавя и страничен поток (фиг. 2.7в).

Като цяло, напречната ориентация на грапавините подобрява трибологичните параметри в режим на смесено и гранично триене [(Moronuki and Furukawa, 2003); (Pettersson and Jacobson, 2004); (Yuan et al., 2011)].

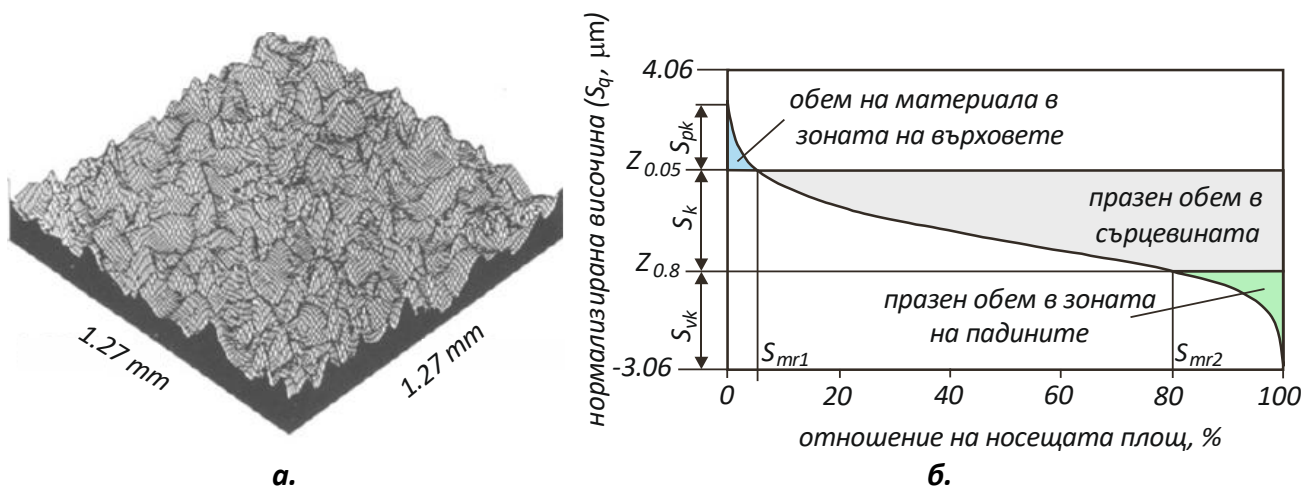
Функционалните параметри, т.е. параметрите, които са функция на кривата на отношението на материала, са разработени конкретно за технически контрол на хонинговани повърхности на силови цилиндри [(Zipin, 1990); (Malburg and Raja, 1993)]. Следователно, тези параметри се използват за оценка на мазането, триенето и износването. На фиг. 2.8, фиг. 2.9 и фиг. 2.10 са показани 3D изображения и отношенията на носещата площ за три различни повърхнини, които визуализират количествено функционалните 3D параметри S_k , S_{pk} , S_{vk} , S_{mr1} и S_{mr2} съответно след пробиване, хонинговане и електроискрово обработване (EDM) (Dong et al., 1994). Трите зони, показани на фиг. 2.8 – фиг. 2.10 – зона на върховете (пикетите), зона на сърцевината и зона на долините, се получават чрез пресичане на кривата на отношението на носещата площ (кривата на Abbott-Firestone) с две хоризонтални линии (BS EN ISO 25178-2:2012). В случая едната съответства на 5% носеща площ, а другата – на 80% носеща площ. Тези две стойности на отношението на материала дефинират двата параметъра S_{mr1} и S_{mr2} .



Фиг. 2.8 Отношение на носещата площ в повърхнина след свредловане
а). 3D изображение; б). отношение на носещата площ



Фиг. 2.9 *Отношение на носещата площ в повърхнината след хонинговане*
а). 3D изображение; **б).** отношение на носещата площ



Фиг. 2.10 *Отношение на носещата площ в повърхнината след електроискрово обработване (EDM)*
а). 3D изображение; **б).** отношение на носещата площ

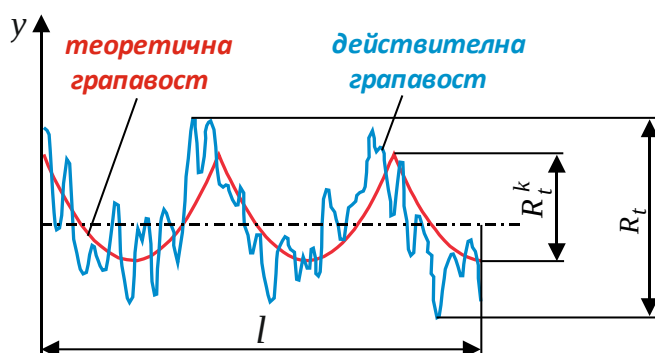
Отделните зони, показани на фиг. 2.8б – фиг. 2.10б, имат следния физически смисъл: площта, затворена под кривата на Abbott-Firestone и хоризонталната линия, разграничаваща дадена зона, е еквивалентна на обема на материала за единица площ на съответната зона; площта, затворена под горната хоризонтална линия на дадена зона и над кривата на Abbott-Firestone, е еквивалентна на празния обем за единица площ в измерваната област. От фиг. 2.8 се вижда, че повърхността, обработена чрез свредловане, има по-голям празен обем за единица площ в зоната на сърцевината, но по-малък празен обем за единица площ в зоната на долините. Обратно, хонингованата повърхност (фиг. 2.9) има относително малко празен обем за единица площ в зоната на сърцевината и по-голям празен обем на единица площ в зоната на долините. Повърхнината след електроискрово обработване (EDM) се характеризира с относително по-малък празен обем, както в зоната на сърцевината, така и в зоната на долините. Различните ПТ имат различна способност

за задържане на течности в различните зони. По-натоварени и мазани повърхности е желателно да имат относително по-голям празен обем за единица площ в зоната на долините, т.е. по-висока стойност на параметъра S_{vk} (Dong et al., 1994). Големите стойности на параметъра S_{pk} характеризират повърхност, в която диминират високите върхове. Когато такава повърхност влиза в контакт, първоначалната контактна площ е малка, а контактното напрежение е високо. От друга страна, по-малката контактна площ е предпоставка за ограничаване на адхезионните взаимодействия в условията на сухо триене. Поради това се приема, че в такива случаи са подходящи повърхности, характеризиращи се с относително по-големи стойности на параметъра S_{pk} . Изобщо, докато параметърът S_{pk} има определяща роля в първоначалния етап на сработване, параметърът S_k се разглежда като индикатор за ефективна грапавост в следващия етап на експлоатация – в установен режим. Независимо, че функционалните параметри на ПТ се използват за технически контрол и в научни изследвания, описаното по-горе функционално значение на тези параметри не е доказано (Pawlus et al., 2021).

2. Теоретична и действителна грапавост

2.1. Теоретична грапавост

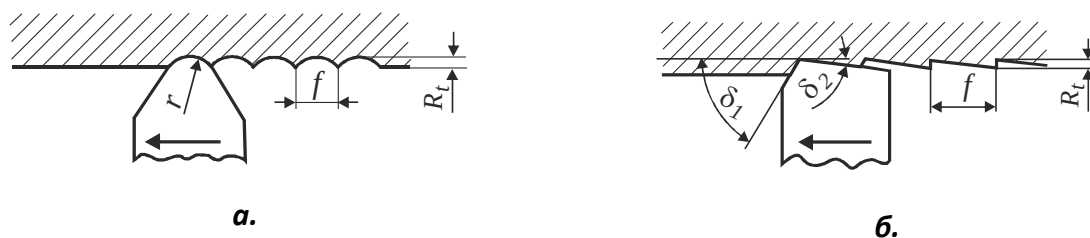
В SE се използват понятията теоретична грапавост и действителна грапавост.



Фиг. 2.11 Теоретична (кинематична) и действителна грапавост

Теоретичната грапавост е най-ниската грапавост, която може да бъде постигната в резултат от даден процес на обработване чрез рязане за конкретни технологични параметри. Идеализираният профил на микрограпавините, определящ теоретичната грапавост, отчита кинематиката на съответния процес и геометричните параметри на инструмента (фиг. 2.11).

Поради това понятията теоретичната грапавост и кинематична грапавост са еквивалентни. На фиг. 2.12а, б са показани схеми, визуализиращи формирането на профила на теоретичната грапавост след струговане.



Фиг. 2.12 Профили на теоретичната грапавост при струговане

Параметрите R_t^k и R_a^k , съответстващи на профила на теоретичната (кинематичната) грапавост, зависят от радиуса на закръгление на инструмент r, mm и подаването $f, mm/rev$ (фиг. 2.12а) и се определят чрез формулите:

$$R_t^k = \frac{1}{8} \frac{f^2}{r}, mm \quad (2.2)$$

$$R_a^k = 0,0321 \frac{f^2}{r}, mm \quad (2.3)$$

За случая на струговане с идеално остър нож с геометрия според фиг. 2.9б и подаване $f, mm/rev$, параметрите R_t^k и R_a^k се определят по формулите:

$$R_t^k = \frac{f}{ctg\delta_1 + ctg\delta_2}, mm \quad (2.4)$$

$$R_a^k = \frac{f tg\delta_2}{4(1 + tg\delta_2)}, mm \quad (2.5)$$

2.2. Действителна грапавост

Действителната грапавост е по-голяма от теоретичната (фиг. 2.12), определена от зависимости (2.2) – (2.5), следствие от процеса на стружкообразуване, температурни промени в материала, износване на инструмента, неточности в подавателния механизъм, нееднородност на обработвания материал и др. Действителната грапавост зависи от следните основни фактори:

- Технологичните параметри на процеса (подаване, скорост на рязане и дълбочина на рязане);
- Кинематиката на процеса и работната схема (начин на закрепване на заготовката – подвижна или неподвижна);
- Геометрия и материал на инструмента;
- Механични свойства на обработвания материал;
- Вибрации в системата инструмент – детайл;
- Точността и стабилността на машината.

2.3. Влияние на технологичните параметри на конвенционални обработващи процеси върху действителната грапавост

В табл. 2.13 е дадена информация за получената действителна грапавост, съответстваща на различни конвенционални обработващи процеси, оценена чрез 2D параметъра R_a (две квадратчета съответстват на типични в практиката стойности на получената грапавост).

Действителна грапавост по R_a за различни процеси на обработване

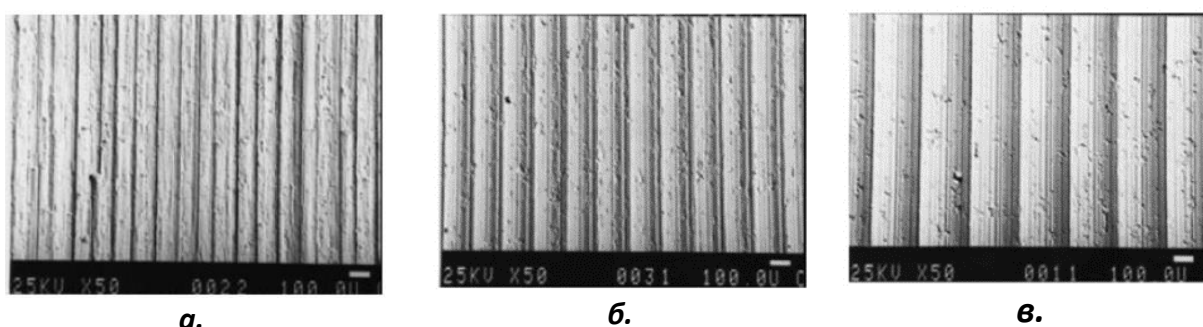
Таблица 2.13

	$R_a, \mu m$									
	50	25	12.5	6.25	3.1	1.6	0.8	0.4	0.2	0.1-0.05
Грубо струговане	○	○○	○	○						
Фино струговане					○	○○	○	○		

Рязане (стъргане)	○	○○	○○	○						
Шлифване (грубо)	○	○○	○○	○						
Свредловане			○	○○	○○	○				
Фрезоване	○	○	○	○○	○○	○	○			
Разстъргване		○	○	○	○○	○○	○	○		
Зенкерование (райберование)					○	○○	○			
Плоско шлифване				○	○○	○○	○○	○		
Кръгло шлифване					○	○○	○○	○○	○	
Зъбонарязване						○	○○	○		
Прецизно шлифване								○	○○	○
Хонинговане						○	○○	○○	○	○
Полиране								○	○○	○○
Фино шлифване									○	○○

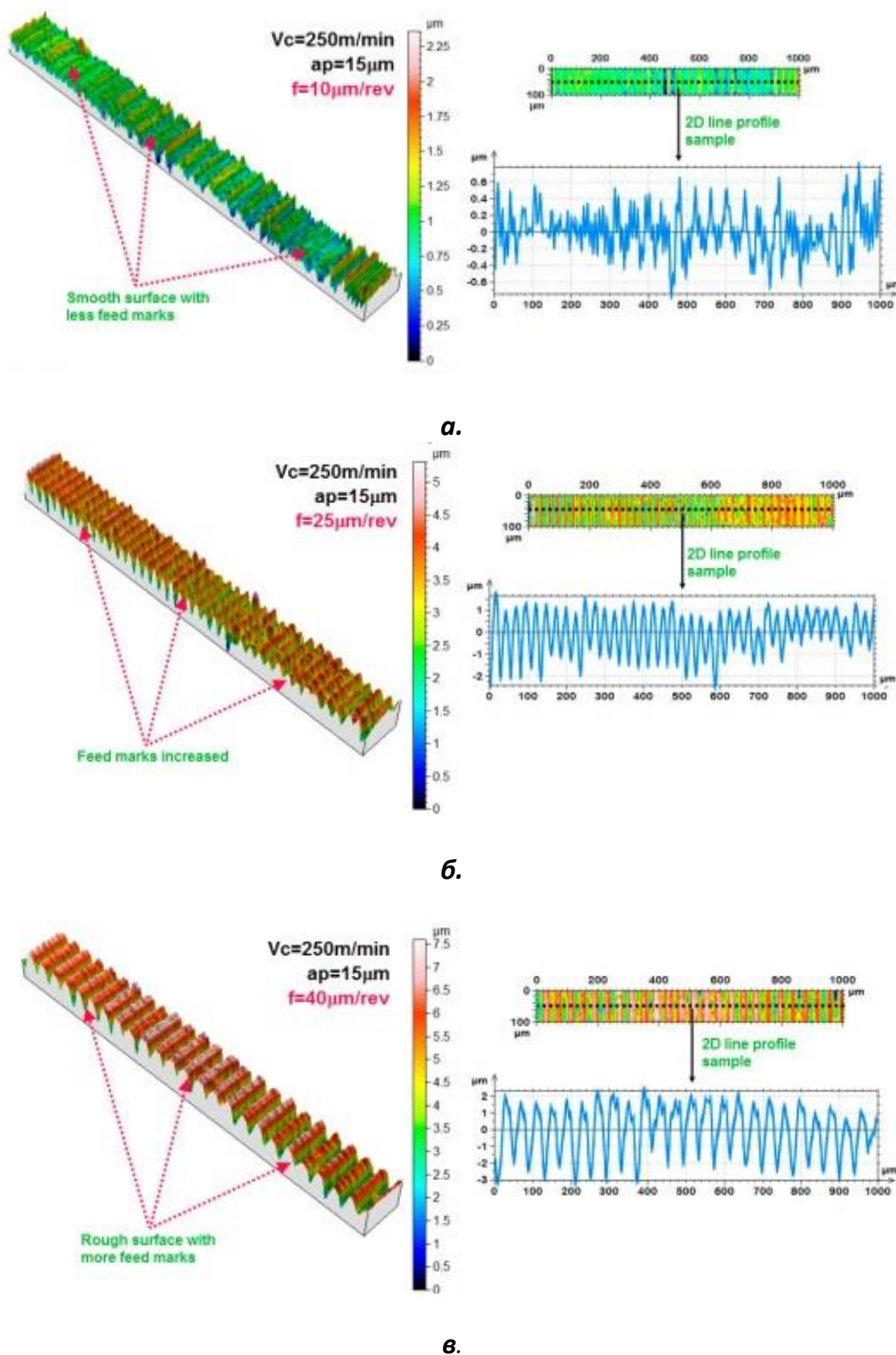
■ Влияние на подаването

При цилиндрично струговане, както и при други операции с рязане, инструментът обхожда обработваната повърхнина по винтова линия. В съответствие с теоретичния геометричен модел (ф-ла (1.2)), за конкретна геометрия на режещия инструмент и материал, подаването оказва най-голямо влияние върху получената грапавост. Увеличаването на подаването f при постоянни други технологични параметри (скорост на рязане и дълбочина на рязане) води до нарастване на грапавостта (фиг. 2.13) (Astankhov, 2010).



Фиг. 2.13 Влияние на подаването f върху струговани повърхнини (скорост на рязане 283 m/min; дълбочина на рязане 0.5 mm) – SEM изображения
а). $f = 0.1 \text{ mm/rev}$; б). $f = 0.16 \text{ mm/rev}$; в). $f = 0.25 \text{ mm/rev}$

Влиянието на подаването при струговане с микро-рязане върху профилите на ПТ на широко използваната титанова сплав Ti-6Al-4V е визуализирано на на фиг. 2.14 (Aslantas et al., 2020).



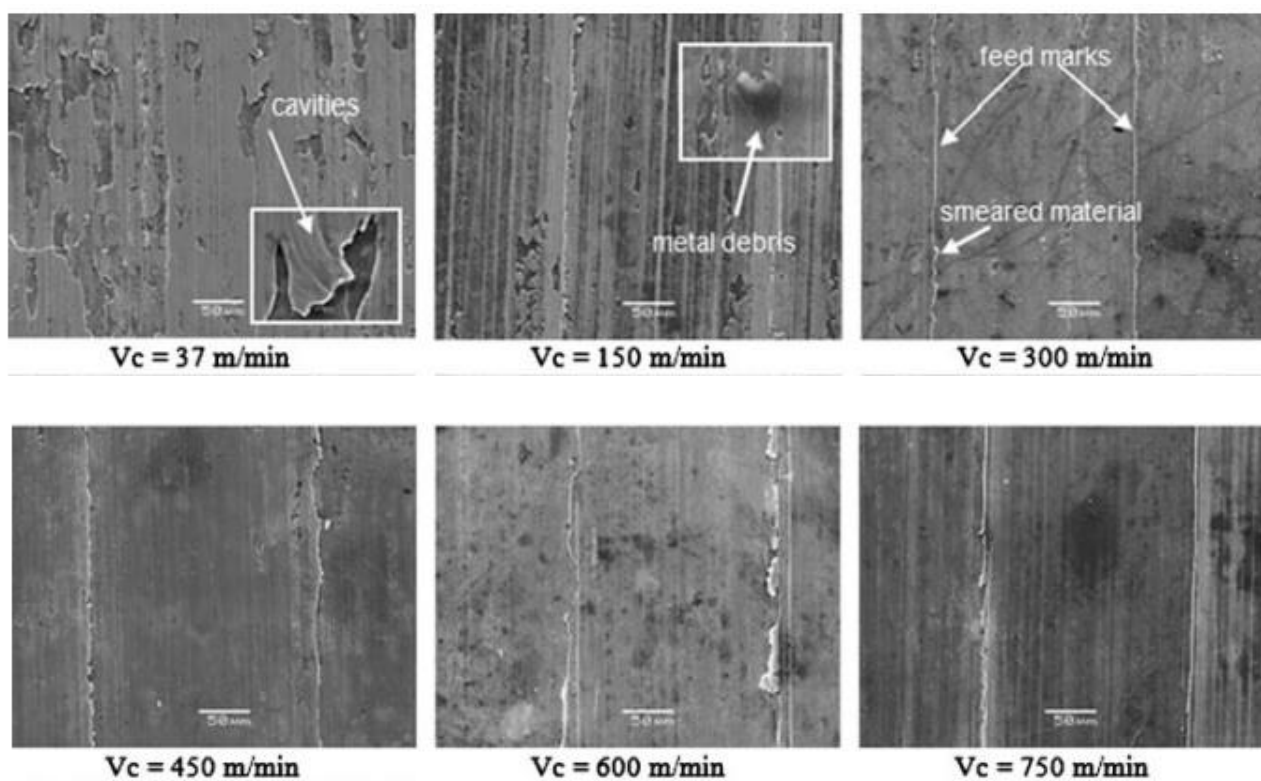
Фиг. 2.14 Влияние на подаването f върху 3D изображения и 2D профили на ПТ при струговане с микро-рязане на титанова сплав Ti-6Al-4V (Aslantas et al., 2020)

3D изображенията на ПТ и измерените 2D линейни профили на грапавостта

потвърждават еднозначната зависимост между подаването и височините на микрограпавините. В конкретния случай (фиг. 2.14), 4 пъти по-голямо подаване води до приблизително 3.3 пъти по-голяма грапавост.

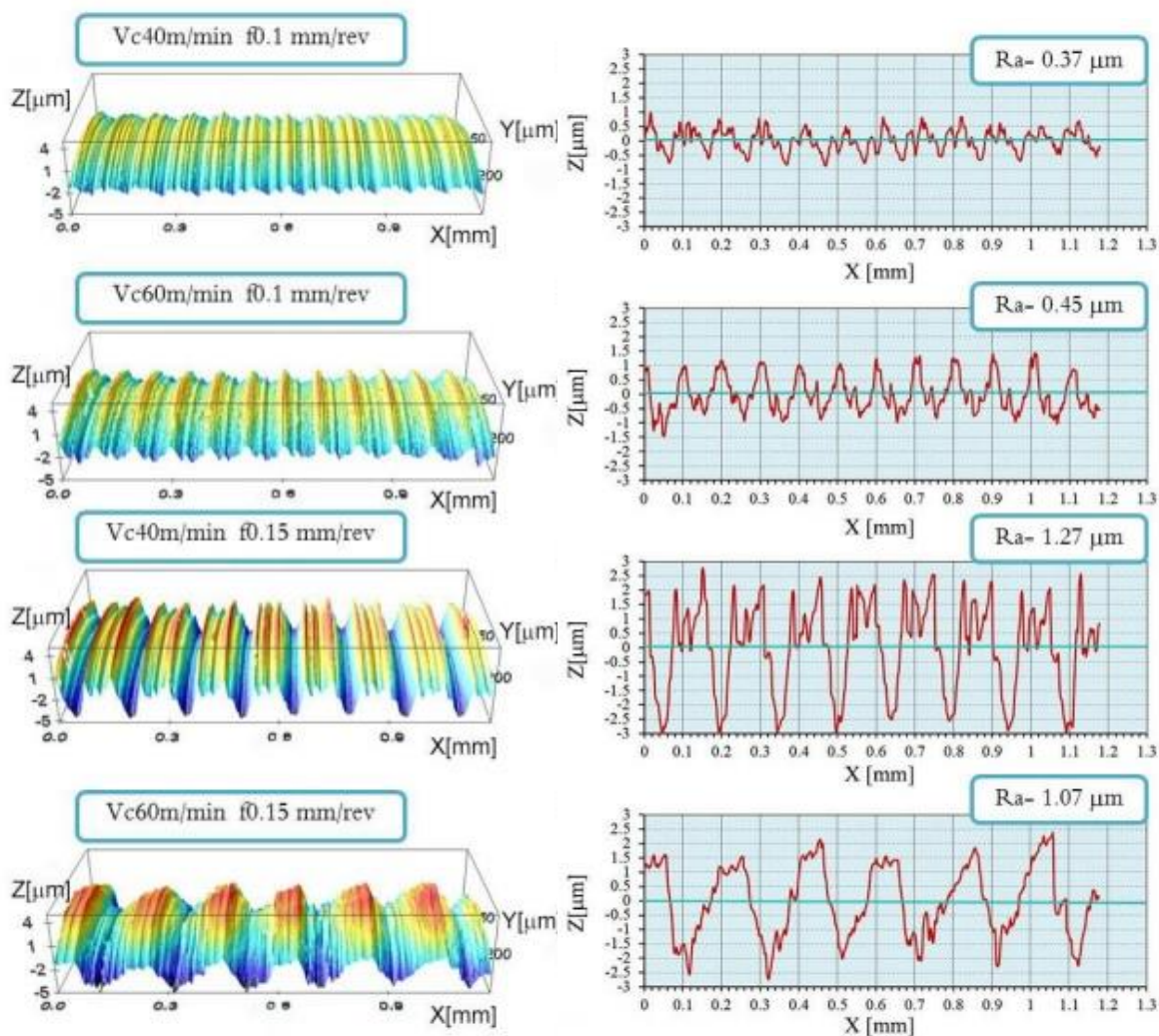
■ Влияние на скоростта на рязане

Трябва да се отбележи, че профилът на кинематичната грапавост не отчита влиянието на скоростта на рязане, тъй като е резултат от формообразуването при взаимодействието между режещия инструмент и обработената повърхнина. Като цяло, действителната грапвост нараства с намаляване на скоростта на рязане. Този факт е свързан с комплексното взаимодействие на технологичните параметри при обработване чрез рязане. Позитивният ефект от увеличаване на скоростта на рязане при струговане на сухо на аустенитна неръждаема стомана AISI 303 върху повърхностната морфология на обработените повърхнини е показан чрез SEM изображения на фиг. 2.15 ([Fernández-Abia et al., 2011](#)).



Фиг. 2.15 Влияние на скоростта на рязане v_c при струговане на сухо върху повърхностната морфология на стомана AISI 303

Показаните тенденции за влиянието на подаването и скоростта не винаги са в сила. Фиг. 2.16 показва, че различните комбинации на подаване и скорост на рязане имат разнопосочно влияние върху изменението на 3D изображенията и 2D профилите на ПТ при струговане на сухо на CoCrMo сплав, използвана за биомедицински приложения ([Bordin et al., 2014](#)).



Фиг. 2.16 Влияние на подаването и скоростта върху 3D изображения и 2D профили на ПТ

■ Влияние на дълбочината на рязане

Установено е, че дълбочината на рязане практически почти не влияе върху профила на действителната грапавост (Zhang and Pei, 2010).

3. Технологични възможности на процеси за ППД за редуциране на грапавостта

3.1. Обща характеристика на процесите за ППД

Редуцирането на началната грапавост е важен фактор за модифициране на повърхностните слоеве. Заглаждащ ефект се постига чрез процесите за ППД като част от процесите в обхвата на Surface Engineering, което до голяма степен определя широкото им практическо приложение.

В основата на ППД е механично деформиращо въздействие на третираната повърхнина посредством твърда/и и гладка/и деформираща сфера/и или ролка/и, така, че материалът в повърхностните слоеве пластифицира. Тъй като ППД

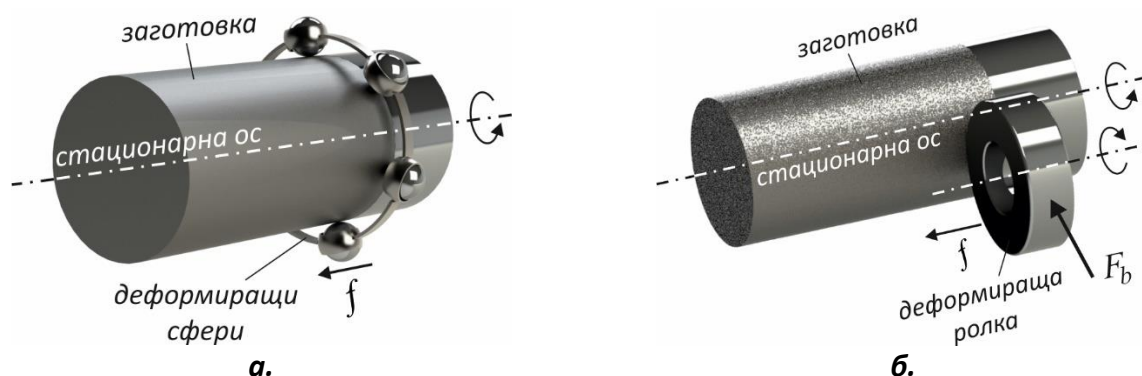
се извършва при температура, по-ниска от тази на рекристализация на метала, се използва термина „студена пластична деформация“ (“cold work”). ППД причинява значителна локална пластична деформация във върховете на микрограпавините, следствие на което ПТ се променя по посока на редуциране на началната грапавост. Следователно, заглаждащият (burnishing) ефект е присъщ на повечето процеси за ППД.

Актуална класификация на методите за ППД е направена от [Maximov et al., \(2019\)](#). Според начина на прилагане на деформиращото въздействие, те са динамични и статични. По хронология динамичните методи предшестват статичните. През 1871 г. Tilgham изобретява пясъкоструйното обработване – пионерно изобретение – предшественик на известния метод shot peening (сачмено-струйно обработване). От групата на динамичните методи shot peening има най-голямо приложение в конвенционалния му вариант, както и като хибриден метод – в съчетание с допълнителна лазерно третиране (laser peening) или водоструйно обработване (water cavitation). Основно предимство на динамичните методи е възможността за обработване на сложни профилни повърхнини. През последните години обект на много изследвания е модифицираният вариант на shot peening – surface mechanical attrition treatment (SMAT). Основният ефект, който се цели да се постигне при SMAT, е издребняване на зърната, т.е. получаване на наноструктуриран ПС. За тази цел се използват деформиращи сфери със значително по-голям диаметър – в диапазона $300\ \mu m - 10\ mm$, докато при Shot peening използваните размери са в диапазона $200\ \mu m - 1\ mm$.

При статичните методи за ППД, известни като burnishing, деформиращият/те елементи се притиска/т статично към обработваната повърхност, поради което процесът на пластично деформиране е непрекъснат във времето. Същевременно, големината и скоростта на пластична деформация зависят от параметрите на съответния процес, които могат да се управляват в корелация с желаните свойства, т.е. SI. Друго важно предимство на статичните методи за ППД е относително лесната им техническа реализация – устройствата и инструментите са адаптирани за приложение върху универсални машини и такива с ЦПУ. Поради тези им предимства статичните методи за ППД намират широко приложение в инженерната практика за довършващо обработване на ротационни и равнинни повърхнини.

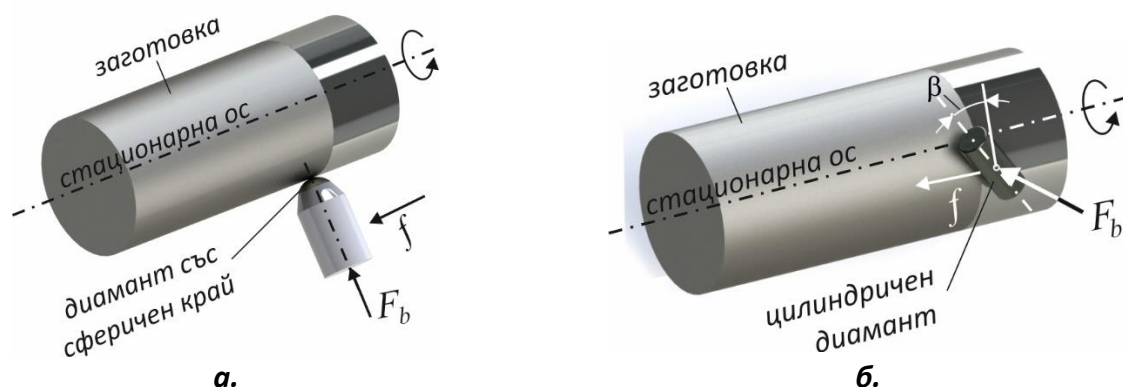
Към момента няма общоприета терминология, свързана с използваните методи и реализиращите ги процеси (burnishing технологии). Статичните методи за ППД могат да се класифицират според следните основни признаци ([Maximov et al., 2019](#)): 1). Геометричната форма на деформиращия елемент; 2). Видът на тангенциалния контакт между деформиращия елемент и третираната повърхност; 3). Основният ефект, който се цели да се постигне от гледна точка на условия на експлоатация; 4). Отсъствието или наличието на допълнително въздействие върху третираната повърхнина.

Според 1). са известни два основни метода: ball burnishing (BB) – деформиращият елемент е сфера/и (фиг. 2.17а), roller burnishing (RB) – деформиращият елемент е ролка/и с цилиндрична (фиг. 2.17б), конусна или профилна (най-често торои-дална) работна повърхнина.



Фиг. 2.17 Методи за ППД според геометричната форма на деформиращите елементи

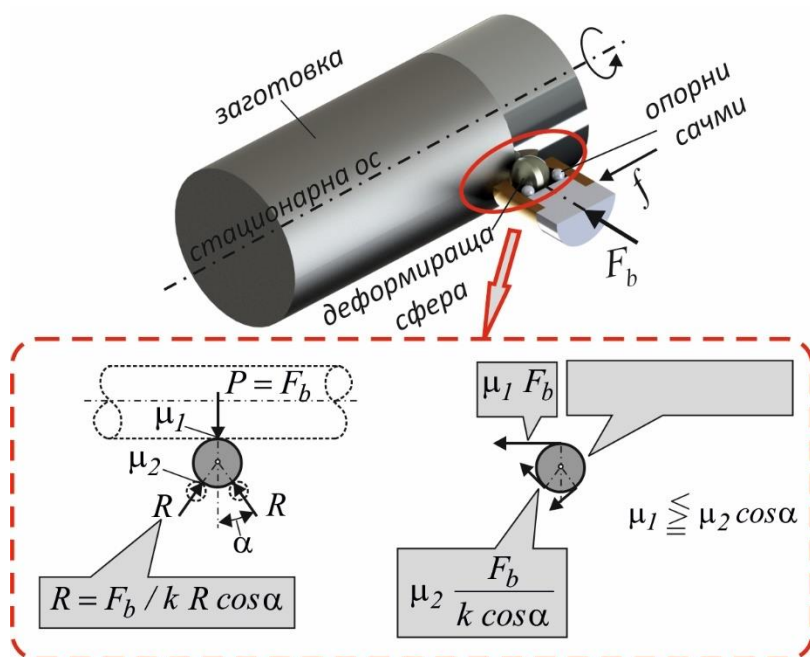
Според 2). съществуват следните варианти на статични методи за ППД: с триене при търкаляне (фиг. 2.17), с триене при плъзгане (slide burnishing) и с недефинирано движение. Когато контактът е триене при плъзгане, деформиращият елемент най-често е със сферична работна повърхнина (фиг. 2.18а), а по-рядко – с цилиндрична (фиг. 2.18б). Преобладаващо в този случай за деформиращ елемент се използват синтетични поликристални композити (поликристални диаманти), а много по-рядко – естествени диаманти. Поради това от методите, използващи триене при плъзгане, най-голямо практическо приложение има методът диамантно заглаждане (ДЗ) (diamond burnishing). Задълбочени изследвания на различни аспекти на процеса ДЗ, вкл. корелацията между различни характеристики на SI и експлоатационното поведение за различни конструкционни материали, са проведени от [Максимов и др. \(2021\)](#).



Фиг. 2.18 Методи за ППД с контакт триене при плъзгане

ППД с недефинирано движение заема междинна позиция от гледна точка на вида на контакта между деформиращата сфера и обработваната повърхнина

(Maximov et al., 2019). Наблюдава се в инструменти за ППД, в които деформиращата сфера е поставена върху по-малки опорни сачми или твърда повърхнина (фиг. 2.19). Терминът „недефинирано движение“ показва възможността както за чисто търкаляне, така и плъзгане на деформиращата сфера в зависимост от съотношението между коефициента на триене за двойката деформираща сфера – обработвана повърхнина от една страна, и този за двойката деформираща сфера – опорни сачми, от друга страна.

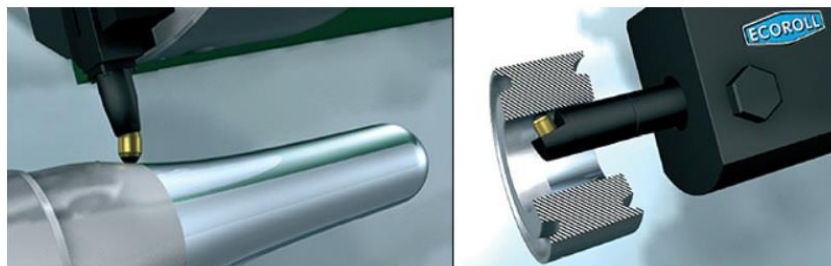
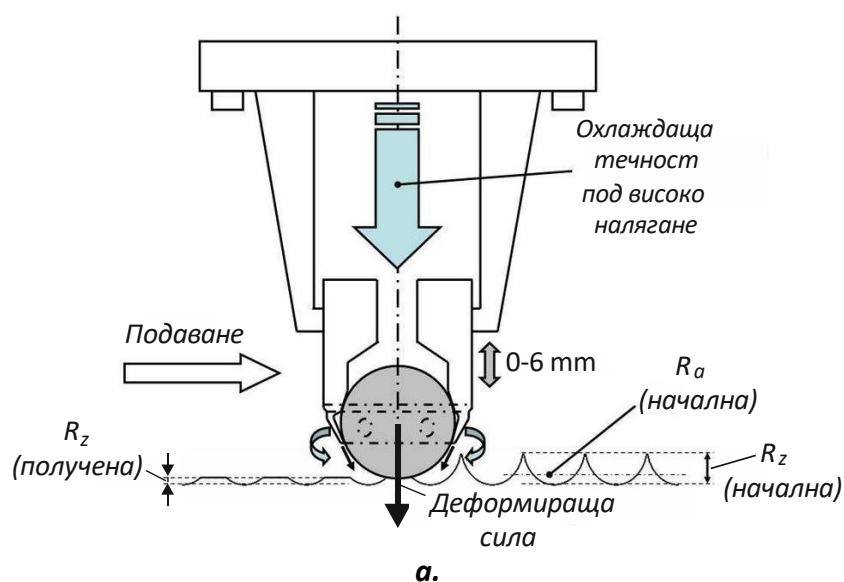


Фиг. 2.19 ППД с „недефинирано движение“

Утвърдена позиция в литературата и практиката има класификацията според признак 3), възприета от световния лидер в burnishing технологиите – компанията Ecoroll ([Ecoroll-catalog http://teco.net.au/-pdf/-ecoroll/-ecoroll-catalog_en_web.pdf](http://teco.net.au/-pdf/-ecoroll/-ecoroll-catalog_en_web.pdf)). Ecoroll разграничава два основни вида процеса за ППД, като използва само контакт триене при търкаляне: RB (обтъркаване с ролки) и deep rolling (DR) (дълбоко ролковане). Тази концепция не взема предвид геометричната форма на деформиращите елементи, а се акцентира върху желаните характеристики на SI в корелация с условията на експлоатация. RB има за цел преди всичко да осигури много ниска (огледална) грапавост ($R_a \leq 0.2 \mu m$) и висока точност на формата и размерите. Реализира се чрез широка номенклатура инструменти: 1). С множество деформиращи ролки (Multiple Roller Tools) за обработване на вътрешни (фиг. 2.20а) и външни гладки и стъпални цилиндрични и конусни повърхнини (фиг. 2.20б); 2). С една ролка (Single Roller Tools) – цилиндрична, конусна (фиг. 2.20в) или профилна деформираща ролка – торои-дална (фиг. 2.20г) или с друг профил (фиг. 2.20 д).



Фиг. 2.20 Инструменти, реализиращи процеса обтъркване с ролки



б.

Фиг. 2.21 Методът заглаждане с хидростатична сфера (Hydrostatic ball burnishing)
а). принципна схема; б). инструменти за практическа реализация

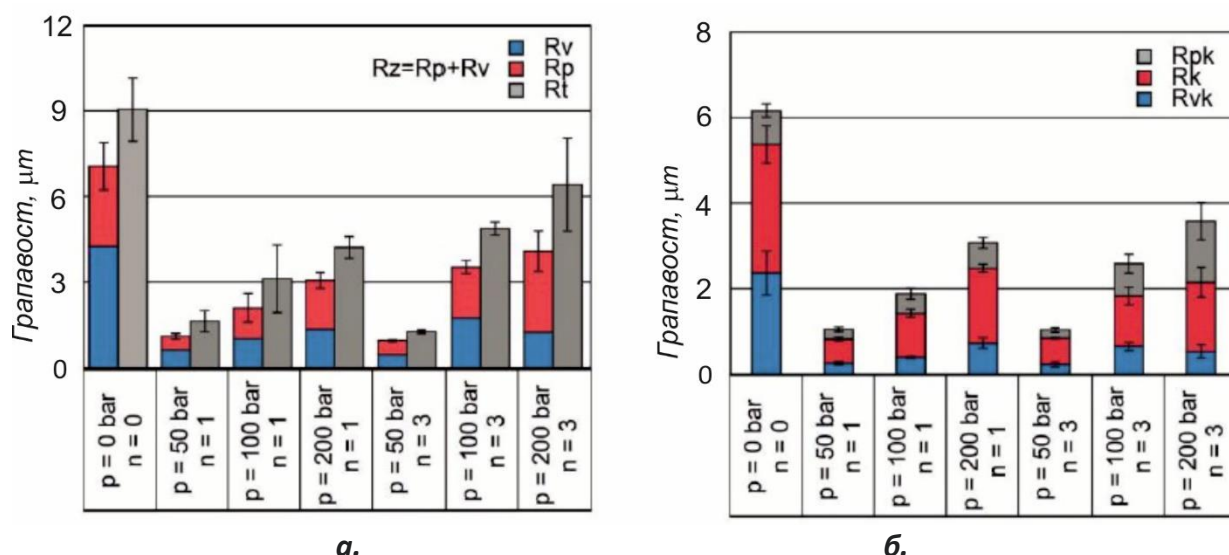
Процесът DR се прилага върху динамично натоварени компоненти или такива, подложени на износване. Основните ефекти, модифициращи ПС при deep

rolling, са уякчаването (cold work) и създаването на по-дълбока зона с полезни ОН на натиск. Това изисква да се прилагат значително по-големи деформиращи сили. Заглаждането на третираната повърхнина (smoothing effect) в този случай е съпътстващ ефект. Основните процеси, реализиращи концепцията deep rolling са: 1). Hydrostatic ball burnishing (деформираща сфера, подложена на хидростатично налягане) (фиг. 2.21); 2). С инструменти с една деформираща сфера/ролка с възможност за прилагане на относително по-големи стойности на деформиращата сила F_b (виж 2.20 г, д).

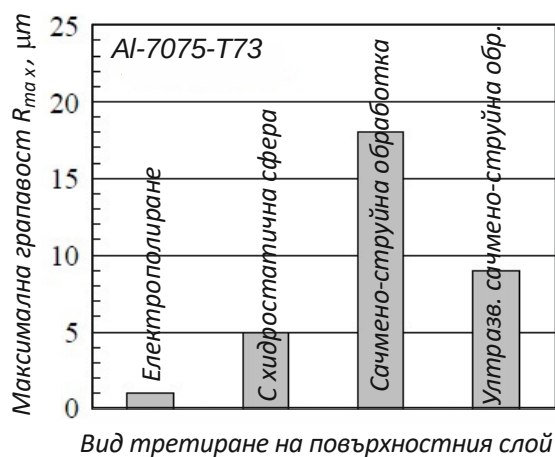
3.2. Заглаждащ ефект след ППД – примери

Известни са множество изследвания на различни процеси за ППД, които доказват потенциалните им възможности за редуциране на грапавостта. Обичайно се прилага експериментален подход за изследване влиянието на основните технологични параметри (радиус на работната повърхнина на деформиращия елемент, големина на деформиращата сила, подаване и скорост на деформиране) и допълнителните фактори (брой на преходите, вид на работната схема и начин на мазане), върху различни параметри на получената грапавост.

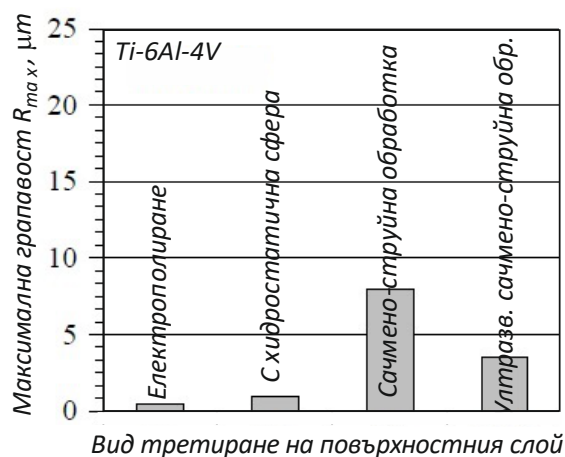
На фиг. 2.22 е показано влиянието на хидростатичното налягане p и броя на преходите n върху шест 2D параметъра на получената грапавост след заглаждане с хидростатична сфера на високо-въглеродна стомана AISI 1060 (Abrao et al., 2014). Сравнението с първите колони (конвенционално обработване, т.е. без ППД) показва значително по-малки стойности както на получените височинни параметри (R_v, R_p, R_t, R_z) (фиг. 2.22а), така и на функционалните параметри на грапавостта (R_{pk}, R_k, R_{vk}) (фиг. 2.22б).



Фиг. 2.22 Влияние на хидростатичното налягане и броя на преходите върху 2D параметри на грапавостта на стомана AISI 1060 (Abrao et al., 2014)



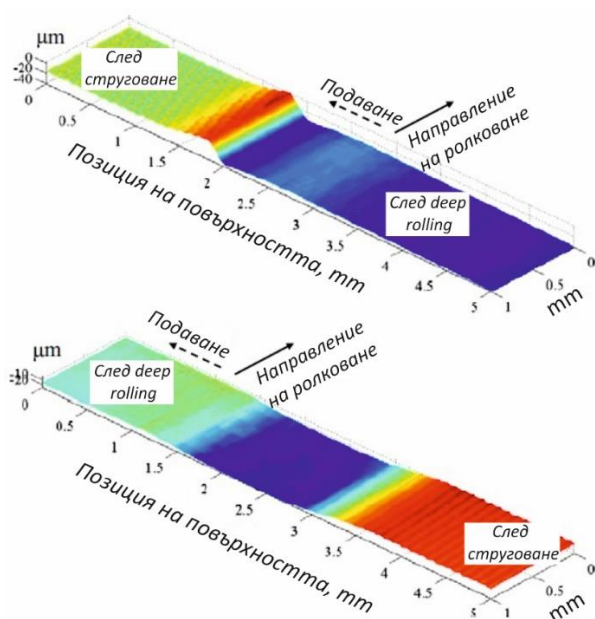
а.



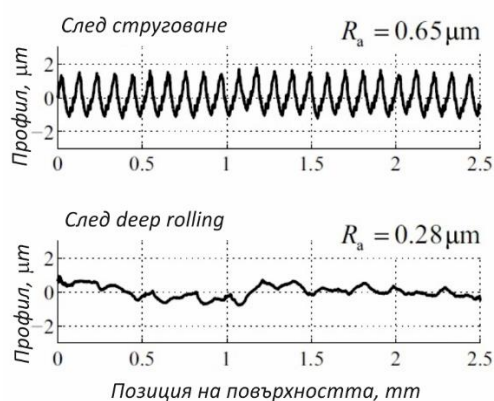
б.

Фиг. 2.23 Сравнение на получената грапавост след електрополиране, заглаждане с хидростатична сфера, сачмено-струйно обработване и ултразвуково сачмено-струйно обработване (Wagner et al., 2011)

Фиг. 2.23 показва сравнение на получената максимална грапавост върху цилиндрични повърхнини от алуминиева сплав Al 7075-T73 (фиг. 2.23а) и титанова сплав Ti-6Al-4V (фиг. 2.23б) след четири вида довършващо обработване – електрополиране (прието за база), заглаждане с хидростатична сфера, сачмено-струйно обработване (shot peening) и комбинирано ултразвуково сачмено-струйно обработване (Wagner et al., 2011). Резултатите показват, че статичният процес заглаждане с хидростатична сфера осигурява по-ниска грапавост в сравнение с двата динамични процеси за ППД. Този резултат се дължи на непрекъснатия и контролан процес на деформация при статичните процеси за ППД.



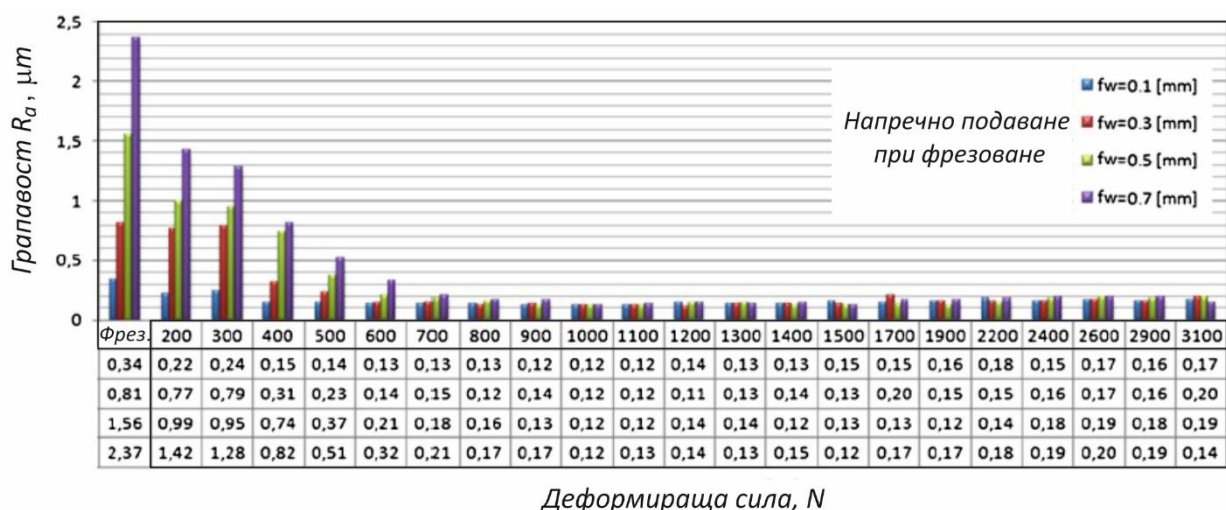
а.



б.

Фиг. 2.24 3D и 2D профили на грапавостта на алуминиева сплав 7075-T6 след струговане и deep rolling (Beghini et al., 2014)

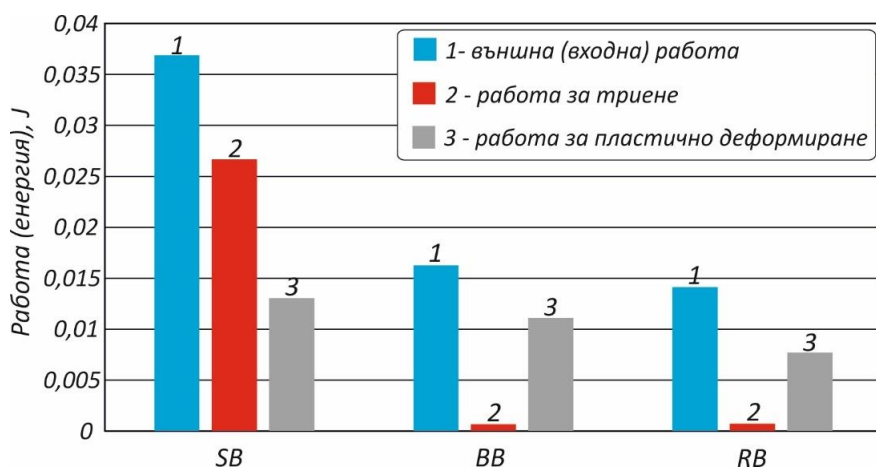
3D и 2D профилите на ПТ върху различни региони от високояка алуминиева сплав 7075-T3, обработени чрез струговане и DR, са показани на фиг. 2.24а,б (Beghini et al., 2014). Процесът DR е реализиран чрез деформираща ролка от волфрамов карбит, с конусна форма, с типичното в случая закръгление в контактния ръб. След DR за 2D параметъра R_a е получена приблизително 2.3 пъти по-ниска стойност в сравнение с конвенционалния случай – след струговане. Фиг. 2.25 показва влиянието на деформиращата сила при ППД с деформираща сфера на профилни повърхнини в образци от легирана стомана 42CrMo4 върху параметъра R_a на получената грапавост в зависимост от напречното подаване при предшестващата обработка – фрезозане (Grochala et al., 2014). Резултатите показват, че грапавостта нараства с нарастване на напречното подаване при фрезозане, когато деформиращата сила е по-малка от 1000 N. Над тази гранична стойност получената грапавост практически не се влияе от предшестващата обработка.



Фиг. 2.25 Зависимост на получената грапавост от деформиращата сила при ППД с деформираща сфера и напречното подаване при фрезозане (Grochala et al., 2014)

При ППД видът на тангенциалния контакт между деформиращия елемент и обработваната повърхнина – триене при търкаляне/триене при плъзгане, има решаващо значение за получените характеристики на SI, в т.ч. и получената грапавост. Независимо, че при ППД въздействието е механично и се прилага при температурата на околната среда, следствие от външното и вътрешното триене (хистерезис), част от механичната енергия дисипира в топлина. Следователно, строго погледнато, при всички процеси за довършващо обработване, в т.ч. и процесите за ППД, системата инструмент – заготовка е термодинамична система. Интерес представлява да се оцени количествено и качествено ефекта от генерираната топлина върху SI, който се дължи на различния контакт при ППД. Задълбочен сравнителен анализ в тази посока е проведен от Maximov et al. (2020), използвайки двустранно-свързани термо-механични крайно-елементни (KE) симулации и натурни експерименти. Обработваният материал е нисколе-

гирана конструкционна стомана 41Cr4. Фиг. 2.26 показва разликата в енергийния баланс на деформационните процеси при заглаждане с деформираща сфера (BB), заглаждане с деформираща ролка (RB) и slide burnishing (SB). И трите процеса са симулирани при едни и същи големина на основните параметри (деформираща сила, радиус на деформиращия елемент, подаване и скорост на деформиране). Тъй като разликата между BB и RB е само в контактната площад-ка, чрез KE симулации е оценено влиянието на вида на контакта при равни други условия – триене при плъзгане при SB (респ. при ДЗ) и триене при търкаляне при BB и RB. Когато контактът е триене при плъзгане (SB), външната (входна) работа е повече от два пъти по-голяма в сравнение с случая триене при търкаляне (BB и RB). Големината на работата на силите на триене е повече от два порядъка по-



Фиг. 2.26 Сравнение на енергийния баланс

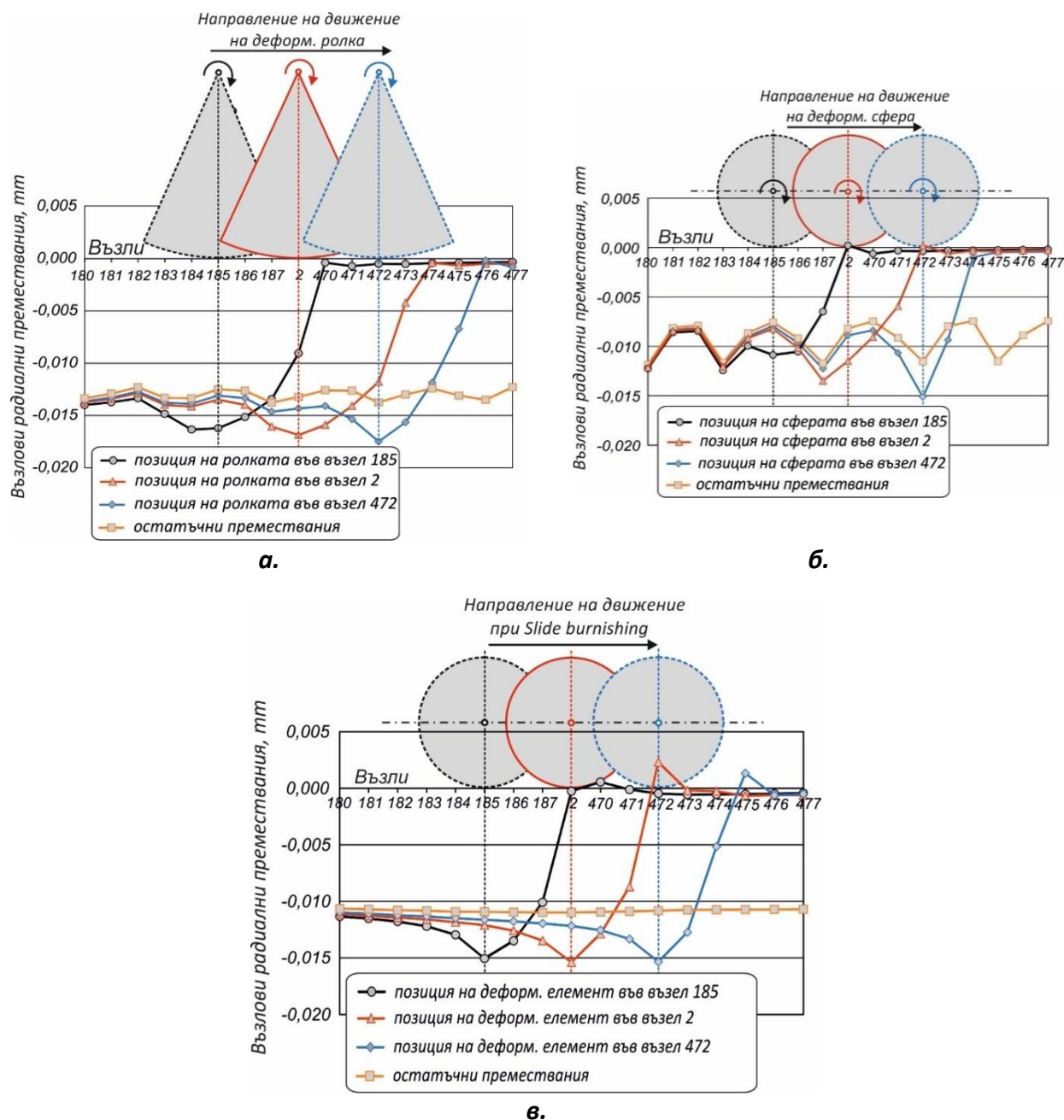
голяма и съизме-рима с външната ра-бота. Това означава, че приблизително три четвърти от вън-шната работа при SB, респ. при ДЗ, се пре-върща в топлина, независимо от нис-кия коефициент на триене между диа-мантния деформи-ращ елемент и тре-

тираната повърхнина. Резултатът е т.н. „смекчаващ“ ефект на материала в контактната зона. Същевременно, при SB работата за пластично деформиране е с около 18% по-голяма в сравнение с процесите, използващи контакт триене при търкаляне. Следователно, деформационният процес при ППД с контакт триене при плъзгане (SB, респ. ДЗ) има термо-механична природа.

Когато ППД се осъществява чрез обтъркаване със сфери или ролки, разсей-ването на механична енергия вследствие триенето в контактната зона е нищожно, а генерираната топлина само от пластично деформиране е по-малка. Това дава основание при ППД с контакт триене при търкаляне, системата инструмент-заготовка да се разглежда като чисто механична.

На основа на проведените термо-механични KE симулации е направен сравнителен анализ на радиалните премествания при BB, RB и SB на едни и същи възли от ПС на заготовката, определени в цилиндрична координатна система (фиг. 2.27а,б,в). Еволюцията на деформационните процеси е визуализирана в квазиста-тични режими за три последователни позиции на деформиращите елементи. Контурът на напречното сечение на детайла се формира от показаните остатъчни премествания. Сравнението на процесите на деформация в радиално направление при BB (фиг. 2.27б) и SB (фиг. 2.27в) показва решаващата роля на вида на танген-

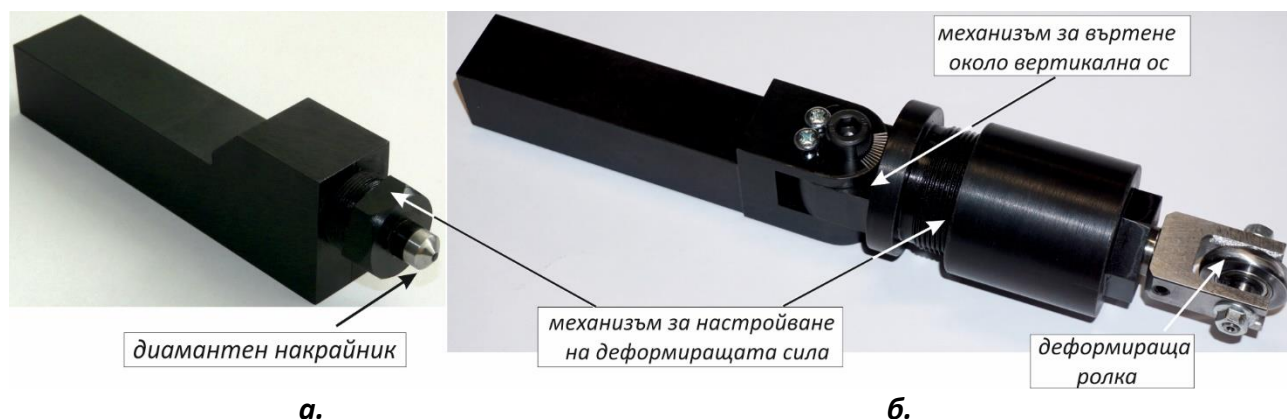
циалния контакт. Значително по-голямата еквивалентна пластична деформация на ПС и значителните тангенциални напрежения, причинени от по-големите сили на триене при ДЗ, осигуряват най-малко отклонение на обработената повърхнина от идеалната цилиндрична форма (фиг. 2.27в).



Фиг. 2.27 Сравнение на деформационните процеси в радиално направление при RB, BB и SB, получени от термомеханични KE симулации

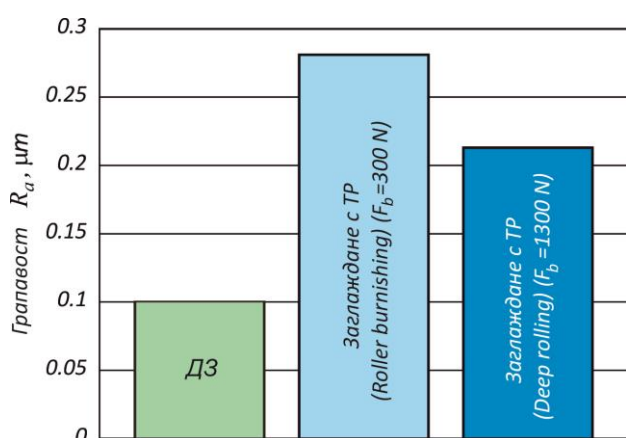
Експерименталните изследвания на процесите ДЗ и заглаждане с деформираща ролка (RB) са проведени, използвайки устройствата, показани на фиг. 2.28. Устройствата са снабдени с еластична система, която позволява лесно да се управлява големината на деформиращата сила. Когато големината на деформиращата сила е относително малка ($F_b = 300 \text{ N}$), съгласно класификацията на

Ecoroll, процесът е RB, а когато се прилага относително голяма деформираща сила ($F_b = 1300\text{ N}$), процесът е DR.



Фиг. 2.28 Устройства за ППД процеси
а). ДЗ б). заглаждане с тороидална ролка (RB и DR)

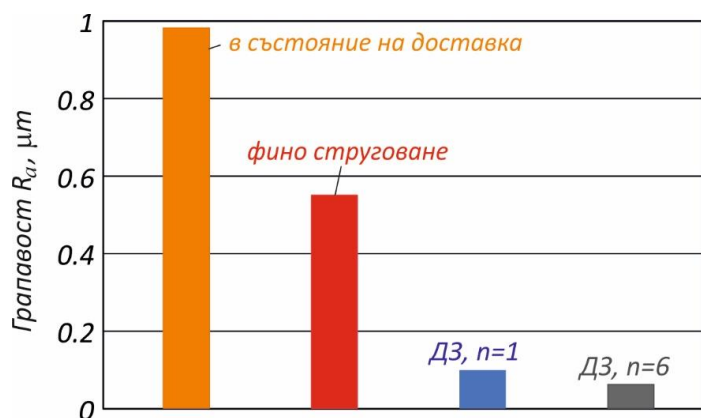
Сравнение на получената грапавост след ДЗ, заглаждане с тороидална ролка (TP) със сила $F_b = 300\text{ N}$ (RB) и заглаждане с тороидална ролка със сила $F_b = 1300\text{ N}$ (DR), е показана на фиг. 2.29. Средната начална грапавост (преди ППД) е



Фиг. 2.29 Сравнение на получената грапавост

$R_a^{init} = 0.932\mu\text{m}$. За едни и същи големина на параметрите на процесите (с изключение на сила от 1300 N за DR), получената грапавост след ДЗ е почти три пъти по-малка в сравнение с RB, реализиран със сила 300 N – $R_a = 0.10\mu\text{m}$ срещу $R_a = 0.281\mu\text{m}$. Когато заглаждането с ролка се осъществи със сила 1300 N , т.е. когато се реализира процесът е DR, получената грапавост се редуцира до $R_a = 0.213\mu\text{m}$. Тези експериментални резултати показват, че по-голямата еквивалентна пластична деформация и смекчаващия ефект на ПС, характеризиращи процеса ДЗ, водят до значително по-малка грапавост.

Фиг. 2.30 показва технологичните възможности на броя на преходите при ДЗ за редукция на грапавостта на цилиндрични образци от еднофазен алуминиево-железен бронз Cu-Al8-Fe3. Грапавостта е оценена с най-използвания 2D параметър – R_a (Duncheva et al., 2021). Независимо дали процесът се осъществява като еднопреходен ($n = 1$) или многопреходен ($n = 2 - 6$), ДЗ води до практически огледални повърхнини – $0.062 \leq R_a \leq 0.102\mu\text{m}$. Процесът ДЗ значително намалява грапавостта в сравнение с финото струговане: 5,5 пъти когато ДЗ е с един преход ($n = 1$) и 8,9 пъти, когато ДЗ се реализира с шест прехода ($n = 6$).



Фиг. 2.30 Редукция на грапавостта в бронз $CuAl8Fe3$ след ДЗ с различен брой преходи

Както беше подчертано в т. 1.6, параметрите на формата в комбинация с амплитудните параметри имат голямо функционално значение за трибологичното поведение на компонентите, особено в режим на гранично триене. В табл. 2.14 са показани средните стойности на измерените 3D параметри на ПТ на отвори в образци тип втулки за плъзгащи лагери от двуфазен алуминиево-железен бронз $Cu-Al9-Fe4$.

Обект на сравнително изследване е SI и износоустойчивостта на три групи образци, чиито отвори са обработени, както следва: 1). Само чрез струговане (C); 2). Чрез ДЗ с един преход ($n = 1$) (ДЗ1); 3). Чрез ДЗ с шест прехода ($n = 6$), използвайки разнопосочна работна схема (ДЗ6).

3D параметри на ПТ на отвори във втулки от бронз $Cu-Al9-Fe4$

Таблица 2.14

Параметри на ПТ		Образци/означение		
		C	DB1	DB6
Средно-аритметично отклонение	$S_a, \mu m$	0.5686	0.1871	0.1403
Средно-квадратично отклонение	$S_q, \mu m$	0.6679	0.2354	0.189
Максимална височина	$S_t, \mu m$	3.302	1.826	2.796
Максимална височина на върховете	$S_p, \mu m$	1.415	1.157	1.537
Максимална дълбочина на долините	$S_v, \mu m$	1.887	0.6692	1.259
Средна стойност за 5-ме най-високи върхове и 5-ме най-ниски долини	$S_z, \mu m$	2.427	1.159	1.681
Skewness	S_{sk}	0.711	-0.6123	-0.6494
Kurtosis	S_{ku}	2.492	4.388	5.499

Резултатите за измерените 3D параметри потвърждават, че както еднопреходният (ДЗ1), така и многопреходният (ДЗ6) процес ДЗ значително подобрява както височинните параметри, така и параметрите на формата в сравнение с финото струговане (образец C): височинните параметри намаляват значително, а параметърът skewness S_{sk} приема отрицателни стойности. В допълнение, отрицателните стойности на параметъра S_{sk} се комбинират с параметъра kurtosis S_{ku} , по-голям от три. Както може да се очаква, ефектът от прилагане на ДЗ6 (ДЗ с шест прехода ($n = 6$)) върху ПТ е по-изразен. Тази ПТ благоприятства задържането на масло и в резултат подобрява мазането и редуцира износването (виж Гл.5, т. 3.4).

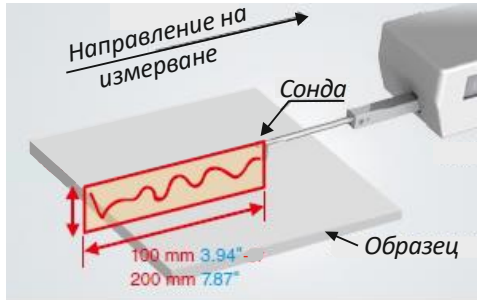
4. Техники за измерване на грапавостта

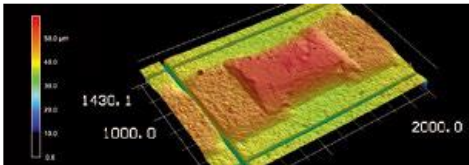
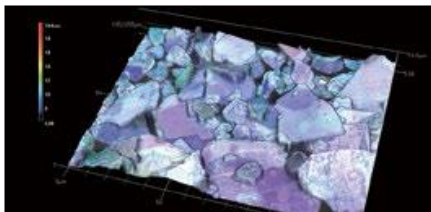
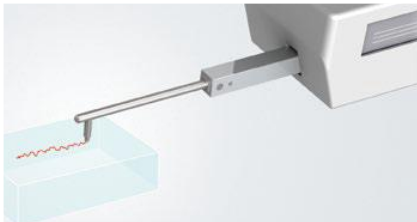
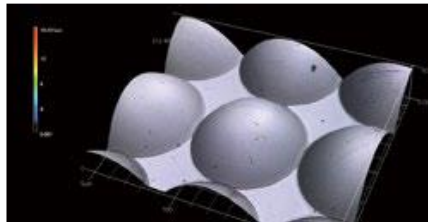
4.1. Основни методи за измерване параметрите на ПТ - сравнение

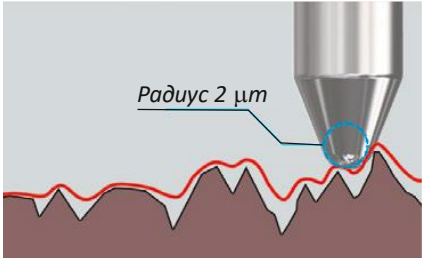
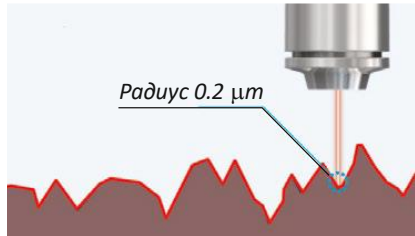
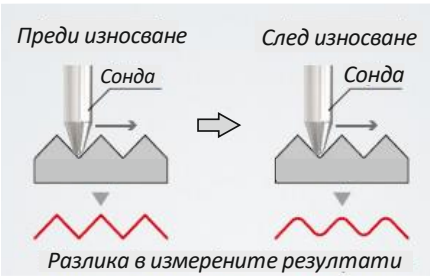
Най-общо методите за измерване на грапавостта и съответните технически средства се разделят на контактни (stylus type) и безконтактни. Сравнение на основните им характеристики е показано в табл. 2.15 (<http://kinampark.com-PL/files/Keyence%20C%20Surface%20roughness%20measurement%20system%20comparison>).

Сравнение между контактни и безконтактни техники

Таблица 2.15

Характеристика	Контактни	Безконтактни
Обект на измерване	Възможно е измерване само по линия, т.е. измерва се профил	Измерването може да бъде извършено върху площ или по линия
Обхват на измерване	Дължината на измерваната линия достига до 100 mm 	Измерване на 3D параметри върху площ с размери приблизително 50 × 60 mm и нанометрова разделителна способност 
Подготовка на образца	Необходимо е прецизно позициониране на образца, а в някои случаи и неподвижно фиксиране спрямо измервателната сонда 	Измерването може да бъде осъществено без закрепване на образца върху подвижната маса 
Измервани геометрични параметри	Повечето инструменти са предназначени само за измерване на грапавост	Може да се измерва както грапавост, така и отклонение от форма

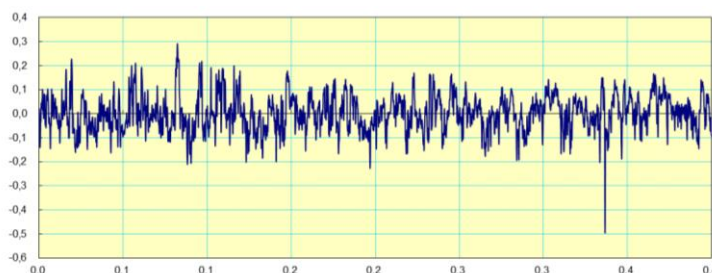
Настройване при измерване	Сондата се позиционира визуално от оператора, което затруднява точното позициониране върху образци с малки размери и с относително сложна конфигурация	Областта на измерване върху измервания обект се определя и достига бързо
Възпроизводимост на измерените стойности	Преди измерване са необходими различни настройки (избор на тип/размер на сондата, параметри на измерване, ъгъл на наклон). Те са определящи за точността на получените резултати	Не са необходими предварителни настройки относно позиционирането на детектора спрямо измерваната повърхност. Измерените стойности се възпроизвеждат и при повече оператори
Измерване на меки повърхности	Сондите обикновено са изработени от твърд материал (сапфир или диамант), който може да надраска и повреди измерваната повърхност 	Безконтактните системи изключват възможността за повреди дори и върху меки образци 
Измерване на вискозни повърхности	Не е възможно да се измерват меки или лепкави повърхности 	Възможно е измерването да се осъществи върху повърхности от всякакъв вид материали 
Измерване на прозрачни повърхности	Възможно е измерването да се осъществи върху образци от стъкло, но могат да се повредят от сапфира или диаманта на върха на сондата 	Определят се параметри на грапавостта върху прозрачни материали със сложна геометрия, както и дебелината на прозрачни слоеве 

Точност на измерване	Не могат да се измерват параметри на ПТ, свързани с размери, които са по-малки от радиуса на върха на измервателната сонда 	Диаметърът на контактното петно на използвания лазер е с порядък по-малък в сравнение с върха на измервателната сонда при контактния метод, което осигурява значително по-голяма точност 
Износване на елементите	Точността на измерването се влияе от износването на върха на измервателната сонда 	Безконтактният принцип на измерване (използва се лазерен светлинен източник с висока интензивност) изключва възможността за износване 

4.2. Технически средства за измерване на параметрите на ПТ – примери



а.



б.

Фиг. 2.31 Mitutoyo SJ 210 за измерване на 2D параметри на грапавостта
а). общ изглед б). запис на измерен профил на грапавостта

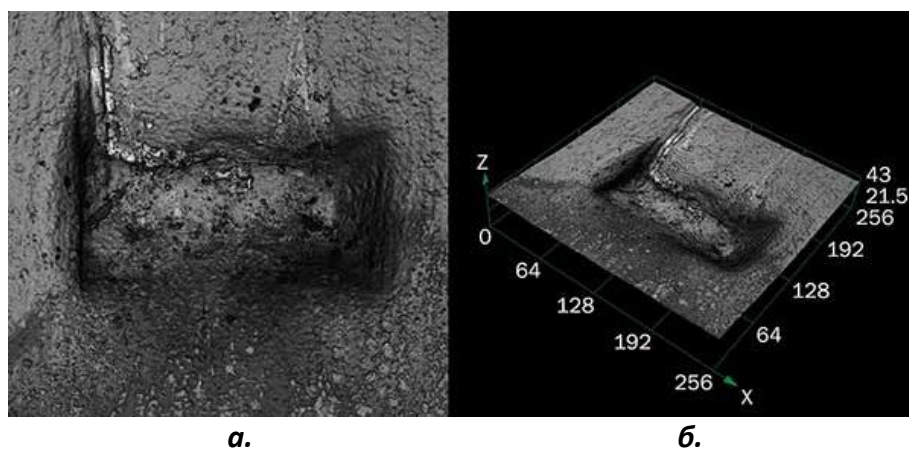
Mitutoyo SJ 210 е представител на групата на 2D контактните измервателни уреди. Снабден е със сонда с диамантен връх с параметри $60^\circ/2\text{ mm}$ (фиг. 2.31а). Профилът на грапавостта по направление на хоризонталното движение на сондата се получава след усилване по електронен път на вертикалното преместване на сондата (фиг. 2.31б). Уредът измерва 39 параметъра на ПТ в съответствие с

международните стандарти DIN EN ISO, VDA, JIS, ANSI. Mitutoyo SJ 210 е предназначен основно за измервания върху плоски или цилиндрични повърхнини по направление, успоредно на надлъжната им ос. Може да се прилага върху всички видове метали и твърди полимери, но не е подходящ за приложение върху материали с много ниска твърдост, дървесина, както и за покрития, склонни да отделят частици след въздействие с малки по стойност сили (надраскване с тънко острие).



Фиг. 2.32 Безконтактен лазерен сканиращ конофокален микроскоп за измерване на 3D параметри на ПТ

Лазерният сканиращ конофокален микроскоп (ЛСКМ) (фиг. 2.32) измерва параметри на ПТ чрез безконтактен метод, използвайки излъчване на бяла светлина от лазерен източник. Сканирайки повърхността, ЛСКМ генерира данни, на база на които се получава 3D изображение с висока резолюция във височина в нанометровата област. ЛСКМ позволява да се определят параметрите на ПТ върху всякакви по форма, сложност, прозрачност и отразителна способност повърхности от всякакви материали. На фиг. 2.33а, б са показани съответно 2D и 3D изображения на печатна платка, получени от ЛСКМ.



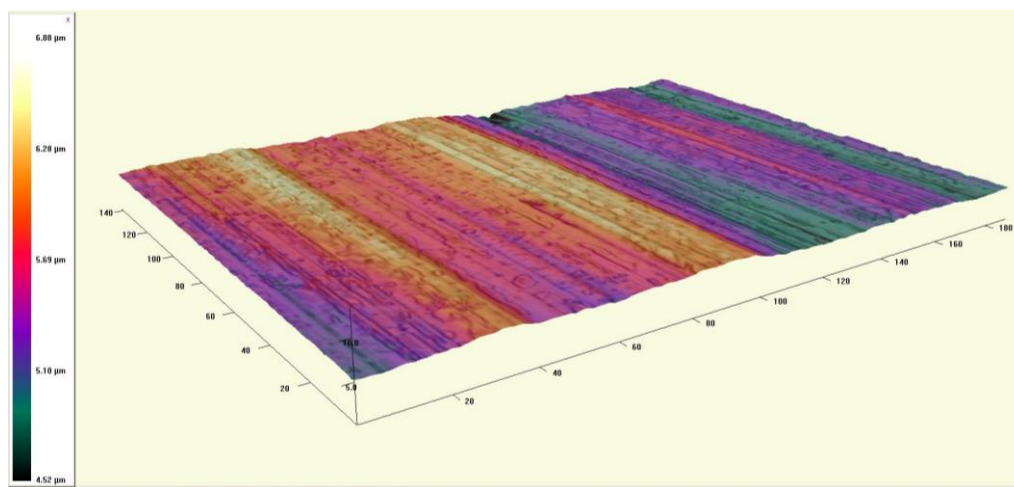
Фиг. 2.33 Изображения на част от печатна платка, получени чрез ЛСКМ
а). 2D **б). 3D**

3D оптичният профилометър Zeta-20 (фиг. 2.34) по същество е оптичен микроскоп, чрез който по безконтактен път се получава 3D изображение на



повърхността на изследвания образец. За разлика от класическите оптични микроскопи, използващи фиксирана дълбочина на фокуса, сканиращата система на оптичния профиломер позволява сканиране с променлива височина по направление на Z (в нормално направление спрямо номиналния профил). Тази информация се използва от софтуера, генерирайки 3D цветно изображение на ПТ. На фиг. 2.35 е показано 3D изображение на ПТ на образец от алуминиев бронз Cu-Al8-Fe3, обработен чрез рязане (увеличение 20 ×) (Ковачева, 2022).

Фиг. 2.34 Общ вид на 3D оптичен профилометър Zeta-20

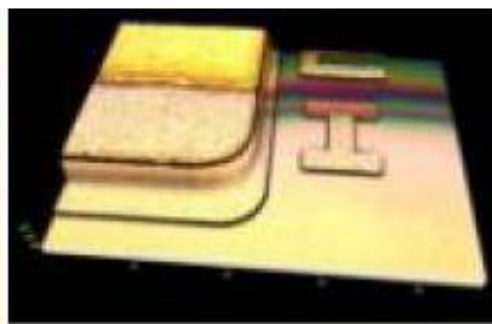
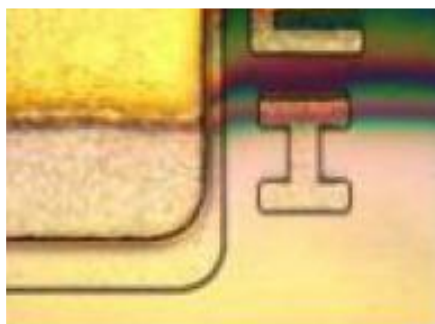


Фиг. 2.35 3D изображение на ПТ на образец от алуминиев бронз CuAl8Fe3, обработен чрез рязане

Оптичният профилометър може да се използва за определяне на параметрите на ПТ върху разнообразни обекти – прозрачни или непрозрачни, материали с висока или ниска отражателна способност, с много висока или много ниска грапавост. Разделителната способност във вертикално направление (по Z) е по-малка от 1 μm . Оптичното увеличение е в диапазона 2.5 × – 150 ×, което води до резолюция по XY от 3.6 mm до 0.6 mm . Фиг. 2.36а, б показва сравнение на изображения, получени от класически оптичен микроскоп и 3D оптичен профилометър.



а.

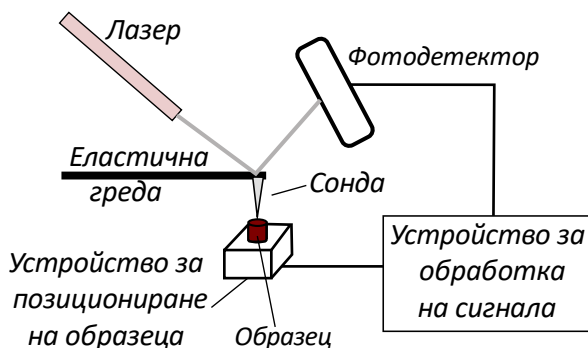


б.

Фиг. 2.36 Сравнение на изображения, получени от оптичен микроскоп и 3D оптичен профилометър

а). от класически оптичен микроскоп

б). от 3D оптичен профилометър

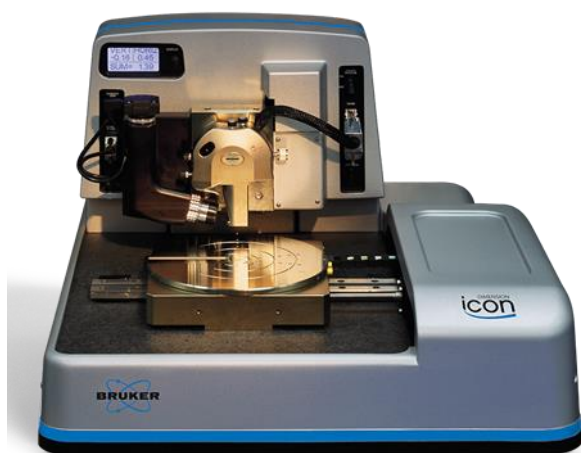


Фиг. 2.37 Принципна схема на действие на AFM

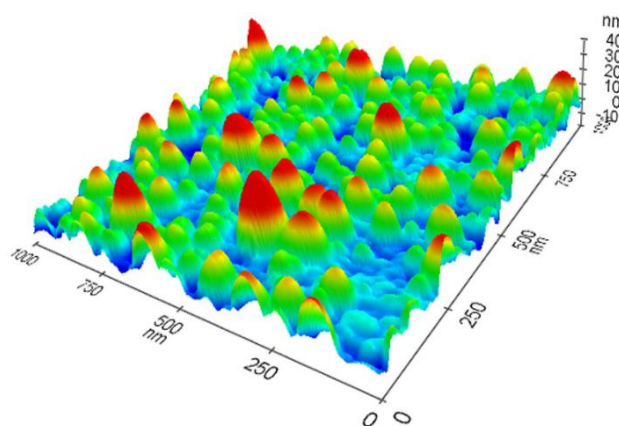
Съвременна сканираща техника за изследване на ПТ е атомно-силовата микроскопия (Atomic Force Microscopy (AFM)). Посредством AFM се изследват образци от метали, полимери, керамика, композити, стъкла, както и биологични проби (Astankhov, 2010). AFM е познат и с названието микроскоп със сканираща сонда (Scanning

Proximity Probe Microscope), чийто радиус на закръгление е по-малък от 10 nm . AFM изследва ПТ на образца посредством регистриране на силите на Ван дер Валс. Това определя нивото на изследване – атомно, до молекулно ниво. Сканирането на изследваната повърхност се осъществява основно в два режима – контактен и безконтактен. При контактният режим сондата е закрепена към еластична гредка, придвижвайки се върху изследваната повърхност, като се поддържа разстояние от образца, по-малко от 0.5 nm . Поради това този режим може да се определи като „псевдо-контактен“. При безконтактният режим сондата се придвижва на много малко разстояние над изследваната повърхност (в диапазона $0.1 - 10\text{ nm}$) и принудително трепти с честота, близка до резонанс-

сната, и амплитуда – приблизително 100 nm (Bellitto, 2012). Трептенията на гредата се регистрират от лазерна система, която създава 3D изображение на изследваната повърхност (фиг. 2.37). Получените изображения са с увеличения в диапазона от $100\times$ до $10^8\times$ по всички направления (Astankhov, 2010). Сондата и еластичната греда са едно цяло – най-често са изработени от силициев нитрид чрез фотолитографски способ. Общ вид на AFM е показан на фиг. 2.38, а 3D изображение, получено чрез AFM – на фиг. 2.39 (Bellitto, 2012).



Фиг. 2.38 Общ вид на AFM



Фиг. 2.39 3D изображение, получено чрез AFM

Литература към Глава II:

- Abbott EJ, Bousky S, Williamson DE (1938) The Profilometer. Mech. Eng. 60 205–216.
- Abbott EJ, Firestone FA (1933) Specifying Surface Quality—A Method Based on Accurate Measurement and Comparison. J. Mech. Eng. 55 569–572.
- Abrao A. M., Denkena B., Köhler J., Breidenstein B., Mörke T. (2014) The influence of deep rolling on the Surface integrity of AISI 1060 high carbon steel. Procedia CIRP 13 31-36
- Agrawal C, Wadhwa J, Pitroda A, Pruncu C.I., Sarikaya M, Khanna N, (2021) Comprehensive analysis of tool wear, tool life, surface roughness, costing and carbon emissions in turning Ti-6Al-4V titanium alloy: Cryogenic versus wet machining. Tribol. Int. 153 10659
- Aslantas K, Danish M, Hasçelik A, Mia M, Gupta Munish, Ginta T, Ijaz H (2020) Investigations on Surface Roughness and Tool Wear Characteristics in Micro-Turning of Ti-6Al-4V Alloy. Materials 13 2998 doi:10.3390/ma13132998
- ASME B46.1-2009, Surface Texture (Surface Roughness, Waviness, and Lay), An American National Standard, 2009
- Astankhov V.P. (2010) Surface Integrity – Definition and Importance in Functional Performance (Ed., J. Paulo), Surface Integrity in Machining, Springer – Verlag London Limited, e-ISBN 978-1-84-882-974-2

- Beghini M, Bertini L, Monelli BD, Santus S, Bandini M., (2014) Experimental parameter sensitivity analysis of residual stresses induced by deep rolling on 7075-T6 aluminium alloy. *Surface and Coatings Technology* 254 175-186
- Bellitto V., (2012) *Atomic Force Microscopy - Imaging, Measuring and Manipulating Surfaces at the Atomic Scale*. INTECH. Brazil. ISBN 978-953-51-0414-8
- Biboulet N, Bouassida H, Lubrecht AA (2015) Cross hatched texture influence on the load carrying capacity of oil control rings. *Tribol. Int.* 82 12–19
- Bordin A, Bruschi S, Ghiotti A (2014) The effect of cutting speed and feed rate on the surface integrity in dry turning of CoCrMo alloy. *Procedia CIRP* 13 219 – 224
- BS EN ISO 25178-2:2012, Geometrical product specifications (GPS) — Surface texture: Areal. Part 2: Terms, definitions and surface texture parameters (ISO 25178-2:2012)
- Damir MNH, El Hakim AF, Koheil AM (1980) Characterisation of the bearing length curve. *Wear* 63 289–301
- Dong WP, Sullivan PJ, Stout KJ (1994) Comprehensive study of parametres for characterising three-dimensional surface topography. III: Parameters for characterising amplitude and some functional properties. *Wear* 178 29-43
- Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB (2021) Improvement in Wear Resistance Performance of CuAl8Fe3 Single-Phase Aluminum Bronze via Slide Diamond Burnishing. *Journal of Materials Engineering and Performance* <https://doi.org/10.1007/s11665-021-06389-6>
- Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB, Kandeveva-Ivanova M (2022) Enhancement of the wear resistance of CuAl9Fe4 sliding bearing bushings via diamond burnishing. *Wear* 510–511 204491
- Dzierwa A, Pawlus P, Zelasko W, Reizer R, (2013) The study of the tribological properties of one process and two-process textures after vapour blasting and lapping using pin-on-disc tests. *Key Eng. Mater.* 527 217–222
- Ecoroll–catalog http://teco.net.au/-pdf/-ecoroll/-ecoroll-catalog_en_web.pdf
- Etsion I. (2010) Laser surface texturing and applications, in: *Recent developments in wear prevention, friction and lubrication* 137–158
- Etsion I., Burstein L. (1996) A model for mechanical seals with regular microsurface structure, *Tribol. Trans.* 39 (3) 677–683
- Etsion I., Kligerman Y., Halperin G. (1999) Analytical and experimental investigation of laser-textured mechanical seal faces, *Tribol. Trans.* 42 (3) 511–516.
- Etsion I., Sher E. (2009) Improving fuel efficiency with laser surface textured piston rings, *Tribol. Int.* 42 (4) 542–547
- Fernández-Abia AI, Barreiro J, López de Lacalle LN, Martínez S (2011) Effect of very high cutting speeds on shearing, cutting forces and roughness in dry turning of austenitic stainless steels. *Int J Adv Manuf Technol* DOI 10.1007/s00170-011-3267-9
- Fernández-Abia AI, Barreiro J, López de Lacalle LN, Martínez S, (2011) Effect of very high cutting speeds on shearing, cutting forces and roughness in dry turning of austenitic stainless steels. *Int J Adv Manuf Technol* DOI 10.1007/s00170-011-3267-9
- Grabon W, Pawlus P, Wos S, Koszela W, Wiczorowski M (2018) Evolutions of cylinder liner surface texture and tribological performance of piston ring-liner assembly. *Tribol. Int.* 127 545–556

- Grochała D, Berczyński S, Grządziel Z (2014), Stress in the surface layer of objects burnished after milling. *Int J Adv Manuf Technol* DOI 10.1007/s00170-014-5775-x
- <http://kinampark.com/PL/files/Keyence%2C%20Surface%20roughness%20measurement%20system%20comparison.pdf>
- [https://www.olympus-ims.com/en/metrology/surface-roughness-measurement-portal/parameters/#!cms\[focus\]=017](https://www.olympus-ims.com/en/metrology/surface-roughness-measurement-portal/parameters/#!cms[focus]=017)
- Khonsari MM, Ghatrehsamani S., Akbarzadeh S. (2021) On the running-in nature of metallic tribo-components: A review. *Wear* 474-475 203871
- Korzynski M., Dudek K., Kruczek B., Kocurek P., (2018) Equilibrium surface texture of valve stems and burnishing method to obtain it. *Tribology International* 124 (2018) 195–199
- Kubo M, Peklenik J (1968) An Analysis of Micro-Geometrical Isotropy for Random Surfaces. *Ann. CIRP* 16 235–242
- Malburg MC, Raja J (1993) Characterization of surface texture generated by plateau–honing process. *CIRP Ann.* 42 637–640
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ichkova MD (2019) Slide burnishing—review and prospects. *Int J Adv Manuf Technol* DOI: 10.1007/s00170-019-03881-1
- Maximov JT, Duncheva GV, Dunchev VP, Anchev AP (2020) Slide burnishing versus deep rolling – a comparative analysis. *Int J Adv Manuf Technol* DOI: 10.1007/s00170-020-05950-2
- Moronuki N, Furukawa Y (2003) Frictional properties of the micro-textured surface of anisotropically etched silicon. *CIRP Ann. Manuf. Technol.* 52 471–474
- Ohlsson R, Rosen BG, Westberg J (2003) The interrelationship of 3D surface characterisation techniques with standardised 2D techniques. In *Advanced Techniques for Assessment Surface Topography*; Blunt L, Jiang X, Eds. Kogan Page Science: London UK 198–220
- Patir N, Cheng HS (1978) An average flow model for determining effects of three dimensional roughness on partial hydrodynamic lubrication. *Trans. ASME* 100 12–17
- Pawlus P, Chetwynd D.G. (1996) Efficient characterization of surface topography in cylinder bores. *Precis. Eng.* 19 164–174
- Pawlus P, Reizer R, Wieczorowski M (2021) Functional Importance of Surface Texture Parameters. *Materials* 2021, 14, 5326.
- Pettersson U, Jacobson S (2004) Friction and wear properties of micro textured DLC coated surfaces in boundary lubricated sliding. *Tribol. Lett.* 17 553–559
- Podgornik B, Jerina J (2012) Surface topography effect on galling resistance of coated and uncoated tool steel. *Surface & Coatings Technology* 206 2792–2800
- Sedlacek M, Podgornik B, Vizintin J (2012) Correlation between standard roughness parameters skewness and kurtosis and tribological behavior of contact surface. *Tribology International* 48 102–112
- Sedlacek M, Podgornik B, Vizintin J, (2009) Influence of surface preparation on roughness parameters, friction and wear. *Wear* 266 482–487
- Shyha I, Gariani S, El-Sayed MA, Huo D, (2018) Analysis of Microstructure and Chip Formation When Machining Ti-6Al-4V. *Metals* 8 185 doi:10.3390/met8030185

- Swirad S, Wydrzynski D, Niestony P, Krolczyk GM (2019) Influence of hydrostatic burnishing strategy on the surface topography of martensitic steel. *Measurement* 138 590–601
- Tsukada T, Kanada T (1986) Evaluation of two- and three dimensional surface roughness profile and their confidence. *Wear* 109 69–78
- Wagner L., Mhaede M., Wollmann M., Altenberger I., Sano Y., (2011) Surface layer properties and fatigue behavior in Al 7075-T73 and Ti-6Al-4V. Comparing results after laser peening; shot peening and ball-burnishing. *International Journal of Structural Integrity* Vol. 2, № 2, 185-199
- Whitehouse DJ, (2011) *Handbook of Surface and Nanometrology*; CRC Press: Boca Raton FL, USA
- Wieczorowski M, Cellary A, Chajda J, Kolasinski W, (1995) Three dimensional analysis of random surfaces. In *Proceedings of the 6th International DAAAM Symposium, Cracow, Poland, 26–28 October 1995*, 365–366
- Willis E, (1986) Surface finish in relation to cylinder liners. *Wear* 109 351–366
- Yuan S, Huang W, Wang X (2011) Orientation effects of micro-grooves on sliding surfaces. *Tribol. Int.* 44 1047–1054
- Zabala A, Blunt L, Tato W, Aginagalde A, Gomez X, Llavori I, (2018) The use of areal surface topography characterisation in relation to fatigue performance. *MATEC Web of Conferences* 165, 14013 <https://doi.org/10.1051/matecconf/201816514013>
- Zhang J, Pei ZJ (2010) *Characterization Methods for Surface Integrity* (Ed., J. Paulo), Surface Integrity in Machining, Springer – Verlag London Limited e-ISBN 978-1-84-882-974-2
- Zipin RB (1990) Analysis of the Rk surface roughness parameter proposals. *Precis. Eng.* 12 106 108
- Ковачева Д. (2022) Подобряване на трибологичното поведение на бронзови лагерни втулки посредством повърхностно пластично деформиране. Дисертация за придобиване на образователна и научна степен „доктор“
- Максимов ЙТ, Дунчева ГВ, Амуджев ИМ, Анчев АП, Дунчев ВП (2021) Диамантно заглаждане. Екс-Прес Габрово

ГЛАВА III

ОСТАТЪЧНИ НАПРЕЖЕНИЯ (ОН) – СЪЩНОСТ, ИЗТОЧНИЦИ И ВИДОВЕ. МОДЕЛИ ЗА СЪЗДАВАНЕ НА ОН. МЕТОДИ ЗА ОПРЕДЕЛЯНЕ НА ОН. РАЗПРЕДЕЛЕНИЕ НА ОН, ВЪВЕДЕНИ ЧРЕЗ РАЗЛИЧНИ ОБРАБОТВАЩИ ПРОЦЕСИ. ТЕХНОЛОГИЧНИ ВЪЗМОЖНОСТИ НА ПРОЦЕСИ ЗА ППД ЗА СЪЗДАВАНЕ НА ЗОНА С ПОЛЕЗНИ ОН НА НАТИСК

1. Остатъчни напрежения

1.1. Същност и видове остатъчни напрежения

Остатъчните напрежения (ОН) зависят от три фактора, действащи в съвкупност или поотделно в процеса на изработване на конструкционните и машинни елементи. Два от тях са външни фактори, тъй като определят приложеното върху компонента въздействие – механично или термично (химико-термично). Третият фактор е вътрешен, тъй като зависи от спецификата на микроструктурата (металургичен фактор). В зависимост от съчетанието на трите фактора се проявяват в по-голяма или по-малка степен следните основни феномени, причиняващи ОН в ПС и ППС: 1). Пластична деформация вследствие механични въздействия; 2). Пластична деформация вследствие температурни градиенти; 3). Фазови изменения.

В зависимост от съотношението между посочените феномени в твърдите деформируеми тела се провокира нехомогенно разпределение на топлина, пластична деформация и фазова нееднородност, определящи създадените ОН. Тъй като разтоварването (след приложено външно въздействие) се осъществява по еластичен закон, ОН възникват като еластичен отговор на несъвместими локални деформации в конструкционните и машинни елементи. Следователно, оценката на ОН се прави за новото състояние на равновесие, т.е. при отсъствие на външно въздействие.

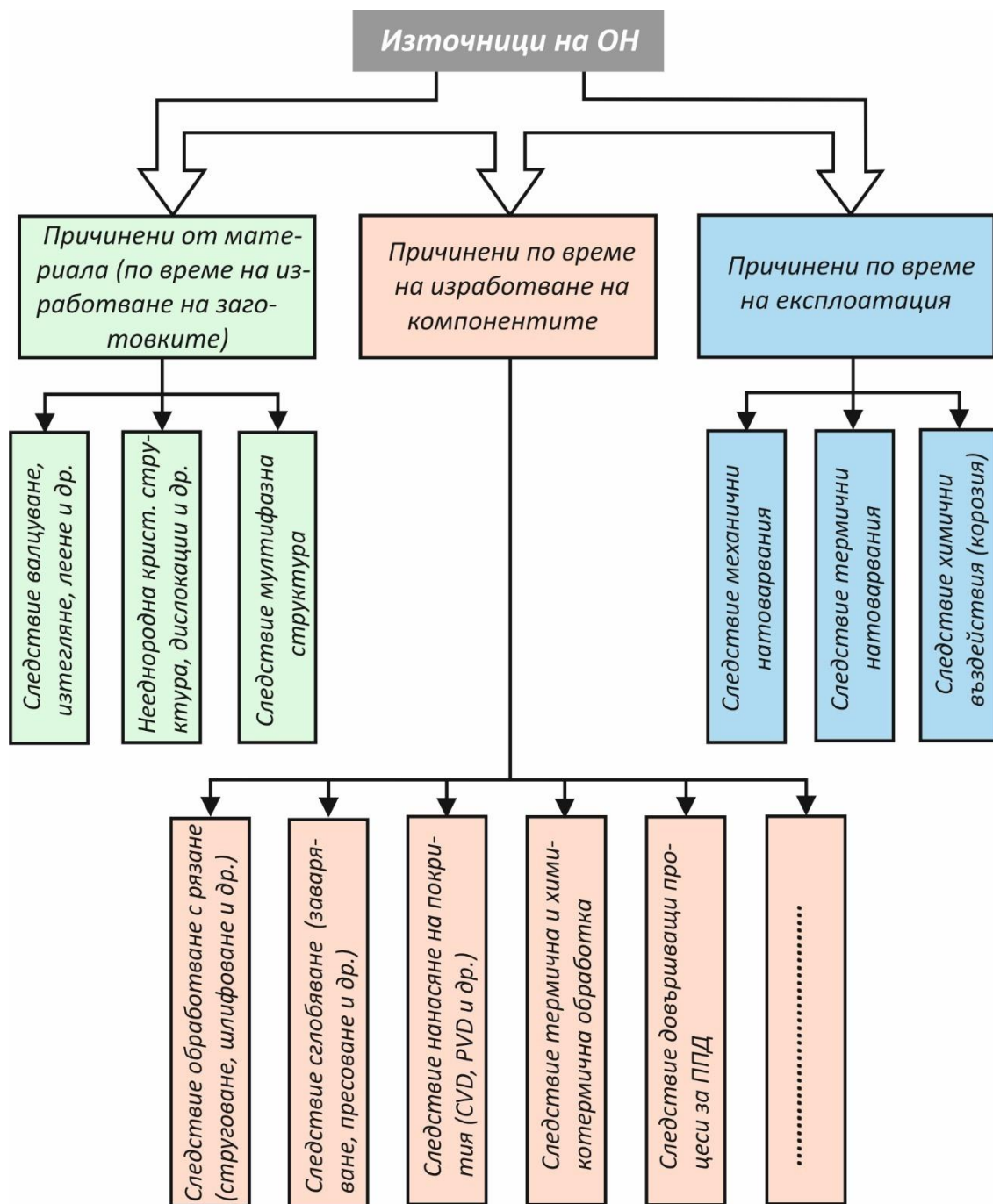
♣ *ОН са напреженията, които остават в конструкционните елементи след производството на заготовките и/или технологичния процес на обработване при отсъствие на външни въздействия.*

Според мащаба, в който се проявяват, ОН могат да бъдат макро- (тип I) и микро- напрежения (тип II и тип III). В действителност всички те съществуват в компонентите едновременно ([Mishra et al., 2014](#)). Микро- ОН от тип II и тип III се уравновесяват съответно в обсега на десетки зърна или на атомно ниво.

Макро- ОН съществуват в компонентите в размери, много по-големи от размера на зърната. След преустановяване на външното въздействие, макро- ОН се уравновесяват в целия обем на съответния конструкционен елемент. Поради това оценката на интензивността на вътрешните сили в новото еластично равновесие се прави на макро-ниво. Това позволява да се приложи апарата на

механиката на непрекъснатата среда, независимо, че реалното взаимодействие е на микро- и мезо- ниво (Дунчева, 2017). Макро- ОН имат определящо значение за експлоатацията на конструкционните елементи. Поради това под наименованието ОН се разбират именно тези от тип I.

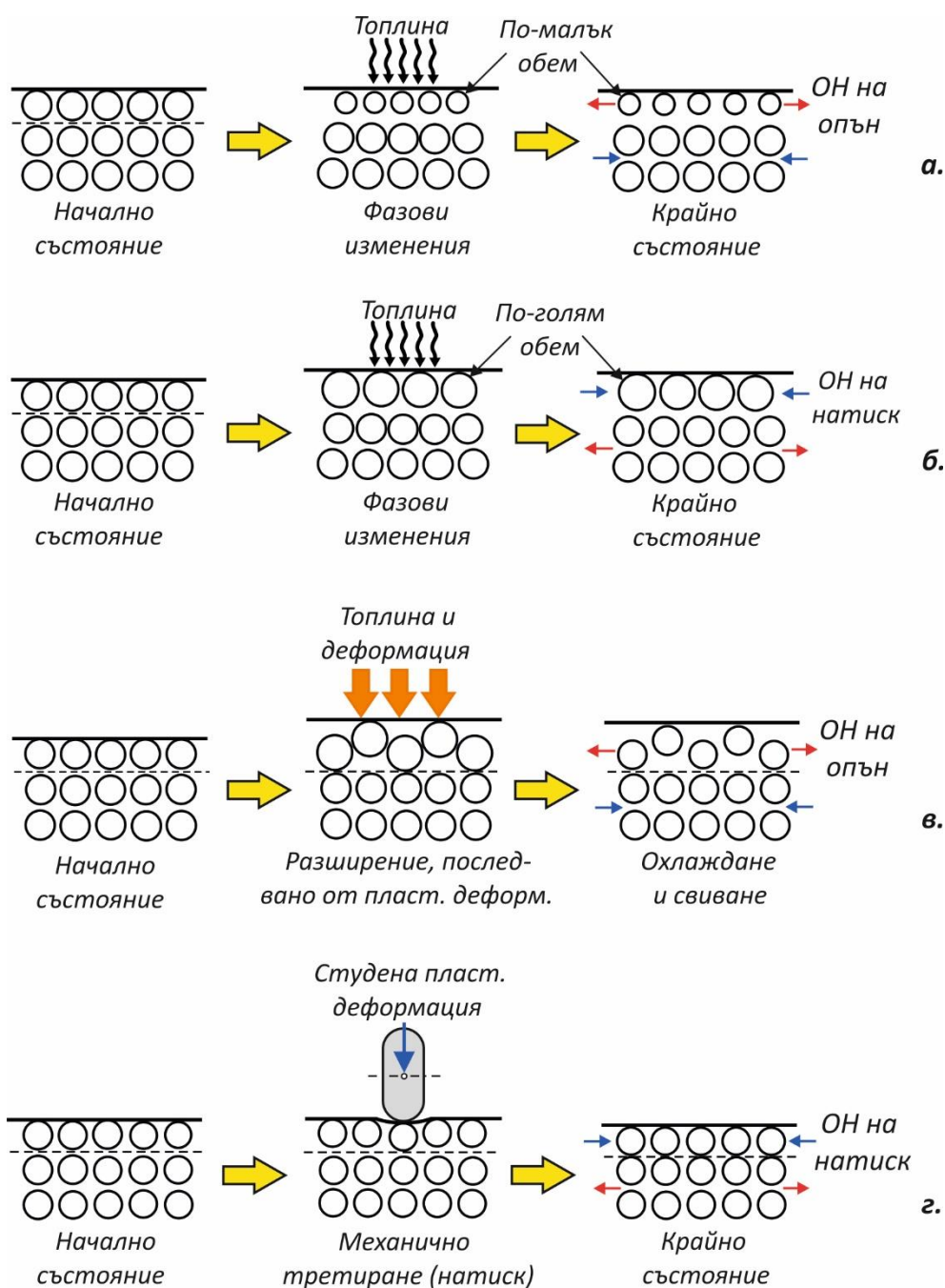
ОН в ПС и ППС могат да бъдат причинени от следните основни източници: 1). Спецификата на материала, т.е. по време на изработване на заготовките; 2). По време на процеса на изработване и сглобяване на компонентите; 3). По време на експлоатация (фиг. 3.1). По-детайлна информация за различните източници на създаване на ОН е показана на фиг. 3.1.



Фиг. 3.1. Източници на ОН

1.2. Опростени модели за създаване на остатъчни напрежения

Механизмите на създаване на ОН в ПС и ППС в металните компоненти могат да се представят с трите опростени модели, показани съответно на фиг. 3.2а,б, фиг. 3.2в и фиг. 3.2г (Grzesik et al., 2010).



Фиг. 3.2 Визуализация на основните механизми на създаване на ОН (Grzesik et al., 2010)

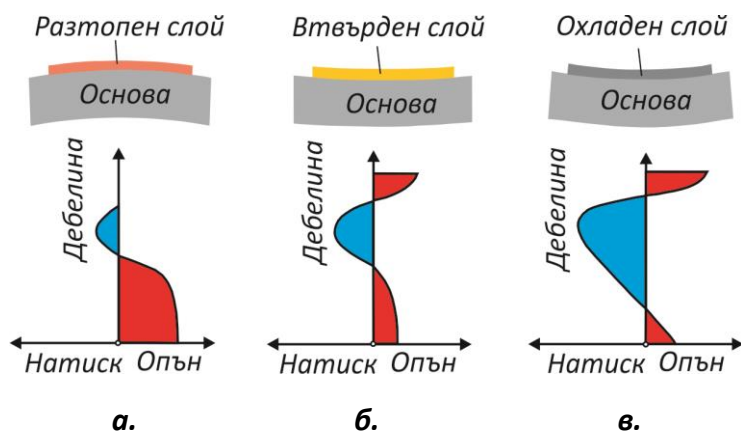
■ ОН следствие фазови изменения (термичен модел)

В този случай ОН възникват следствие от промяна на обема на зърната (кристалите) в ПС на различните фази и свързаните с това разлики в деформациите. Когато фазовите изменения причиняват намаляване на обема, в ПС се

създават опънови ОН, които се уравновесяват от натискови ОН в по-долните слоеве (фиг. 3.2а). Обратно, когато новата фаза е с увеличен обем (например мартензит), в ПС се създават натискови ОН, а в по-долните слоеве – опънови (фиг. 3.2б). Този модел може да се отнесе към конвенционалните процеси и неконвенционалните такива (с КЕП) за термична или химико-термична обработка на стомани (закаляване, азотиране, цементация и др.). По време на охлаждането при закаляване възникват големи вътрешни термични напрежения, които в определен интервал от време включват и напрежения, дължащи се на фазови изменения. Тези вътрешни напрежения причиняват големи ОН, произтичащи от промени в обема на кристалите. Механизмът на създаване на повърхностни натискови ОН (фиг. 3.2б) типично се проявява при процесите азотиране и цементация, при които дифузионно ПС се насищат съответно с азотни и въглеродни атоми. Тяхното вклиняване в кристалните решетки води до увеличаване на обема им. В резултат, на малка дълбочина (няколко до около десетина микрометра) възникват много големи натискови ОН.

■ ОН следствие термо-пластична деформация (смесен модел)

Когато компонентите са подложени на топлинно въздействие, характеризиращо се със значителен температурен градиент, в ПС протича пластична деформация. Температурата на провлачилия материал на повърхността се променя от силно нагряване към охлаждане, и следователно, разширилият се материал се стреми към свиване. На този процес се противопоставят по-бавно охлаждащите се, по-долно разположени слоеве, в резултат от което в ПС се получават опънови ОН (фиг. 3.2в). Опъновите ОН се уравновесяват от натискови ОН в дълбочина. Смесеният модел за създаване на ОН може да се отнесе към обработващи процеси и техники, в които доминира топлинното въздействие, а материалът е относително хомогенен. Пример за такъв процес е процесът заваряване, след финализиране на който в близост до заваръчните шевове се създават опънови ОН (виж фиг. 1.12).



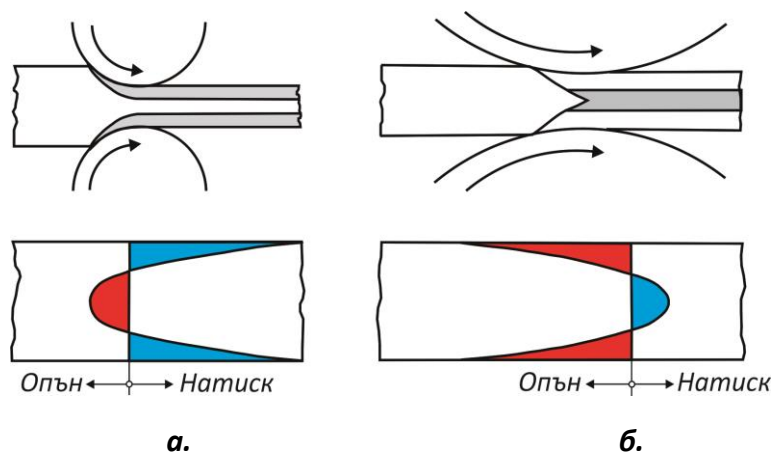
Фиг. 3.3 Еволюция на ОН по време на послойно лазерно стопяване на прахообразен материал (Khan et al., 2022)

Еволюцията на ОН в послойно изградена структура посредством лазерно стопяване на прахообразен материал (Laser Powder Bed Fusion) върху основа със същия химичен състав, като цяло, съответства на смесения модел. Фиг. 3.3 показва еволюцията на ОН след втвърдяване на разтопения слой и охлаждането

му до температурата на околната среда (Khan et al., 2022). При отлагането на разтопения материал, в основата има значителен температурен градиент по дебелината ѝ. Разширяването ѝ близо до горната повърхност е ограничено от долните по-студени слоеве материал, което води до напрежения на натиск и опън съответно в горната и долната част (фиг. 3.3а). Втвърдяването и обемното свиване на разтопения слой се противопоставят на основната плоча, което води до напрежения на опън в отложения слой и на натиск в основната плоча (Фиг. 3.3б). Охлаждането на цялата структура до температурата на околната среда увеличава ОН на опън и натиск съответно в отложения слой и основната плоча (фиг. 3.3в). Преходът на ОН на границата между отложения слой и основната плоча зависи от дълбочината на стопения материал, дебелините на слоя и основната плоча, и свойствата на материала.

■ ОН следствие студена пластична деформация (студен модел (cold work))

Когато пластичното деформиране се осъществява с относително малка скорост при температура, по-ниска от температурата на рекристализация на материала, работата на вътрешните сили и работата на външните тангенциални сили (от триене) водят до незначителна промяна на температурата. Следователно, в тези случаи механичното въздействие върху ПС доминира. В резултат от студеното пластично деформиране, в повърхностния слой се създават ОН на натиск, уравновесени от опънови ОН в по-долните слоеве. „Студеният“ модел може да се отнесе към статичните процеси за ППД, при които се създават значителни ОН на натиск на относително голяма дълбочина.



Фиг. 3.4 Разпределение на ОН след студено валцоване в зависимост от параметрите на процеса (Campbell, 2008)

Описаният преход на ОН, типичен за „студения“ модел, не винаги се проявява, независимо, че съответният процес осъществява студено пластично деформиране. Например, след студено валцоване на листови заготовки, обикновено извършвано при стайна температура, разпределението на ОН по дебелината

на плочата има различен характер в зависимост от технологичните параметри на процеса (фиг. 3.4) (Campbell, 2008). Преди студено валцоване рулоните от стомана обикновено се отгряват, за да се отстранят напреженията, останали от горещото валцоване. Това дава основание да се приеме, че получените ОН са въведени

следствие студено валцоване. Използването на ролки с по-малки диаметри в комбинация с малка редукция на дебелината за едно преминаване осигурява натискови ОН на повърхността и опънови ОН в средата (фиг. 3.4а) и обратно – деформиращи ролки с по-големи диаметри и по-голяма редукция за едно преминаване причиняват опънови ОН на повърхността (фиг. 3.4б). Във втория случай деформационният процес може да се отнесе към процесите за обемна пластична деформация.

1.3. Значение на вида на ОН за експлоатационното поведение

Като цяло, в инженерната практика при оразмеряването на конструкционните елементи се отчитат само напреженията от работни натоварвания, т.е. приема се, че началните напрежения са равни на нула. Тази постановка предопределя неточното прогнозиране на якостния ресурс поради следните причини: 1). ОН, свързани с технологичната наследственост, особено въведените в ПС по време на пълния технологичен цикъл на изработване на компонентите, обикновено са значителни по абсолютна стойност и съизмерими с работните напрежения (повече от 50 – 100 МРa за конвенционални обработващи процеси); 2). Игнорирането на ОН в етапа на проектиране рефлектира в подценяване или надценяване на якостния ресурс на конструкционните елементи в зависимост от алгебричния им знак – съответно опънови или натискови. В първия случай съществува опасност от възникване на повреди или разрушения значително по-рано от предвидения срок. Във втория случай необосновано се преоразмеряват конструкционните елементи, което рефлектира в по-големи материални разходи, и оттам – излишно оскъпяване. *Следователно, за да се направи реалистична оценка на якостния ресурс на конструкционните елементи, е необходимо да се познава разпределението на ОН в ПС и ППС в количествен и качествен аспект.*

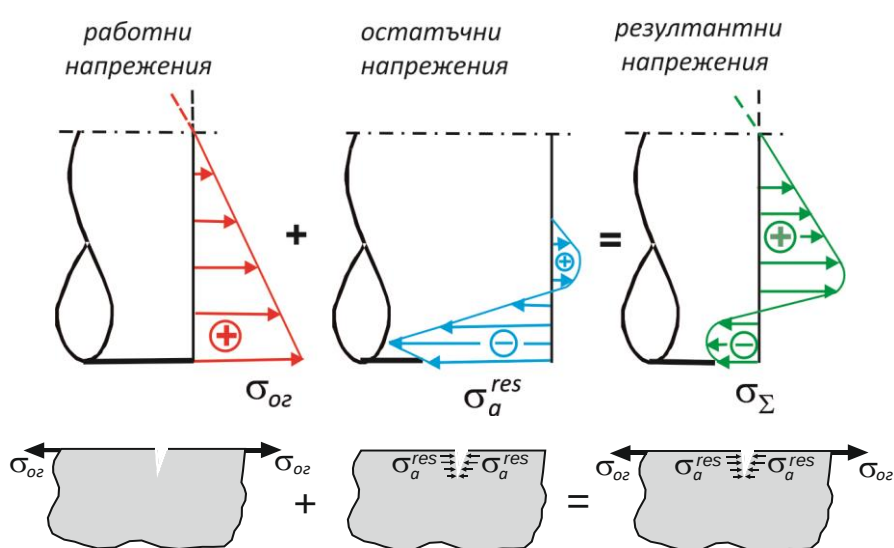
В даден конструкционен елемент съществуват едновременно ОН на опън и на натиск. Това е пряко следствие от достигането на ново еластично равновесие след настъпила пластична деформация по време на външното въздействие. За конкретен конструкционен елемент, характерът на разпределение на ОН зависи от съотношението между механичното (силовото) и термичното въздействия. Доминиращото влияние на едното от двата вида въздействия зависи от вида на метода за обработване и количествените стойности на технологичните му параметри. Последните дефинират конкретния технологичен процес. Всеки обработващ процес се характеризира с определени въздействия, респ. води до изменения на ОН. Следователно, за избран материал и геометрия на конструкционния елемент, е необходимо да се познават ОН в корелация с довършващия обработващ процес. Тази задача е особено актуална при производство на високотехнологични продукти, за които е особено важно да се прогнозира експлоатационното им поведение в корелация с отношението цена/качество.

Обработващите процеси чрез рязане се характеризират със значителен температурен градиент в дълбочина от повърхността и голяма пластична дефор-

мация в зоната на върховете на микрограпавините. Това дава основание да се приеме, че, доминиращият механизъм на създаване на ОН при тези процеси съответства на смесения модел (фиг. 3.2в). Следователно, при обработване чрез рязане, преобладаващо се получават опънови ОН в близост до ПС [(El-Axir, 2002); (Yahyaoui et al., 2015); (Rhouma et al., 2019)].

ОН на опън в ПС допълнително влошават уморната дълготрайност (УД) и пълзенето, когато се наслагват с работни напрежения на опън и срязаване. Напреженията на опън интензифицират развитието на уморните пукнатини от тип I (пукнатини на разкъсване) и пукнатините следствие корозия. Опъновите напрежения разширяват кристалната решетка, което активизира абсорбцията на водород и оттам увеличава водородната крехкост. Следователно, ОН на опън са нежелателни, тъй като влошават експлоатационното поведение.

Доминацията на силовото въздействие при процесите, базирани върху студено пластично деформиране, благоприятства създаването на интензивна зона с натискови ОН в близост до ПС. В дълбочина тези ОН се уравновесяват от опънови ОН. Например, след обработване посредством студено пластично деформиране, натисковите ОН по абсолютна стойност в средно-въглеродни стомани достигат до 800 – 900 МРa. Дълбочината на зоната с ОН в повечето случаи надвишава дебелината на уякчения слой метал (Mishra et al., 2014). Наличието на интензивна и достатъчно дълбока зона с натискови ОН многократно повишава УД на компоненти от широка номенклатура конструкционни елементи [(Sartkulvanich et al., 2007); (Beghini et al., 2014); (Hassani-Gangaraj et al., 2015); (Lim et al., 2016); (Mombeini and Atrian, 2018); (Perenda et al., 2015); (Beres et al., 2004); (Li et al., 2010); (Mohammadi et al., 2014); (Zhuang and Wicks, 2004); (Maximov et al., 2017); (Maximov et al., 2018); (Maximov et al., 2019); (Maximov et al., 2019a); (Maximov et al., 2019b); (Maximov et al., 2020); (Maximov et al., 2020a); (Duncheva et al., 2020); (Duncheva et al., 2021)].



Фиг. 3.5 Влияние на ОН на натиск за преразпределение на напреженията в ротационни компоненти

Пукнатините от тип I в ротационни компоненти се развиват особено интензивно под действие на нормални напрежения на огъване. Суперпозицията от ОН на натиск и приложените опънови напрежения на огъване рефлектира в резултантни напрежения на натиск или редуцира напреженията

на опън в ПС и ППС (фиг. 3.5). *Полезният ефект от създадената натискава зона с ОН се проявява в забавяне на формирането и развитието на макропукнатини от умора в ПС.*

Въведените чрез съответните обработващи процеси натискови ОН се променят по време на експлоатация. Когато работните напрежения превишават границата на провлачване на материала σ_Y , следствие от възникналите пластични деформации или повишени температури, натисковите ОН се редуцират – феномен, известен като релаксация на ОН. Този ефект на релаксация на ОН се проявява също, когато материалът пластифицира поради напукване – например развитие на пукнатини от корозия под напрежение. Когато максималните резултатни напрежения – суперпозиция от ОН и работни, превишават якостта на материала, възниква повреда или разрушение на съответния конструкционен елемент.

1.4. Подходи за определяне на ОН

Съществуват три основни подхода за определяне на ОН: 1). Аналитичен; 2). Експериментален; 3). Посредством числени симулации; 4). Комбиниран – най-често чрез експеримент и числени симулации.

■ Аналитичен подход

Аналитичният подход се базира върху основни постановки от механиката на твърдото деформируемо тяло. Намира ограничено приложение – например за анализ на ОН при автофретиране на тръби (обработване с високо вътрешно налягане) ([Максимов, 2003](#)).

■ Експериментален подход

Феномените, причиняващи ОН, са нехомогенно разпределение на топлина, пластична деформация и фазова нееднородност в ПС и ППС. Физическото проявление на тези феномени е промяна на деформираното състояние на компонентите. Поради това същността на всички експериментални методи се състои в измерване на деформации, които служат за изчисляване на съответните ОН, прилагайки обобщения закон на Хооке. Този индиректен, експериментално-теоретичен подход произтича от определението на понятието „механично напрежение“ и предопределя приблизителността на получените резултати. По-подробна информация за експерименталните методи за определяне на ОН е дадена в т. 2.

■ Чрез числени симулации

Съвременна алтернатива на експерименталния подход са числените симулации, базирани върху МКЕ. Този подход намира все по-широко приложение поради безспорните му предимства в сравнение с експерименталния подход: 1). Спестява много време, квалифициран труд и средства; 2). Дава възможност да се прогнозира във времето напрегнатото и деформирано състояние (НДС) и

температурното поле в целия обем на конструкционните елементи. Предпоставки за широкото приложение на числените симулации е развитието на софтуерните системи от висок клас (ABAQUS, ANSYS, DEFORM-3D, AdvantEdge™, AdvantEdge 2G, PAM-Stamp), числените методи и съвременните високо-скоростни компютри.

При довършващите обработващи процеси и техники в обхвата на SE, в т.ч. и процесите за ППД, се проявяват взаимнозависими механични и топлинни ефекти. От тази гледна точка, повечето процеси в SE могат да се разглеждат като изменение на термодинамичната система “инструмент – заготовка” [(Maximov, 2002); (Maximov, 2005)]. Взаимната зависимост между НДС и топлообмена се проявява по следния начин. Механичното взаимодействие между инструмента и заготовката от една страна променя НДС в двете среди, а от друга страна – провокира топлинен ефект. Топлината се генерира вследствие силите на триене и пластичната деформация по контактните повърхнини; И обратно – генерираната топлина от една страна променя механичните характеристики на материала, а от друга – променя НДС, причинявайки температурни деформации. Следователно, при обработващи процеси с изразена термомеханична природа, двете категории – премествания/напрежения и температурно поле, оказват силно влияние една на друга (Дунчева, 2017). Термомеханични процеси например са обработващите процеси чрез стружкоотнемане (особено без използване на МОТ) и процесите за ППД с контакт триене при плъзгане. В тези случаи числените симулации трябва да се основават на двустранно свързан термомеханичен КЕ анализ, при който двете категории се определят едно-временно. Важен критерий за ефективност на избрания КЕ модел, е балансът между точността на получените резултати и необходимото изчислително време. Числените симулации са надежден „инструмент“ за прогнозиране на ОН, само, ако са основани върху адекватен КЕ модел. Анализирайки различни стратегии за изграждане на КЕ модели на статични процеси за ППД, Maximov et al. (2021) формулират следните пет условия за изграждане на адекватен КЕ модел: 1). Осигуряване на реалистична геометрия на моделираната част от заготовката и инструмента; 2). Прецизен конститутивен модел на материала в пластичната област, който трябва да бъде създаден на основата на експеримент, съответстващ на действителното натоварване на ПС; 3). Реалистично взаимодействие между инструмента (деформиращия елемент) и моделираната част от заготовката; 4). Адекватни геометрични и физически гранични условия; 5). Създаване на подходяща КЕ мрежа. Сравнявайки КЕ резултати за ОН, получени от различни КЕ модели на процеса ДЗ, в т.ч. опростени в различна степен КЕ модели, с експериментално получени чрез X-ray diffraction анализ ОН, е установено, че най-голяма адекватност осигурява двустранно свързан термомеханичен анализ.

Когато се изследват процеси, при които доминира механичното въздействие, а термичният ефект е незначителен, за определяне на ОН е целесъобразно да се използва КЕ механичен анализ на НДС. Такива например са статичните

процеси за ППД, използващи тангенциален контакт с триене при търкаляне между деформиращия елемент и обработваната повърхнина [(Sartkulvanich et al, 2007); (Duncheva et al, 2021); (Mohammadi et al, 2014); (Mombeini et al, 2018); (Grochala et al, 2014); (Balland et al, 2013); (Trauth et al, 2013)].

Независимо, че посочените по-горе пет условия (Maximov et al., 2021) са насочени към изграждане на адекватен КЕ модел на статични ППД процеси, като цяло, те могат да бъдат приложени и по отношение на други процеси, при които протича обмен на енергия и маса в системата „инструмент – заготовка“. Като цяло, условия 1), 3), 4) и 5) са постижими, когато се използват съвременни САЕ системи за инженерен анализ. В този аспект фокусът трябва да бъде поставен върху изграждането на прецизен конститутивен модел на ПС в пластичната област. Поведението на ПС значително се различава от това на основния материал (“bulk material”) поради наличието на големи пластични деформации, определена ПТ и други ефекти, получени в процеса на изработване на заготовките и предшестващата обработка. Конститутивният модел на ПС дефинира зависимостта между тензорите напрежение – деформация. Тази зависимост трябва да се определи в съответствие с действителното натоварване на ПС. Когато изследваният проблем е термомеханичен, е необходима температурозависима база експериментални резултати, получени от избрания експериментален тест, както и температурозависими физико-механични материални характеристики (Maximov et al., 2021). За статични процеси за ППД например, се прилага концепцията “flow stress” [(Roettger, 2002); (Sartkulvanich et al., 2007); (Yen et al., 2005); (Moris et al., 2005)]. “Flow stress” се базира върху комбиниран подход, включващ експериментален тест на проникване (indentation test) и последващ инверсен КЕ анализ. Експерименталният тест на проникване физически съответства на теста на Brinell за измерване на твърдост. Сферичен накрайник с диаметър на сферата 0.75 – 2.5 mm се вбива в челото на ососиметричен образец под действие на осова сила P , т.е. схемата на натоварване е ососиметрична. В резултат се определя зависимостта $P = P(d^{res})$, където d^{res} е дълбочина на сферичния отпечатък. Последващият КЕ анализ има за цел да установи зависимостта в пластичната област, представена във вида:

$$\sigma = \sigma_Y \left(1 + \frac{E}{\sigma_Y} \varepsilon_p\right)^n, \quad (3.1)$$

където σ е “flow stress”, σ_Y е граница на провлачване, E е модул на Young, ε_p е пластичната деформация; n определя деформационното уякчаване.

У-ние (3.1) дефинира уякчаването в пластичната област за едномерно напрегнато състояние, като се приема, че е валидно за всички възможни напрегнати състояния и пътища на натоварване. В действителност, при статични процеси за ППД процесът на деформиране е тримерен. От друга страна, при процеси с детерминирана кинематика (обработване на ротационни и равнинни компоненти чрез струговане, фрезование; статично ППД), точките от ПС са подло-

жени на циклично външно натоварване – един цикъл е „натоварване – разтоварване“. Това провокира структурни промени на микро-ниво, които водят до промяна на поведението на ПС при деформация. Проявява се т.н. деформационна анизотропия, изразяваща се в неравномерно преместване на повърхнината на провлачване в пространството на напреженията. За да се отчете този ефект, деформационното уякчаване трябва да съдържа кинематичен компонент (Maximov et al., 2021). Нелинейното кинематично уякчаване отчита движението на повърхнината на провлачване в пространството на напреженията чрез тензора на микро-напреженията (back-stress тензор) (Дунчева, 2017):

$$\dot{\alpha}_{ij} = \frac{C}{\sigma^0} \sigma_{ij}^a \dot{\varepsilon}_p - \gamma \alpha_{ij} \dot{\varepsilon}_p, \quad (3.2)$$

където: σ^0 е еквивалентно напрежение, дефиниращо размера на повърхнината на провлачване с начална големина $\sigma|_0$ – еквивалентно напрежение, дефиниращо размера на повърхнината на провлачване за нулева еквивалентна пластична деформация $\bar{\varepsilon}_p$ (определя се от едномерен тест, като се приема, че е в сила за всички напрегнати състояния и пътища на натоварване, т.е. $\sigma|_0 = \sigma_Y$); $\sigma_{ij}^a = \sigma_{ij} - \alpha_{ij}$, σ_{ij} е тензор на напреженията; α_{ij} е тензор на микронапреженията; C е начален модул на кинематично уякчаване, γ е коефициент, определящ темпа на намаляване на модула на кинематично уякчаване с увеличаване на пластичната деформация.

Изотропното уякчаване отчита промяната в еквивалентното напрежение, определящо размера на повърхнината на провлачване като функция на пластичната деформация. Нелинейното кинематично уякчаване прогнозира пластичния shakedown ефект след един цикъл. Комбинираният модел на уякчаване, включващ изотропен компонент, комбиниран с нелинеен кинематичен компонент, прогнозира пластичното поведение на материала след няколко цикъла. Независимо от това, установено е (Maximov et al., 2019b), че ППД с един преход не причинява циклично уякчаване въпреки наличие на т.н. “overlapping effect”. Това дава основание да се използва модел на нелинейно кинематично уякчаване, когато обект на числени симулации е статичен ППД процес, реализиращ само един преход. За да се провери адекватността на съответния конститутивен модел, вкл. избрания модел на уякчаване, е необходимо сравнение между получените КЕ резултати с експериментални (най-често получени чрез X-ray diffraction анализ).

При КЕ симулации на термомеханични процеси с висока скорост на деформация (shot peening, laser peening, струговане и др.) широко приложение намира модела на Johnson-Cook [(Ralph et al., 2021); (Madireddy et al., 2019)]:

$$\sigma^0 = (A + B \varepsilon_p^n) \left[1 + C \ln \left(\frac{\dot{\varepsilon}_p}{\dot{\varepsilon}_0} \right) \right] \left[1 - \left(\frac{T - T_t}{T_m - T_t} \right)^m \right], \quad (3.3)$$

където: σ^0 е еквивалентно напрежение; A е граница на провлачване за квазистатично състояние; ε_p е пластична деформация; B е константа, отчитаща

деформационното уякчаване; n отчита степента на деформационно уякчаване; C е коефициент, отчитащ чувствителността на материала към различни скорости на деформация $\dot{\epsilon}_p$, нормализирани към квазистатична скорост на деформация $\dot{\epsilon}_0$; T е текуща температура; T_t е начална (референтна) температура; T_m е температура на топене; m отчита смекчаващия ефект от температурата. Недостатък на модела на Johnson-Cook е, че не взема предвид модела на уякчаване (по подразбиране моделът е изотропно уякчаване).

Числените симулации са все по-често използван „инструмент“ за изследване на ОН, въведени чрез различни обработващи процеси – челно заваряване (Dai et al, 2020), заваряване на шевни тръби (Solfronk et al., 2023), струговане [(Sonny and Zulkarnain, 2015);(Peng et al., 2021)], високоскоростно шлифване (Ren et al., 2022), сачменоструйно обработване (Shot Peening) [(Ralph et al., 2021);(Gakias et al., 2022)], механично импулсно лазерно обработване с висока плътност на мощността (laser Shock Peening) (Langer et al., 2020). Приложенията на КЕ подход разширяват обхвата си в т.н. „виртуална фабрика“ [(Liu et al., 2019); (Solfronk et al., 2023)] – симулира се целия производствен цикъл като верига от взаимно-свързани процеси. По този начин се оценява еволюцията на получените механични и термични ефекти цялостно в производствения процес.

■ Комбиниран подход

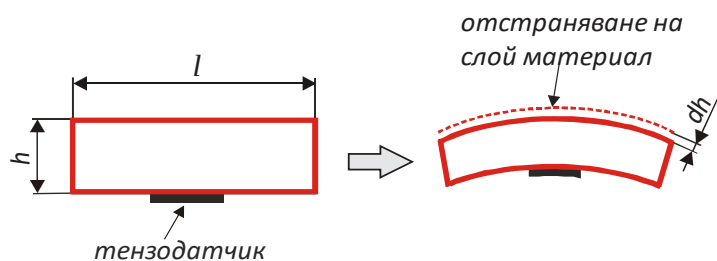
Този подход комбинира експеримент и числени симулации. Използва се за калибриране на КЕ модели чрез съпоставяне на експериментално определени механични величини със съответстващите, получени от КЕ анализ.

2. Експериментални методи за определяне на ОН

ОН се определят чрез различни експериментални методи, основна характеристика на които е възможността да се съхрани в процеса на измерване изцяло или частично целостта на изпитвания компонент. Степента на съхранение на целостта на компонентите определя авангардността на методите, тъй като точността на измерване зависи от количеството на отстранения материал и разположението му. По този признак експерименталните методи за измерване на ОН се класифицират като разрушителни, полуразрушителни и безразрушителни [(Kandil et al., 2001); (Ичкова, 2008)].

2.1. Разрушителни методи

При тях се отстранява част от материала по предварително определен начин с цел определяне на едноосови, двуосови и триосови напрежения. От гледна точка на избор на подходяща техника за измерване на ОН, е важно да се познава предварителното разпределение на напреженията. При разрушителните методи се определя деформацията след отстраняване на слой материал, чрез която се оценява големината на ОН. Очевидно е, че определените ОН ще съответстват на



Фиг. 3.6 Принципна схема на метода „Curvature“

ново равновесно състояние, получено след преразпределение на напреженията вследствие от премахването на слой материал. Следователно, измерените ОН ще имат приблизителен характер. Най-известните разрушителни методи са:

■ Curvature (Layer Removal)

Методът Curvature (изкривяване) се използва за определяне на ОН в образци с проста геометрия и тънки покрития, получени чрез плазма или CVD в метали и полимерни композитни материали. Основава се на измерване на кривината след премахване на тънък слой посредством контактен метод, като профилометрия или чрез тензодатчици (фиг. 3.6). Измерването се извършва обикновено върху тесни ленти, за да се намали грешката от кривина по другите направления. Точността на измерване се ограничава от минималната възможна измерена кривина. От уравнението на Stoney (Kandil et al., 2001) се определя връзката между отклонението g на тънка греда с дължина l , дебелина h , модул на Young E и напрежението σ :

$$\sigma = -\frac{4}{3}E \frac{h^2}{l^2} \frac{dg}{dh} \quad (3.4)$$

■ Sachs Boring

Sachs Boring се използва за определяне на ососиметрични ОН в ососиметрични двумерно напрегнати или двумерно деформирани образци – тип тънкостенна ососиметрична тръба с вътрешен радиус a , външен радиус b и ососиметрични натискови радиални и окръжни нормални ОН в слоевете около повърхнината на отвора (фиг. 3.7) (Sachs, 1927). В основата му е предположението, че отстраняването на слой материал около отвора е равносилно на прилагането към останалата част на нарежения, равни на остатъчните натискови радиални напрежения, но с обратен знак (Garcia – Granada et al., 2000). Преди отнемане на слой материал около отвора окръжната линейна деформация по външната цилиндрична повърхнина ($r = b$) е ε_t^0 . Отстранява се слой материал около отвора, на което съответства вътрешен радиус $r = c$, а линейната окръжна деформация по външната повърхнина е $\varepsilon_t^1 \neq 0$. Измерването на последната се извършва с тензодатчик. Остатъчната окръжна линейна деформация по външната повърхнина ($r = b$) е:

$$\varepsilon_t^{res} = \varepsilon_t^1 - \varepsilon_t^0, \quad (3.5)$$

където $\varepsilon_t^0 = 0$ само преди отстраняване на първия слой материал.

Статичният еквивалент на премахването на даден слой е прилагане на радиален разпределен товар с интензивност $-\sigma_r^c$, където σ_r^c е остатъчно натисково радиално напрежение, действащо в точките от цилиндричен слой с радиус $r = c$. Радиалното σ_r и окръжното σ_t нормални напрежения са главни нормални напрежения, които се определят във функция от текущия радиус r :

$$\sigma_r = \frac{c^2}{b^2 - c^2} \sigma_r^c \left(\frac{b^2 - r^2}{r^2} \right); \quad \sigma_t = \frac{-c^2}{b^2 - c^2} \sigma_r^c \left(\frac{r^2 + b^2}{r^2} \right). \quad (3.6)$$

За $r = b$:

$$\sigma_r^b = 0; \quad \sigma_t^b = -\sigma_r^c \frac{2c^2}{b^2 - c^2}. \quad (3.7)$$

Остатъчната окръжна линейна деформация ε_t^{res} се определя от закона на Hooke:

$$\varepsilon_t^{res} = \frac{\sigma_t^b}{M} = -\frac{\sigma_r^c}{M} \frac{2c^2}{b^2 - c^2}, \quad (3.8)$$

където: $M = E$ за равнинно напрегнато състояние; $M = \frac{E}{1 - \mu^2}$ за равнинно деформирано състояние; E е модул на Young, μ е коефициент на Poisson.

За $r = c$ от (3.7) за радиалното натисково ОН $\sigma_r^{res,c}$ се получава:

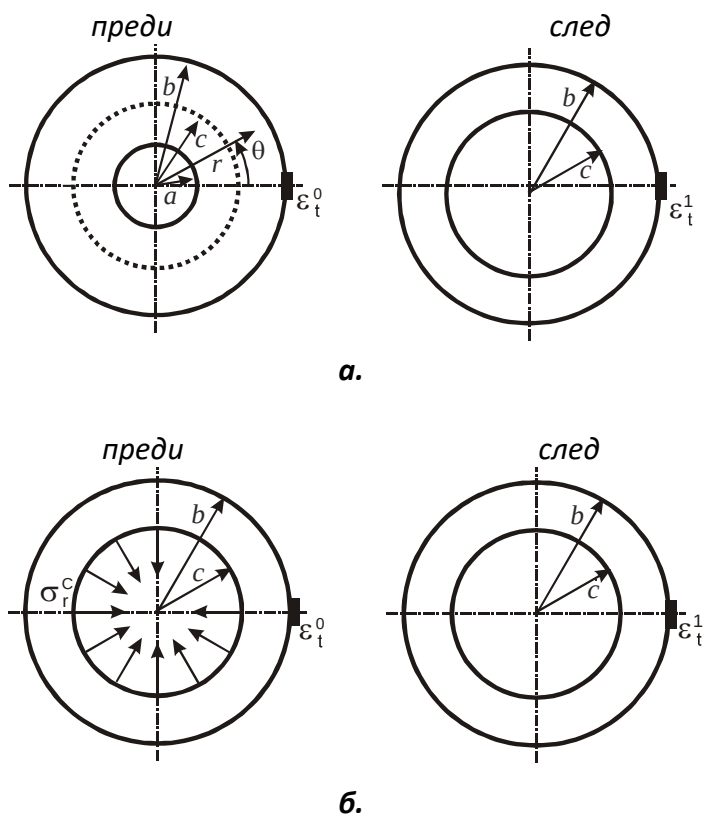
$$\sigma_r^{res,c} = \sigma_r^c = M \varepsilon_t^{res} \frac{b^2 - c^2}{2c^2}. \quad (3.9)$$

Остатъчното окръжно нормално ОН $\sigma_t^{res,c}$ за $r = c$ се определя от (3.9) и второто уравнение на (3.6):

$$\sigma_t^{res,c} = M \varepsilon_t^{res} \frac{b^2 + c^2}{2c^2}. \quad (3.10)$$

След последователно премахване на слоеве, във всеки слой двата вида главни ОН се определят чрез (3.9) и (3.10). Разделителната способност на метода Sachs Borring съответства на дебелината на премахнатия слой материал.

Методът изисква значителна точност на измерване на линейните изменения, тъй като деформациите на тръбите са много малки, когато се отстраняват тънки слоеве.

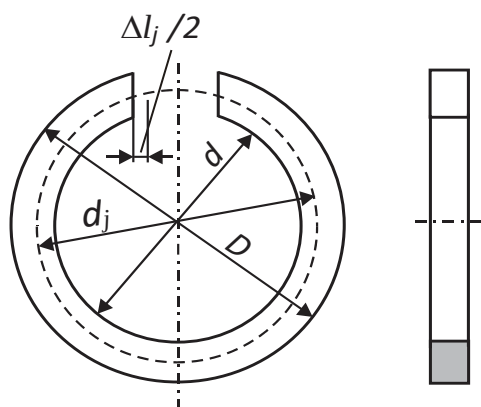


Фиг. 3.7 Принципно схема на метода *Sach's Borring*
а. практически определяне на ОН; **б.** теоретично определяне на ОН

Значително по-ефективен е методът, разработен от [Davidenkov \(1931\)](#), в който тръбата предварително се изрязва по направление на една образуваща. По този начин получените огъвни деформации са много по-големи в сравнение с тези на метода на Sachs.

■ Deflection Etching Technique

Deflection etching technique се основава на отстраняване на тънки слоеве от предварително стресиран материал ([Sadat, 2012](#)). Първоначално този метод е разработен от [Frisch and Tomsen \(1951\)](#), а по-късно е използван от много изследователи [[Sadat and Bailey, 1985](#)]; ([Fattouh and El-Khabeery, 1989](#)); ([El-Khabeery and Fattouh, 1989](#)); ([El-Axir, 2000](#)); ([El-Axir, 2002](#)); ([Belgasim and El-Axir 2010](#))]. Известен е като „Метод на разрязания пръстен“, тъй като се отстранява слой метал от предварително стресиран тънъкстенен пръстен (фиг. 3.8). Както при методите



Фиг. 3.8 Принципно схема на метода Deflection Etching Technique

на Sachs и Davidenkov, и той се основава на хипотезата, че отстраняването на слой материал е равносилно на прилагането към останалата част на напрежения, равни на ОН, но с обратен знак. Те предизвикват деформация, която се използва за определяне на търсените ОН.

Образците, необходими за определяне на ОН, се изработват по двойки. Единият образец се разрязва с ширина на прореza 2 mm. Образецът се покрива изцяло с киселинно устойчив лак, с изключение на вътрешната третирана повърхност. Напрегнатите слоеве се отстраняват

по химичен начин – чрез ецване в киселинен разтвор. В процеса на ецване, на равни интервали от време, се измерва деформацията на разрязания образец, респ. промяната на вътрешният диаметър на неразрязания образец. През всеки j -ти интервал от време се измерва окръжната линейна деформация $\varepsilon_{t,j}$:

$$\varepsilon_{t,j} = \frac{\Delta l_j}{\pi d_j}, \quad (3.11)$$

където: Δl_j е деформацията, измерена в разрязания образец; d_j е диаметърът на неразрязания образец. Големината на ОН се определя чрез простия закон на Hooke:

$$\sigma_j = E \varepsilon_{t,j} = E \frac{\Delta l_j}{\pi d_j}, \quad (3.12)$$

Задължително условие за прилагане на метода е образецът да бъде тънъкстенна втулка. Това е необходимо с оглед на приложената хипотеза за еднородно напрегнато състояние с ненулево главно нормално напрежение σ_j . ОН могат да се измерват до дълбочина 1 mm. Използвайки Deflection Etching

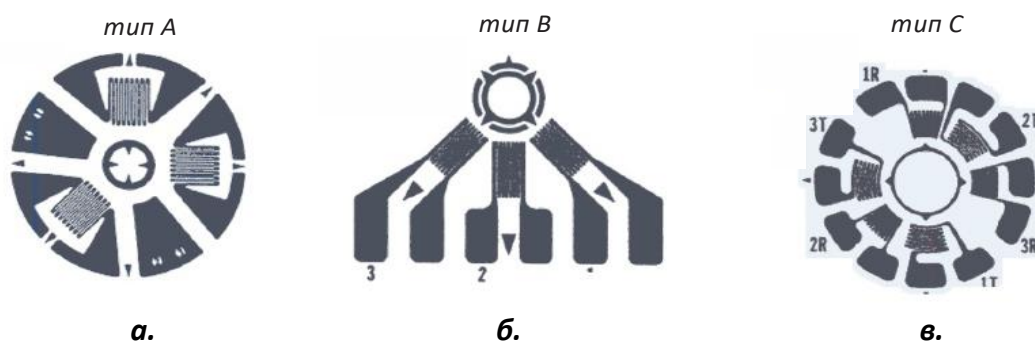
Technique, могат да се измерват ОН и по външната цилиндрична повърхнина на конструкционните елементи (El-Axir, 2002). Основен недостатък е влиянието на концентрацията на разтвора върху скоростта на ецване.

През годините са модифицирани и трите разрушителни методи – на Sachs, на Davidenkov и Deflection etching technique. Използвайки физическата основа на метода на Davidenkov, Birger (1963) модифицира метода на разрязания пръстен на Davidenkov, а Vitman (1935) разработва опростена методология. Понастоящем тези методи се използват широко в Русия. Maximov et al. (2014) модифицират метода Deflection etching technique за определяне на окръжните ОН, въведени чрез диамантно заглаждане в отворите в краищата на ж.п. релсите. Maximov and Anchev (2003) разработват подход за експериментално и числено моделиране на окръжните ОН, въведени чрез метода Сферично дорноване в скрепителни отвори от средно въглеродна стомана. В основата на подхода основан на комбинация на метода Deflection etching technique и KE симулации.

2.2. Полуразрушителни методи

За определяне на ОН обикновено по тензометричен път се измерват деформациите в близост до предварително пробити малки отвори, прорези или на повърхността след постъпково прорязване на изпитвания елемент. Най-разпространените полуразрушителни методи са:

■ Hole Drilling



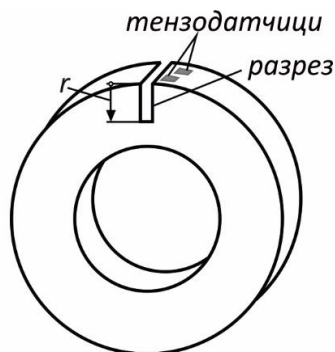
Фиг. 3.9 Тензометрични розетки за определяне на ОН чрез метода Hole Drilling

Методът Hole Drilling е сред най-често използваните за определяне на ОН в метални конструкционни елементи, тъй като е сравнително прост, евтин, бърз и приложим за широка гама материали и компоненти (Kandil, 2001). Оборудването може да бъде лабораторно базирано или преносимо. В основата на метода Hole Drilling е пробиването на малък отвор в компонент с предварително въведени ОН и последващо измерване на локалните деформации около отвора чрез тензодатчици, образувачи розетка на деформациите (фиг. 3.9). Розетка от тип А е сред най-използваните и се препоръчва за общо приложение. Тази от тип В се

прилага, когато обектът на измерване включва вдлъбнатина или закръгление, а розетка тип С се препоръчва за повишаване чувствителността на измерване. Приема се, че материалът е изотропен и линейно еластичен, а напреженията не се променят значително по дълбочина. Чрез Hole Drilling се определят ОН на дълбочина, равна на диаметъра на свредлото, с което се пробива отвора. Този параметър е в границите от 0.1 – 5 mm. Грешката чувствително нараства при абсолютни стойности на ОН над 50 % от границата на провлачване на материала. Hole Drilling се използва и за определяне на ОН в покрития, не по-тънки от 100 μm .

Недостатъците на метода са ограничената чувствителност на деформация, отклоненията в геометрията на отвора (диаметър, дълбочина, концентричност и др.), грапавостта на повърхнината и подготовката на образца. Въведените по време на пробиване на отвора ОН влияят върху коректността на резултатите, поради което е важно да се избере подходящ метод за пробиване. Препоръчват се конвенционални методи или абразивно струйно обработване, така, че да се минимизира ефекта от температурния фактор. Чрез постепенно (постъпково) пробиване могат да се измерят профила и градиента на ОН.

След пробиването на отвора се получава релаксация на деформацията следствие от преразпределението на напреженията в материала около отвора. ОН се определят чрез израза:



Фиг. 3.10 Принцидна схема на метода Crack Compliance

$$\sigma = (\sigma_{max} + \sigma_{min})\bar{A} + (\sigma_{max} - \sigma_{min})\bar{B} \cos 2\beta, \quad (3.13)$$

където: $\bar{A}$ и $\bar{B}$ са константи; β е ъгъл, заключен между направлението на оста x и направлението на максималното главно напрежение σ_{max} .

■ Crack Compliance

Методът Crack Compliance изисква постъпково разрязване на конструкционния елемент с въведени ОН, като при всяка стъпка се измерва деформацията чрез тензодатчици, поставени на повърхността му (фиг. 3.10). По външната цилиндрична повърхнина на образца се закрепват два тензодатчика, като единият е максимално близо до разреза, а другият се намира на 1 mm зад първия (фиг. 3.10). Стъпката на прорязване е с големина 100 μm , като за целта се използва нишкова ерозионна машина (детайлът се потапя в дейонизирана вода при 20°C). Измерените деформации служат за определяне на ОН. Crack Compliance осигурява добри резултати за определените ОН в слой с дебелина ≤ 2 mm. Предимство на метода е добрата разделителна способност. Изменението на ОН в зависимост от дълбочината се определя чрез серия от уравнения от вида:

$$\sigma_{\theta}(r) = \sum_{i=1}^n A_i P_i(r), \quad (3.14)$$

където: A_i е коефициент на дълбочината, P_i е функционален ред, r е дълбочина на прорязания слой, измерена от външната повърхнина. За всеки член от функционалния ред, за измерена деформация от тензодатчика, се изчислява функцията на еластичната деформация. Посредством метода на най-малките квадрати, приложен за уравнения (3.14), се получават коефициентите A_i . По този начин определянето на ОН чрез Crack Compliance редуцира грешките от измерването на деформацията. Тъй като е възможно да се измерват ОН само в дълбочина, методът се ограничава до измерване само на радиалните ОН.

2.3. Безразрушителни методи

Безразрушителните експериментални методи запазват целостта на изпитвания детайл, което осигурява най-висока точност при определяне на ОН. Базирант се на различни физични ефекти: 1). Изменение на еластичната деформация в поликристални материали след облъчване с монохроматичен поток от гама лъчи или високоенергийни гама лъчи; 2). Промяна в скоростта на ултразвукови вълни, преминаващи през твърдо тяло с ОН; 3). Промяна на феромагнитните характеристики на някои материали. Безразрушителните методи са:

■ Синхротрон (Synchrotron)

При метода Синхротрон се използва сноп от високо-енергийни гама лъчи. Това повишава дълбочината на проникване на лъчите, което осигурява висока разделителна способност и тримерна картина на деформациите в дълбочина. Друго предимство е възможността снопът лъчи да бъде с размер $1 \mu m$, като по този начин се постига обемна резолюция, ограничена от размера на кристалните зърна.

■ Неутронна дифракция (Neutron Diffraction)

Определянето на ОН чрез неутронна дифракция [(Webster and Wimpory, 2001); (Webster and Ezeilop, 2001)] е аналогично на другите методи, основаващи се на измерване на еластични деформации в поликристални материали. Измерването се извършва по същия начин, както и при конвенционалния метод с гама лъчи, т.е. чрез движение на детектор около образца, излъчващ сноп високоенергийни лъчи. Основното предимство на метода е голямата проникваща способност. Това позволява определянето на ОН в голяма дълбочина от повърхността на образца – за алуминий около $100 mm$, (Wei et al., 2015) а за стомана около $25 mm$. Поради това неутронната дифракция е единственият безразрушителен метод за оценка на ОН в заваръчните шевове (Wei et al., 2015). Недостатък е скъпоструващото техническо оборудване, което ограничава приложението му.

■ Магнитен метод (Magnetic Method)

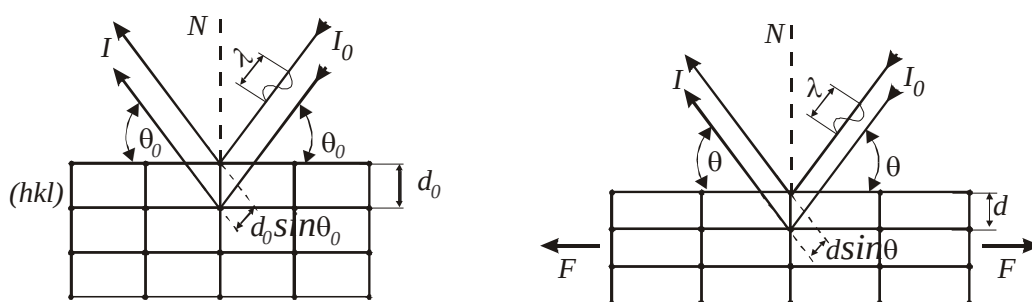
В основата му е изменението на феромагнитните характеристики на някои материали вследствие от създадени ОН. Магнитният метод изисква калибриране на база на предварително известни напрежения. Основни предимства на метода са бързото провеждане на измерването (едно измерване трае секунди) и лесната преносимост на оборудването. Предвид физиката на магнитния метод, приложението му е ограничено за феромагнитни материали (Ичкова, 2008).

■ Ултразвуков метод (Ultrasonic Method)

Ултразвуковият метод използва чувствителността на ултразвуковите вълни, преминаващи през твърдо тяло с наличие на ОН [(Kudryavtsev et al., 2004; (Wu et al., 2016)]. Промяната на скоростта им в метала се влияе директно от големината и направлението на въведените ОН. Поради факта, че промяната на скоростта е малка и зависи от структурата на материала, разделителната способност на метода е слаба. Акустичните коефициенти, необходими за анализа, обикновено се изчисляват чрез калибриращи тестове. ОН могат да се отчитат при образци с дебелина в широк диапазон (3 – 150 mm). Ултразвуковият метод осигурява възможност за определяне на ОН в голям обем от изследвания компонент.

■ X-ray Diffraction

Методът X-ray Diffraction е най-широко използвания безразрушителен метод за измерване на ОН в метални конструкционни елементи [(Ganev and Kraus, 2000); (Maximov et al, 2019)]. Основава се на ефекта на деформация на кристалните равнини след облъчване с гама лъчи с дължина на вълната λ , съответстваща на химичния елемент, от който е направена излъчвателната тръба (фиг. 3.11).



Фиг. 3.11 Принцилна схема на метода X-ray Diffraction

Тази деформация в действителност е макроскопична деформация. В перпендикулярно направление на приложената сила тя е:

$$\varepsilon = \frac{\Delta x}{x_0} = \frac{x - x_0}{x_0}, \quad (3.15)$$

където: x_0 и x са размери на кристала съответно преди и след натоварване.

От друга страна, деформацията на кристалната решетка се разглежда като относителна промяна в разстоянието между кристалните равнини:

$$\varepsilon^1 = \frac{\Delta d}{d_o} = \frac{d-d_o}{d_o}, \quad (3.16)$$

където: d_o и d са разстояния между кристалните равнини съответно преди и след натоварване.

След облъчване с монохроматичен поток от гама лъчи на еластично деформиран кристал, разстоянието между кристалните равнини се променя, при което се променя и мястото на интерференчния максимум от θ_o до θ (фиг. 3.11). Тази промяна се определя чрез диференциране на закона на Bragg (Ganev and Kraus, 2000):

$$\delta d = -tg\theta_o \frac{d-d_o}{d_o}. \quad (3.17)$$

Деформацията се определя по направление, перпендикулярно на кристалната равнина:

$$\begin{aligned} \varepsilon_{\phi,\psi}^{hkl} &= -\cot g \theta_o \delta \theta_{\phi,\psi} = -\cot g \theta_o (\theta_{\phi,\psi} - \theta_o) = \\ &= \frac{1}{2} s_2^{hkl} (\sigma_{xx} \cos^2 \phi + \sigma_{xy} \sin 2\phi + \sigma_{yy} \sin^2 \phi) \sin^2 \psi + \\ &+ \frac{1}{2} s_2^{hkl} \sigma_{zz} \cos^2 \psi + \frac{1}{2} s_2^{hkl} (\sigma_{xx} \cos \phi + \sigma_{xy} \sin \phi) \sin 2\psi + \\ &+ s_1^{hkl} (\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz}) \end{aligned} \quad (3.18)$$

Методът за определяне на ОН чрез гама лъчи се основава на точно измерване на деформацията $\varepsilon_{\phi,\psi}^{hkl}$ и преобразуването ѝ в напрежение чрез обобщения закон на Хooke [(Ganev and Kraus, 2000); (Webster and Ezeilo, 2001)]. За целта експериментално се измерват стойности на $\varepsilon_{\phi,\psi}^{hkl}$ в шест независими направления,

необходими за решаване на уравнение (3.16).

Основен недостатък на X-ray diffraction е малката дълбочина на проникване: 1). За феритоперлитни стомани $\approx 5 - 6 \mu m$; 2). За аустенитни стомани $\approx 6 - 7 \mu m$; 3). За медни сплави до $4 \mu m$; 4). За титанови и никелови сплави до $5 \mu m$; 5). За алуминиеви сплави $\approx 10 - 12 \mu m$. Следователно, чрез X-ray diffraction анализ се определят повърхностните ОН. Поради то-ва, за определяне на профила на ОН в дълбочина се използва подходяща



Фиг. 3.12 Рентгенов дифрактометър Brucker D8 Advance

техника за последователно премахване на тънки слоеве – обикновено чрез електрополиране. Разделителната способност на метода е $1 \mu m$, а точността на измерване е при-близително $\pm 20 MPa$. На фиг. 3.12 е показан общ вид на Рентгенов дифрактометър Brucker D8 Advance за измерване на ОН в монолитни

поликристални материали. Независимо от използваните експериментални методи обаче, получените профили на ОН имат стохастичен характер поради присъщата нехомогенност на конструкционните материали.

3. Разпределение на ОН, въведени посредством конвенционални обработващи процеси чрез рязане

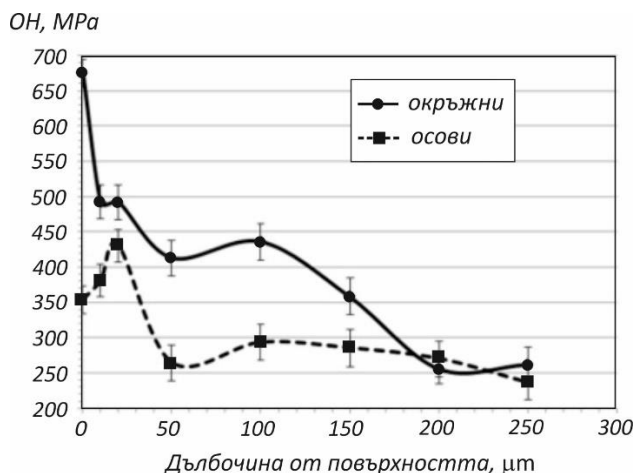
Като цяло, конвенционалните обработващи процеси чрез рязане (стружкоотнемане) причиняват термо-пластични деформации в ПС. В резултат повърхностните ОН преобладаващо са опънови, като в дълбочина се трансформират към натискови. От друга страна, разпределението на ОН е чувствително към изменение на основните и допълнителните технологични параметри на съответните процеси, тъй като тяхната комбинация определя съотношението между механичното и термичното въздействия (виж Гл.1, т. 4.4). Например, износването променя геометрията на режещите инструменти по посока на увеличаване на контактната площ, което благоприятства пластичната деформация на ПС. Разпределението на ОН зависи от температурното поле и разпределението на еквивалентната пластична деформация в ПС и в дълбочина. Последните са функция на физико-механичните характеристики на обработвания материал и геометрията на съответния елемент. Следователно, за конкретни материал и геометрия, съществува еднопосочно съответствие – прилагането на даден обработващ процес води до конкретен профил на ОН в дълбочина от повърхността, но същият или подобен профил може да се получи следствие от друга комбинация от технологични параметри, респ. от друг обработващ процес.

При конвенционалните процеси с рязане температурното поле и еквивалентната пластична деформация се характеризират с огромни градиенти в ПС. В резултат дебелината на зоната с ОН е относително плитка – до $\approx 300 \mu m$.

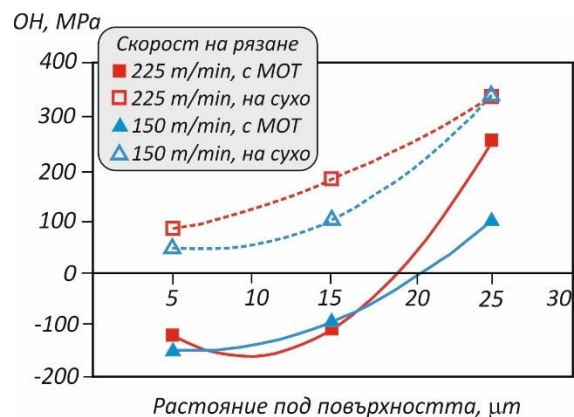
3.1. Разпределение на ОН след струговане

На фиг. 3.13 са показани експериментално определените профили на окръжните и осовите ОН в дълбочина до $250 \mu m$ след струговане на аустенитна хром-никелова стомана AISI 316L (Rhouma et al., 2019). ОН са изразено опънови и с големи стойности, особено повърхностните.

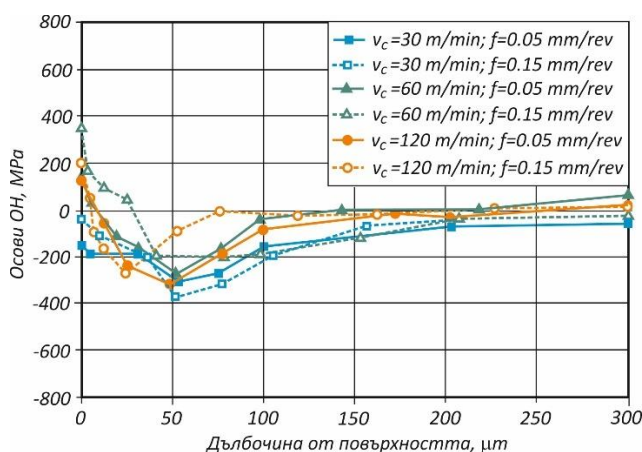
Параметрите с определящо влияние върху температурния ефект са наличието/отсъствието на МОТ и скоростта на рязане v_c . Като цяло, температурният ефект в най-голяма степен зависи от използването или отсъствието на МОТ. Използването на МОТ редуцира триенето и интензифицира отвеждането на топлина от обработваната повърхност. В резултат ОН показват тенденция към натискови. Обратно, струговането на сухо повишава генерираната топлина, което води до опънови ОН. Фиг. 3.14 потвърждава влиянието на използването на МОТ при струговане на закалена високояка сплав Inconel 718 върху профила на ОН, независимо от изменението на скоростта на рязане v_c (Arunachalam et al., 2004).



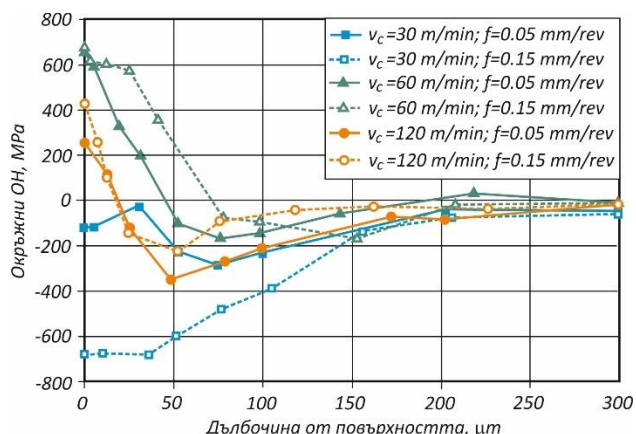
Фиг. 3.13 Разпределение на ОН в стомана AISI 316L след струговане (Rhouma et al., 2019)



Фиг. 3.14 Влияние на MOT и скоростта на рязане при струговане на закалена сплав Inconel 718 (Arunachalam et al., 2004)



а.



б.

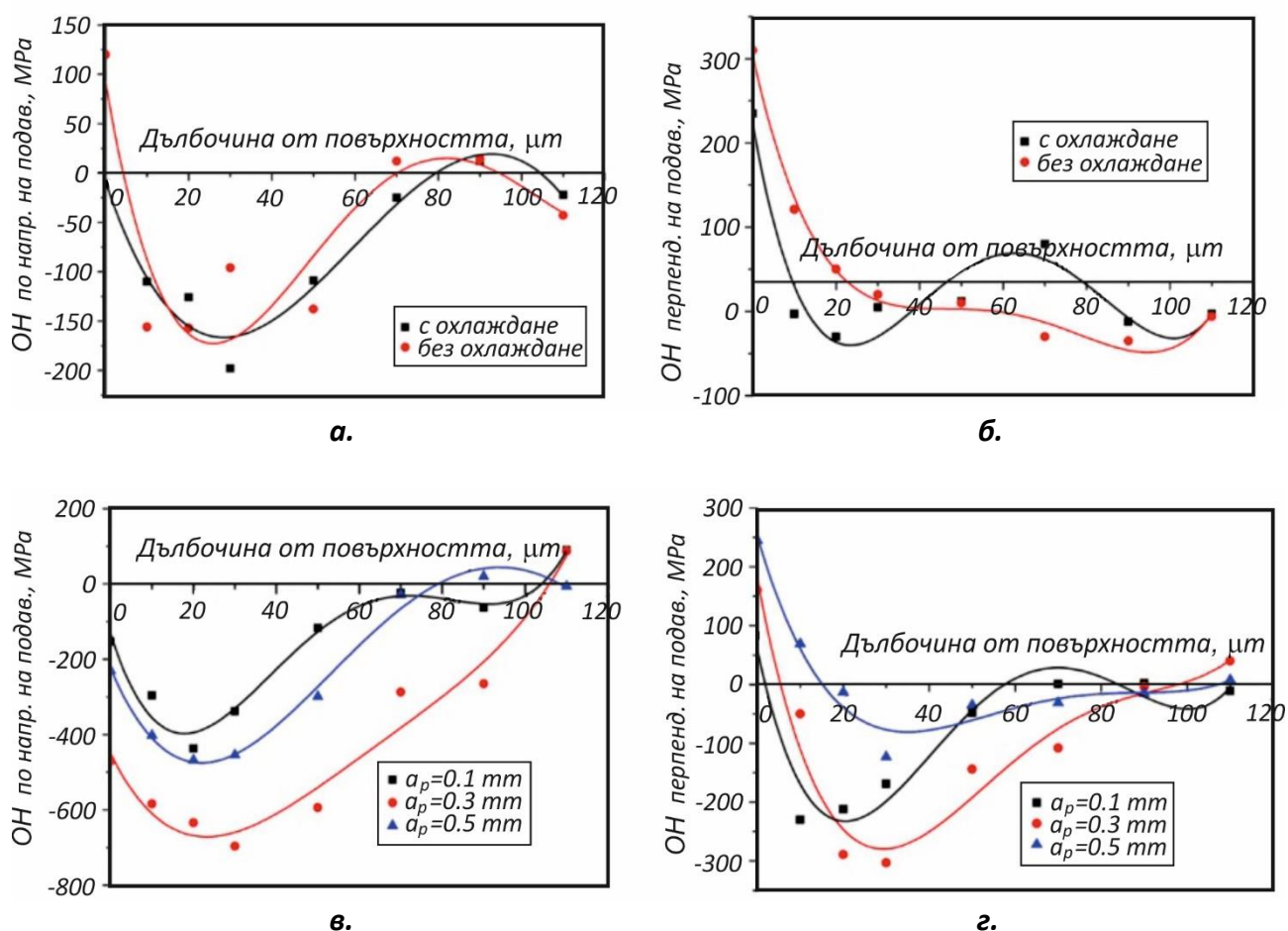
Фиг. 3.15 Влияние на скоростта и арязане и подаването върху профила на ОН след струговане на Ti-6Al-4V (Holmberga et al., 2018)
а). осови ОН; б). окръжни ОН

Влиянието на скоростта на рязане v_c и подаването f при струговане на външни цилиндрични повърхнини върху профила на осовите и окръжните ОН е визуализирано на фиг. 3.15а, б. Материалът е титанова сплав Ti-6Al-4V, използвана за приложения в аероиндустрията и космонавтиката, тъй като съчетава висока якост и относително ниско тегло (Holmberga et al., 2018). Експерименталните резултати за ОН и в двете направления потвърждават значителното влияние на двата технологични параметъра. Влиянието им е по-силно изразено в окръжно направление, където повърхностните ОН варират в много широк диапазон – повече от 1300 MPa (фиг. 3.15б). Въпреки, че не се наблюдават еднозначни тенденции за влиянието на изследваните технологични параметри върху изменението на ОН, очаквано използването на най-малката скорост на рязане ($v_c = 30 \text{ m/min}$) променя ОН към натискови.

3.2. Разпределение на ОН след фрезование

Както при струговане, разпределението на ОН след фрезование, е чувствително към условията на рязане, съответстващи на геометрията на режещия инструмент и изменението на технологичните параметри на процеса. В зависимост от материала, въведените чрез фрезование ОН варират в широки граници, като покриват опъновата и натисквата зони.

Фиг. 3.16 показва профилите на ОН по направление на подаването и перпендикулярно на подаването за различни условия на фрезование на високояка сплав Inconel 718 (Wang et al, 2017).

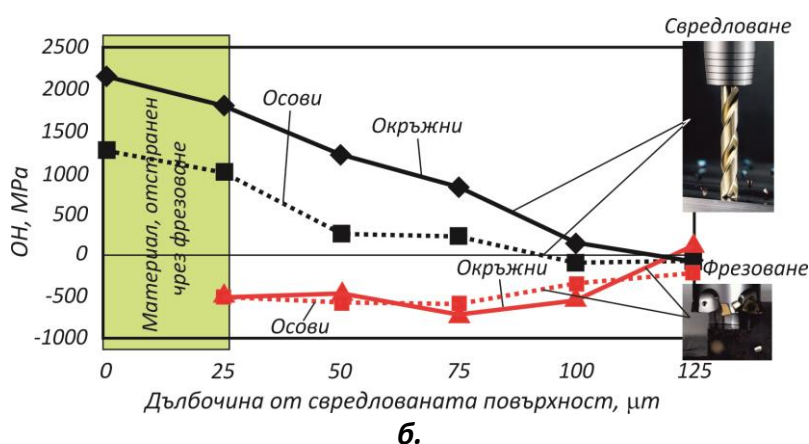
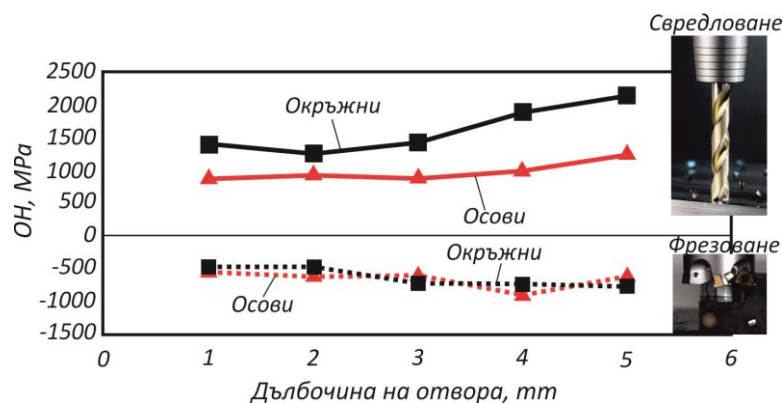


Фиг. 3.16 Влияние на охлаждането и дълбочината на рязане върху профила на ОН след фрезование на Inconel 718 (Wang et al, 2017)

Резултатите от X-ray diffraction анализа показват силно влияние и на двата изследвани фактора – наличие или отсъствие на MOT (фиг. 3.16а,б) и дълбочината на рязане в интервала $a_p = 0.1 - 0.5 \text{ mm}$ (фиг. 3.16в, г). Използването на MOT променя профилите и на двата вида ОН към натискови, но повърхностните ОН остават опънови. Дълбочината на рязане a_p няма еднозначно влияние върху профилите на ОН (фиг. 3.16). Увеличаването ѝ в интервала $a_p = 0.1 - 0.3 \text{ mm}$ води до увеличаване на силите на рязане, което рефлектира в по-интензивни

натискови ОН, особено по направление на подаването. По-нататъшното нарастване на дълбочината на рязане до $a_p = 0.5 \text{ mm}$ рефлектира в още по-големи сили на рязане, но и в повече генерирана топлина, което интензифицира опъновите ОН.

Фиг. 3.17 показва положителния ефект от довършващо обработване на отвори чрез т.н. вертикално фрезование, приложено след свредловане на труднообработваема супер-сплав на основата на никел. Сплавта е получена чрез



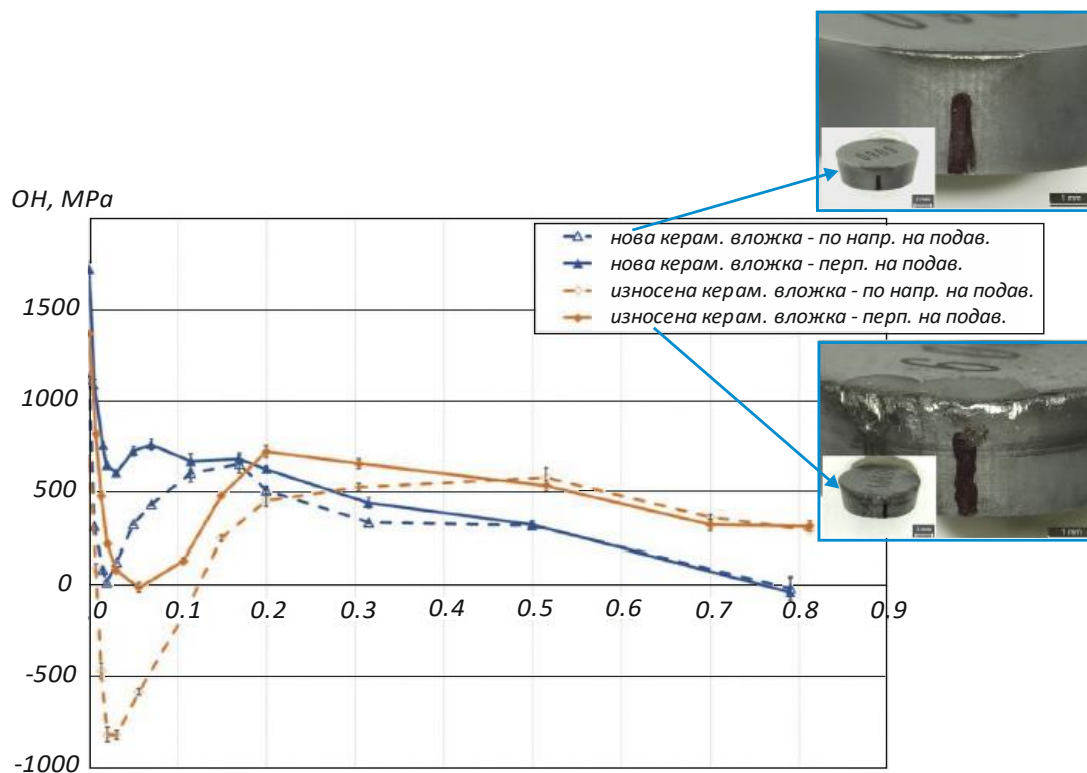
Фиг. 3.17 Разпределение на ОН около отвор след последователно свредловане и фрезование на суперсплав на никелова основа (Herbert et al, 2012)

синтероване, последвано от изотермично коване и термична обработка (Herbert et al, 2012). При този вид фрезование рязането се извършва в края на инструмента, а не по периферията му. В резултат силите на рязане се променят от доминиращо радиални към осови. Ефектът се изразява във преразпределение към натискови на въведените след свредловане големи опънови окръжни и осови ОН – както повърхностни (фиг. 3.17а), така и в дълбочина от повърхнината на отвора (фиг. 3.17б).

Износването на инструмента като цяло променя геометрията на режещия

инструмент по посока на увеличаване на радиуса на закръгление и промяна на ъглите на рязане. В резултат се променят условията на рязане и се увеличава пластичната деформация. Профилите на ОН на фиг. 3.18 визуализират ефекта от износване на керамични вложки при фрезование на високояка сплав Inconel 718 (Holmberg et al, 2023).

Фрезоването с износени керамични вложки води до изтегляне на опъновата зона към по-малки по стойност повърхностни ОН. По направление, перпендикулярно на подаването, близо до повърхността профилът на ОН е разположен в натисковата зона, достигайки около -1800 MPa .

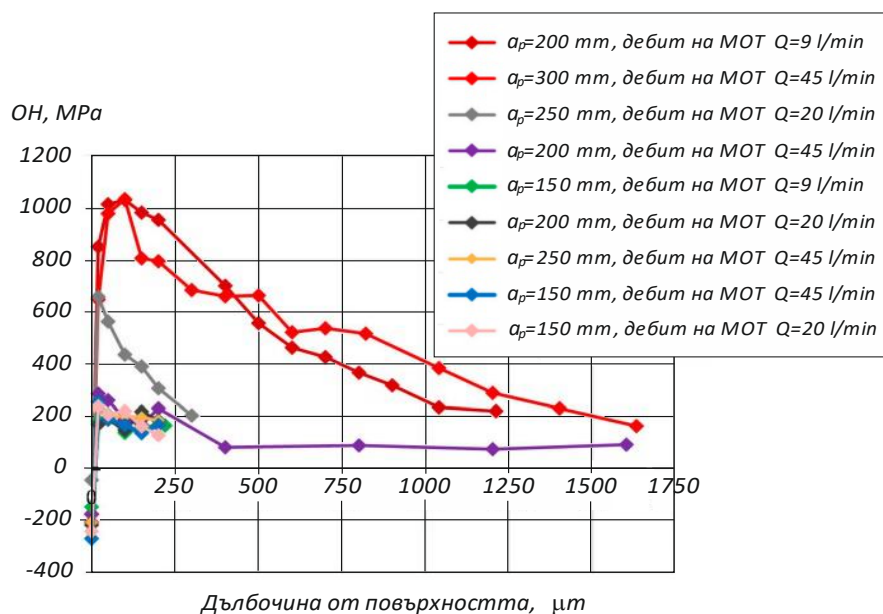


Фиг. 3.18 Влияние на износването на инструмента върху профила на ОН по направление и перпендикулярно на подаването след фрезование на Inconel 718 (Holmberg et al, 2023)

3.3. Разпределение на ОН след шлифване

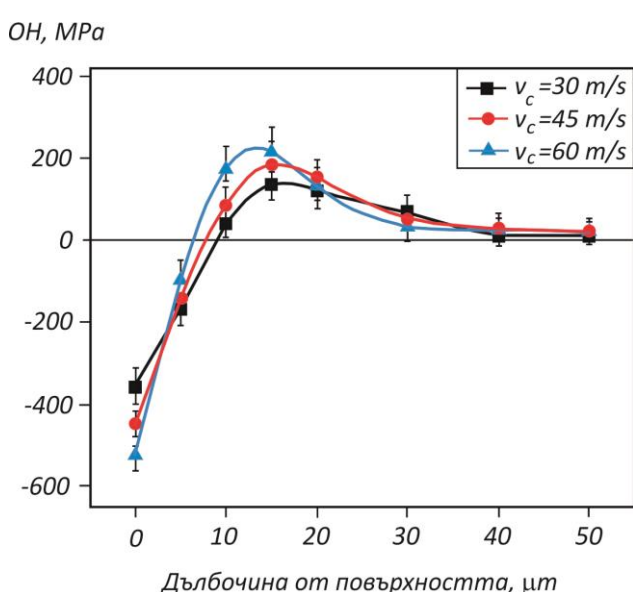
Взаимодействието между шлифовачното колело и обработвания детайл се проявява чрез три механизма: отстраняване на материал чрез рязане (стружкоотнемане), изоравање (избутване на материал) и триене. За даден материал и технологични параметри, степента на проявление на трите механизма зависи от състоянието на шлифовъчното колело – например по-остър инструмент интензифицира рязането за сметка на изораването и триенето. Като цяло, описаното взаимодействие причинява генериране на значително количество топлина, но също и деформационно уякчаване. ОН възникват вследствие термо-пластични деформации и фазови трансформации.

Абсорбираната топлина от ПС и ППС при шлифване води до опънови ОН и редуциране на твърдостта. Тези ефекти в най-голяма степен зависят от скоростта на шлифване v_c , условията на охлаждане (МОТ) и дълбочината на рязане. Фиг. 3.19 показва влиянието на дебелината на рязане a_p и дебита на МОТ върху профила на ОН при шлифване на средновъглеродна стомана AISI 4140 (Kohls et al, 2021).



Фиг. 3.19 Влияние на дълбочината на рязане и дебита на MOT върху разпределението на OH след шлифване на стомана AISI 4140 (Kohls et al, 2021)

Намаляването на дебита на MOT при една и съща стойност a_p значително повишава генерираната топлина, което интензифицира опъновите OH в ПС (до около $50 \mu m$). Ясно се наблюдава и обратната тенденция – намаляването на дебелината на рязане при един и същи дебит на MOT намалява генерираната



Фиг. 3.20 Разпределение на OH в зависимост от скоростта на шлифване на лагерна стомана AISI 52100 (Ren et al, 2022)

т топлина. Обобщавайки, комбинациите от ниски стойности на a_p и голям дебит на MOT водят до натискови OH на повърхността. Като цяло обаче, OH след шлифване на посочената стомана са изразено опънови.

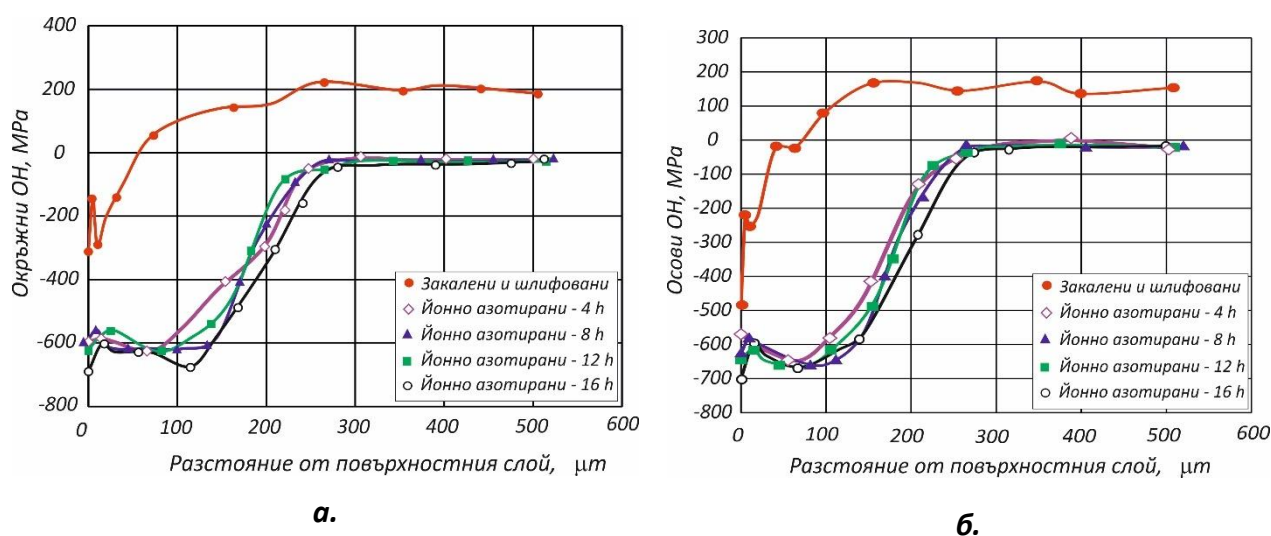
В сектори като самолетостроене, производство на медицинска техника, висококачествени инструменти и др., се изискват лагери с висока надеждност и по-голяма дълготрайност на контактна умора. Установено е, че по-дълбоката натискова зона в ПС е по-благоприятна от гледна точка на устойчивост на контактна умора, отколкото по-плътка, но по-

интензивна (с по-големи по абсолютна стойност OH) натискова зона (Matsumoto al., 1999). Чрез избор на подходящи режими и шлифовачни колела може да се управлява профила на OH. Експерименталните резултати за OH (фиг. 3.20)

показват, че процесът високо-скоростно шлифование има потенциал за създаване на значителна натискава зона близо до повърхността при обработване на лагерна стомана AISI 52100 (до $10\ \mu\text{m}$) (Ren et al, 2022). Обратно на често срещаната тенденция, увеличаването на скоростта на шлифование v_c води до по-големи по абсолютна стойност повърхностни натискови ОН. Този резултат може да се обясни с относително по-слабо проявяване на термичния ефект поради по-малкото времетраене на процеса. От друга страна, установено е, че профилът на ОН е чувствителен по отношение на спецификата на използваните шлифовъчни колела. Например, шлифването на високояка сплав Inconel 718 с диамантни колела осигурява натискови ОН близо до повърхността за разлика от cBN колела (Curtis et al, 2021).

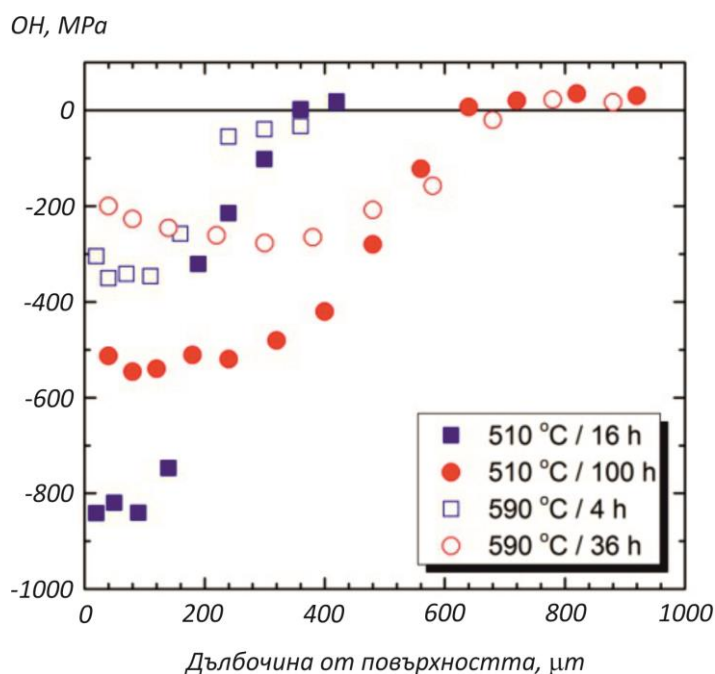
4. Разпределение на ОН, въведени чрез процеси за термична и химикотермична обработка

При тези процеси ОН се създават следствие от фазови изменения – мартензитно превръщане или дифузионно насищане на тънки ПС с азотни, въглеродни или др. атоми, които увеличават обема на кристалните решетки (фиг. 3.26). Този механизъм рефлектира в значителни по абсолютна стойност натискови ОН, характеризиращи се с големи повърхностни градиенти. В резултат, освен повишаване на повърхностната твърдост и изнosoустойчивост, позитивният ефект се изразява и в подобряване на устойчивостта на циклични натоварвания на различни видове стомани, алуминиеви и титаниеви сплави, синтеровани материали и др. Като цяло, профилите на ОН са чувствителни към изменение на технологичните параметри на тези процеси. Отчитайки относително високата себестойност на тези процеси, ефективен подход е тяхната оптимизация на основата на отношението цена/качество.



Фиг. 3.21 Разпределение на ОН след закаляване и шлифование и йонно азотиране в цилиндрични образци от стомана 35 ХГС (Дунчев и др., 2019)

Фиг. 3.21 дава възможност да се съпоставят профилите на окръжните и осовите ОН в цилиндрични образци с размери $\varnothing 20 \times 30 \text{ mm}$ от конструкционна стомана 35ХГС, въведени чрез следните процеси: 1). Закаляване при 860°C , отвързване при 550°C и шлифване; 2). Йонно (плазмено) азотиране при постоянна температура 520°C , но с различна продължителност – 4, 8, 12 и 16 часа (Дунчев и др., 2019). Установена е по-голямата ефективност на йонното азотиране както по отношение на големината на повърхностните натискови ОН, така и по отношение на дълбочината на натисквата зона. След йонно азотиране последната надвишава 0.3 mm в сравнение с плитката натисква зона ($\approx 50 \mu\text{m}$), получена след закаляване и шлифване. Независимо, че профилите на ОН на азотираните образци са групирани, увеличаването на времето за азотиране интензифицира натисквата зона. Изразената разлика между двата процеса може да се обясни със следните фактори: 1). Различният характер на фазови изменения; 2). Релаксацията на ОН вследствие от термичния ефект, присъщ на шлифването.

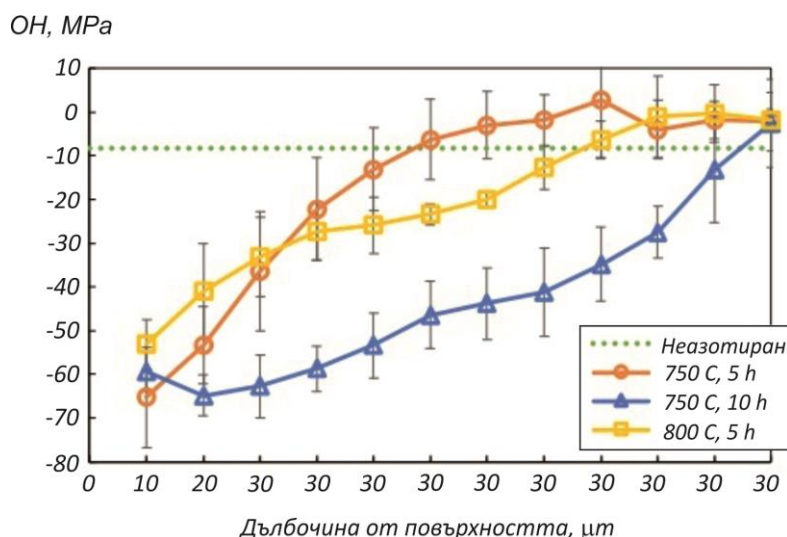


Фиг. 3.22 Влияние на времето и температурата при газово азотиране на стомана 31CrMoV9 върху разпределение на ОН (Syla et al, 2018)

Влиянието на температурата и времето при газово азотиране на образци тип диск с размери $\varnothing 20 \times 30 \text{ mm}$ от нисколегирана конструкционна стомана 31CrMoV9 е онагледено на фиг. 3.22 (Syla et al, 2018). Стойностите на максималните натискови ОН (обичайно се наблюдават на малка дълбочина под повърхността) намаляват с увеличаване на времето и температурата (фиг. 3.22). Този ефект при продължително азотиране се обяснява с особености на протичащата хомогенизация на микроструктурата. Повишаването на температурата води до преразпределение на въглерода в

дифузионния слой и по-бързо протичащо прекомерно стареене.

Интерес представлява ефективността на процеса плазмено азотиране по отношение на цветни сплави. Фиг. 3.23 визуализира разпределението на ОН, получено за различни комбинации на времето и температурата при плазмено азотиране на титанова сплав Ti-6Al-4V (Ongtrakulkij et al, 2022). Плазменото азотиране на титанова сплав Ti-6Al-4V води до многократно по-малки по абсолютна стойност максимални натискови ОН в сравнение с ОН, въведени в стоманите.



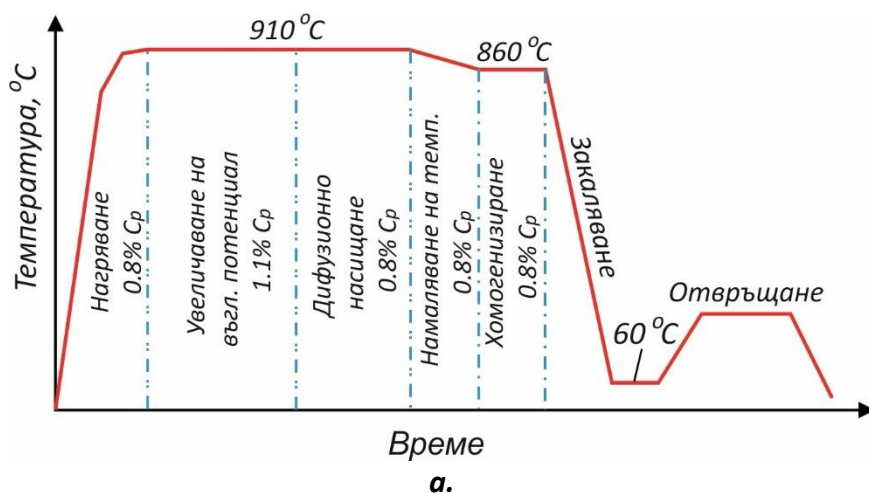
Фиг. 3.23 Разпределение на ОН след плазмено азотиране на Ti-6Al-4V, получено за различни комбинации на времето и температурата (Ongtrakulkij et al, 2022)

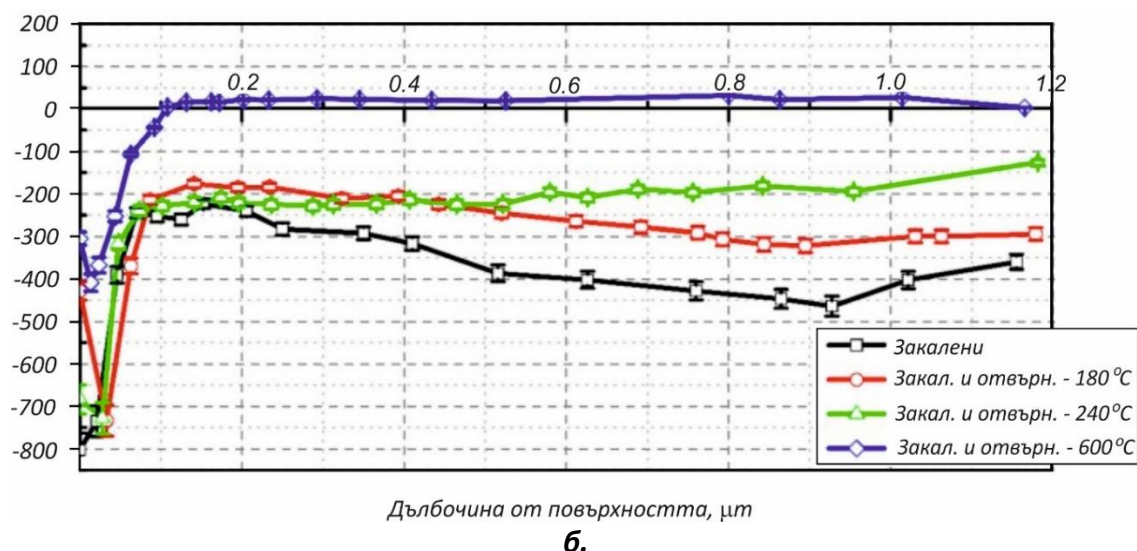
Резултатите показват, че температура 750°C и време 5 h осигуряват максимални натискови ОН. Комбинацията от температура 750°C и време 10 h води до най-голяма дълбочина на натисковата зона ($115\text{ }\mu\text{m}$).

Цементацията цели постигане на висока твърдост и изнosoустойчивост на ПС на стомани с въглеродно съдържание $C < 0.3\%$. Следствие от дифузионното насищане

с C , цементуемите стомани получават градиентна структура. На самата повърхност структурата съответства на надевтектоидни стомани ($C > 0.83\%$), като се трансформира към евтектоидна ($C = 0.83\%$) и подевтектоидна в сърцевината ($C < 0.83\%$) (Максимов и др, 2022). В резултат ПС е с висока твърдост, а сърцевината е попластична. При цементацията в ПС и ППС се проявяват различни ефекти – разлика в обемите на зоните с високо и ниско съдържание на въглерод, температурни градиенти и локална пластична деформация, свързана с фазовото превръщане аустенит – мартензит. В резултат в ПС се създават полезни ОН на натиск. Интерес представлява еволюцията на ОН след закаляване и отвързване.

На фиг. 3.24а е показан технологичният цикъл на цементация с контрол върху въглеродния потенциал на плоски образци от нисколегирана стомана 19CrNi5H, а влиянието на условията на термообработка върху профилите на ОН – на фиг. 3.24б (Hizli and Gür, 2017). Преди цементация образците са подложени на нормализация.

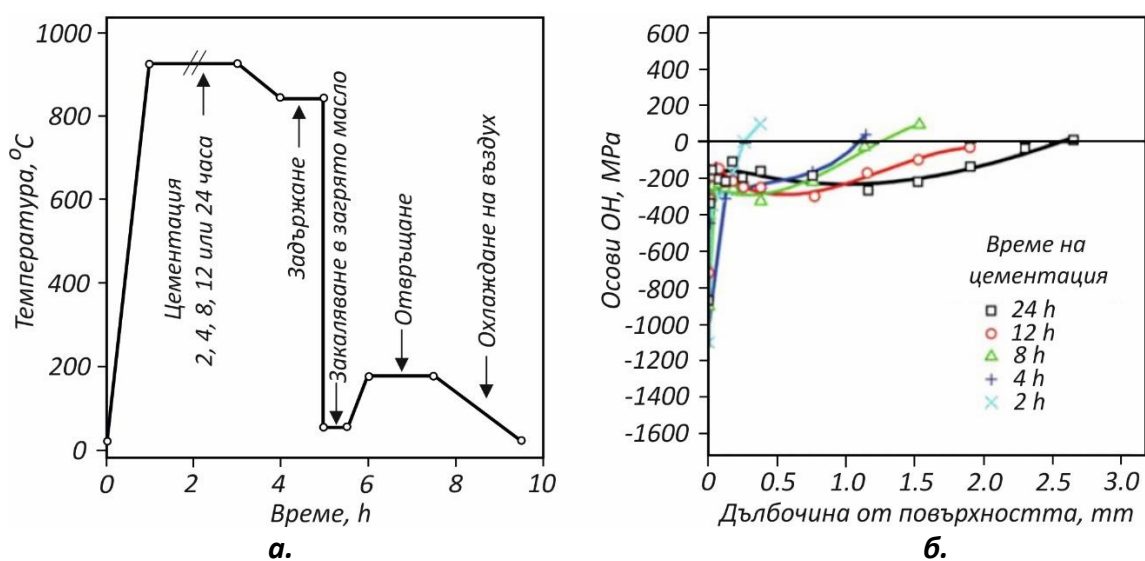




Фиг. 3.24 Влияние на условията на термообработка върху разпределението на ОН в нисколегирана стомана 19CrNi5H (Hizli and Gür, 2017)

Натисковата зона е най-интензивна и най-дълбока след закаляване (фиг. 3.24б). Очаквано, след отвърщане, ефектът на релаксация на натисковите ОН се проявява по-силно с нарастване на температурата на отвърщане. Високотемпературното отвърщане при 600° C значително редуцира както повърхностните натискови ОН (≈ 2.6 пъти), така и дълбочината на натисковата зона (≈ 11 пъти).

Времето за цеметация е определящ технологичен фактор за характера на разпределение на ОН и преди всичко – за дълбочината на натисковата зона. Фиг. 3.25а показва технологичния цикъл при цеметация на цилиндрични образци от легирана стомана AISI 8620H, а фиг. 3.25б – профилите на ОН, измерени след шлифване (Mason et al, 2019).



Фиг. 3.25 Влияние на времето при цементиращия на стомана AISI 8620H върху разпределението на ОН (Mason et al, 2019)

С увеличаване на времето на цементация нараства дебелината на слоя, обогатен с C . Това рефлектира в увеличаване на обема на този слой, и оттам – до увеличаване на големината на натисковите ОН и дълбочината на натисковата зона (фиг. 3.25б). На база на посочените примери може да се заключи, че цементацията осигурява по-голяма дълбочина на зоната с ОН на натиск ($1.5 - 2.5\text{ mm}$) в сравнение с получената след азотиране ($0.3 - 0.8\text{ mm}$).

По отношение на един от най-широко използваните класове конструкционни материали – хром-никеловите аустенитни стомани, процесите за химико-термична обработка (азотиране, цементация, цианиране) са специфични. Приложението им в конвенционалния вариант повишава повърхностната твърдост и износоустойчивост, но този ефект е краткотраен, тъй като е за сметка на основното им качество – отличната корозионна устойчивост. Причината е явлението междукристална корозия вследствие отделяне на хромови карбиди по границите на аустенитните зърна в опасния температурен интервал $500 - 700^\circ C$. Ефективен подход в SE са т.н. нискотемпературни обработки с азот- и/или въглеродосъдържащи среди при температури под $500^\circ C$, при които подвижността на хрома е ниска (Borgioli F, 2020). Следствие от задържането на азотните или/и въглеродните атоми в твърдия разтвор на аустенита се образува метастабилна свръхнаситена повърхностна фаза, известна като S – фаза или “разширен аустенит”. S – фазата се отличава с висока твърдост и добра устойчивост на корозия, но и неизяснена структура, поради което е обект на научен интерес. Разтварянето на интерстициалните атоми над границата на разтворимост причинява огромно разширение на аустенитната кристална решетка, и оттам – много високи ОН на натиск в модифицирания PS, които се компенсират от опънови ОН в дълбочина. Локалната промяна на химичния състав причинява обемни деформации, но и промяна на магнитните свойства на модифицираните слоеве, и оттам – термични деформации по време на охлаждане вследствие от промяна на коефициента на линейно разширение. Като резултат, в слоевете с наличие на S – фаза възниква сложно напрегнато състояние. Използвайки X-ray diffraction анализ, след ниско-температурно йонно азотиране са измерени ОН на натиск в диапазона $(-2) - (-5)GPa$, а след ниско-температурна цементация – в диапазона $(-1.6) - (-2.7)GPa$ (Borgioli, 2020).

5. Технологични възможности на процеси за ППД за създаване на зона с полезни ОН на натиск

В основата на процесите за ППД е идеята за механично третиране на PS чрез пластично деформиране, но термичното въздействие в контактната зона между инструмента и третираната повърхнина не може да се изключи. То се проявява в различна степен в зависимост от спецификата на съответния метод и количествените стойности на технологичните му параметри, определящи конкретния процес. Като цяло, обаче, температурата в контактната зона не превишава тем-

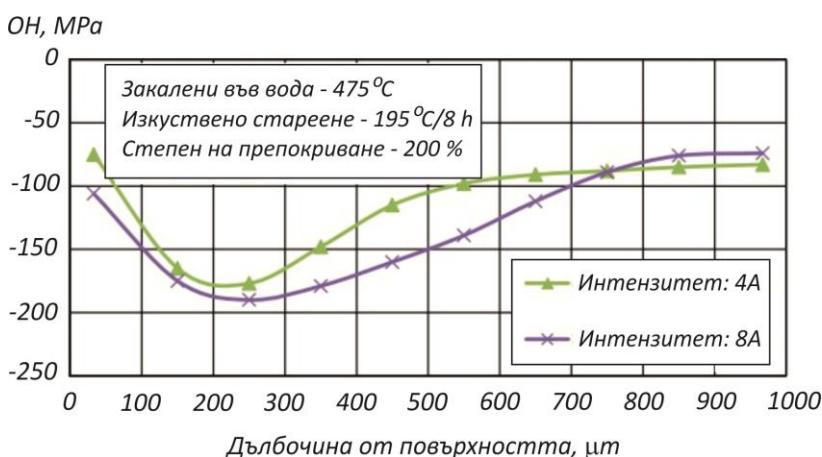
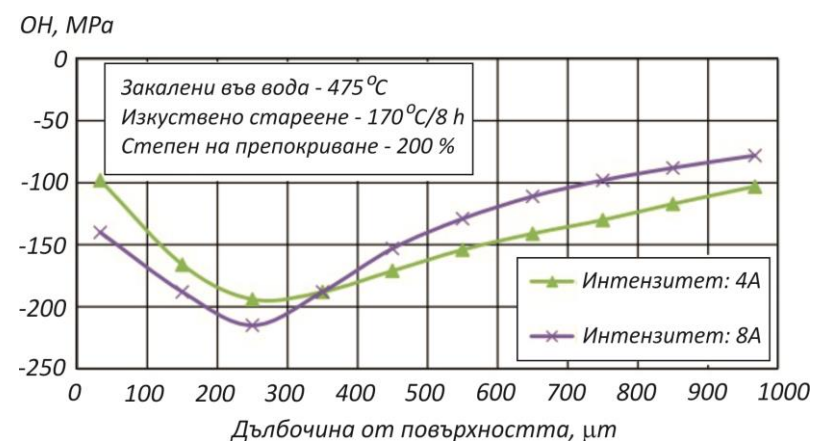
пературата на рекристализация на материала. Следователно, механизмът на създаване на ОН в ПС, въведени чрез ППД, съответства в най-голяма степен на „студения модел“ (cold work) (виж т. 1.2). Оттук произтичат големите технологични възможности на процесите за ППД за създаване на значителни ОН на натиск в ПС и ППС на компонентите – благоприятна основа за подобряване на уморното поведение и повишаване на границата на умора.

5.1. Разпределение на ОН, въведени чрез динамични процеси за ППД

При динамичните процеси за ППД деформиращото въздействие върху ПС и ППС се прилага динамично, като се използват различни механизми за създаването му.

Сачмено-струйното обработване (shot peening (SP)) е най-популярният динамичен метод за ППД на метални материали. SP причинява нехомогенна пластична деформация на ПС и ППС в корелация с получената ПТ, характеризираща се с типични сферични отпечатъци (трапчинки). Следствие от краткотрайното ударно

въздействие и пластичната деформация се генерира топлина, причиняваща относително малко повишаване на температурата. Основните технологични параметри на процеса са кинетичната енергия на изстрелите, респ. интензитетът на ударите (количествена мярка за който е т.н. Almen intensity) и степента на покриване на третираната повърхнина. Последната се изразява чрез отношението на повърхнината с трапчинки към общата повърхност. Almen intensity се дефинира като височина на точка от дъгата на т.н. крива на Almen, така, че удвояването на времето за третиране увеличава височината на дъгата с



Фиг. 3.26 Разпределение на ОН в алуминиева сплав 7075 T651 след Shot peening (Žagar and Grum, 2015)

10% (Kirk, 2021). Кривината, образувана в тестовата лента на Almen, е функция на масата, коравината и скоростта на сачмите, ъгъла на удара и времето за

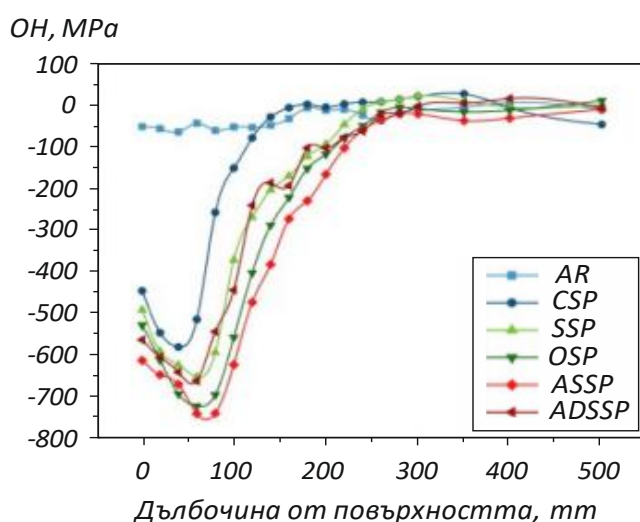
третиране. Степен на покриване от 100 % е теоретична граница и практически не може точно да се измери. При SP постигането на $\approx 98\%$ степен на покриване е задължително. Степен на покриване над 100 % екратно на времето за постигане на 100% или пълно покритие. Например, 150 % покриване изисква 1.5 пъти повече време. По този начин процесът SP се управлява, независимо, че строго погледнато ударното механично въздействие само по себе си е недерминирано.

Ефектът от сачмено-струйно обработване на плоски образци от високояка термообработена алуминиева сплав 7075 T651 върху профилите на ОН е показан на фиг. 3.26 (Žagar and Grum, 2015). Образците предварително са подложени на хомогенизиращо отгряване при 465 °C за 2 часа, закаляване във вода до достигане на температурата на околната среда и изкуствено стареене в продължение на 8 часа при две температури – 170 °C (фиг. 3.26а) и 195 °C (фиг. 3.26б). Целта е да се получат структури с различно количество утайки и с различни размери. След изваждане от пещта процесът на изкуствено стареене приключва с охлаждане на образците на спокоен въздух. Независимо от параметрите на процеса профилите на ОН имат подобен характер, а дълбочината на натисковата зона превишава 1 mm. Очевидно, по-високата температура на стареене редуцира максималните по абсолютна стойност натискови ОН.

При пясъкоструйното обработване (blast shot peening) параметрите с ключово значение за получения комплекс SI са налягането на въздушната струя и степента на покриване, която е пропорционална на времето. Прекомерното механично третиране се идентифицира с наличие на повърхностни дефекти. За повишаване на носещата способност на материала към последователни удари е разработена модифицираната техника градиентно интензивно пясъко-струйно обработване (gradient severe shot peening (GSSP)) (Maleki et al., 2021). Същността ѝ е в използването на постепенно нарастващо или намаляващо налягане. В етапа на нарастващо налягане се получава предварително уякчаване на материала преди прилагане на следващо, по-голямо налягане. В резултат се повишава УД вследствие благоприятните ефекти от наноструктуриране и уякчаване на ПС, както и получаване на изразена зона с ОН на натиск. Ефективността на процеса GSSP от гледна точка на въвеждане на полезни ОН и УД е изследвана върху листови образци от студено валцована и подложена на стареене високояка сплав Inconel 718 (Maleki et al., 2021). Обект на сравнение са шест образеца, третирани с различни параметри съгласно табл. 3.1. Експерименталните резултати за профилите на ОН са визуализирани на фиг. 3.27. Очевидно, техниката GSSP е най-ефективна, когато се прилага с параметри, съответстващи на образец ASSP. Използването на постепенно нарастващо налягане осигурява натискови ОН на самата повърхност.

Означение	Диам. на частиците, mm	Налягане, psi *	Интензитет на ударите, (Almen intensity)	Време, s	Степен на покриване, %
AR (необр.)	-	-	-	-	-
CSP	0.58	35	15	16	100
SSP	0.58	35	15	160	1000
OSP	0.58	35	15	320	2000
ASSP	0.58	30 → 35	10 → 15	320	2000
ADSSP	0.58	30 → 35 → 30	10 → 15 → 10	320	2000

*Забележка: 1 psi = 0.0068947573 MPa



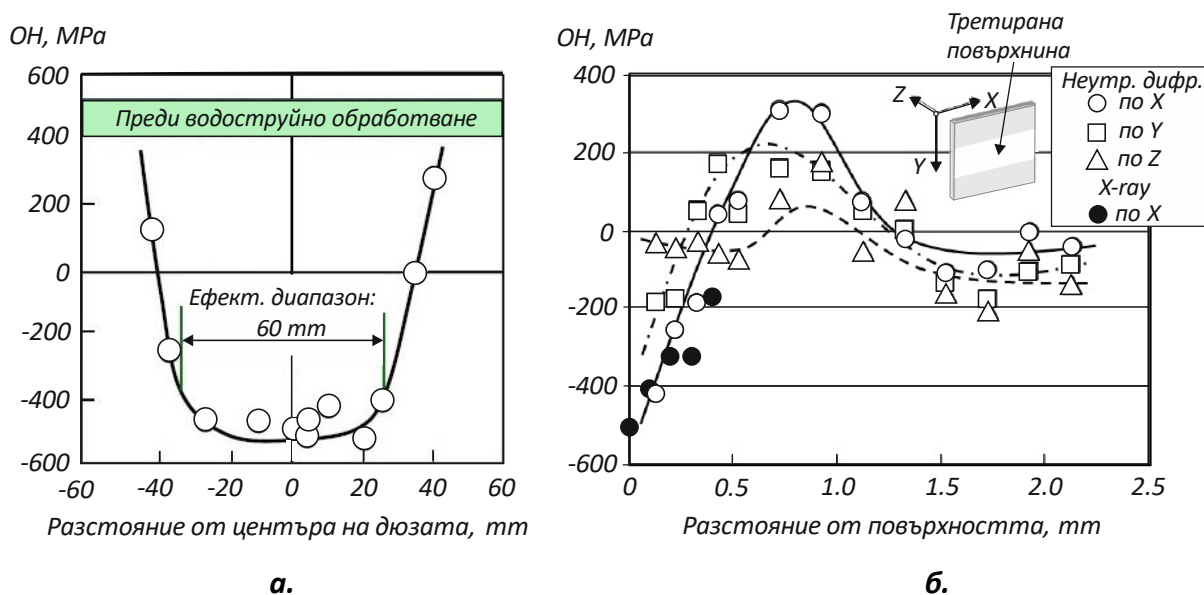
Фиг. 3.27 Разпределение на ОН в листови образци от супер-сплав Inconel 718, подложена на GSSP с различни режими (Maleki et al., 2021)

SP не може да се използва за третиране на вътрешни повърхнини – например съдове под налягане на атомни електроцентрали, за които е типично възникването на пукнатини от корозия под напрежение. Причината е необходимостта от събиране на стоманените сачми, за да се избегне възможност за незападна повреда. Методът за ППД чрез водна струя (water jet peening) е разработен в отговор на този проблем (Enomoto et al., 1996). Вода с високо налягане (60 – 70 MPa) се инжектира през водоструйна дюза с диаметър ≈ 2 mm, която сканира третираната повърх-

нина със скорост ≈ 0.4 m/s (Hayashi et al, 2020). В резултат се генерират голямо количество водни мехури, които се разпадат върху третираната повърхност. Този феномен се характеризира с много високо налягане, причиняващо пластична деформация на ПС. Описаният принцип позволява реализацията на процес за ППД без ерозия на материал, т.е. без забележима промяна на ПТ. По този начин, чрез водоструйно обработване могат да се създадат полезни ОН на натиск, без да е необходимо последващо обработване за подобряване на грапвостта, каквато необходимост има при SP (Levy, 2013). Вторичното обработване подобрява грапавостта, но отстранява плитък ПС, съдържащ големи по абсолютна стойност ОН на натиск.

Фиг. 3.28а, б (Hayashi et al, 2020) показва технологичните възможности на ППД чрез водна струя за въвеждане на значителни натискови ОН в плоча от хром-никелова аустенитна стомана 304. Фиг. 3.28а показва резултатите от X-ray

diffraction анализ за разпределението на ОН в зоната на водната струя преди и след водоструйното обработване. ОН преди водоструйното обработване, получени след шлифование, варират в диапазона 400 – 520 МРa. След ППД с водна струя, в центъра на струята ОН са натискови, достигайки –500 МРa, а широчината на ефективната зона, съответстваща на ОН –400 МРa, надвишава 60 mm (фиг. 3.28a). По този показател ППД с водна струя има очевидно предимство пред ППД с лазер (Laser shock peening (LSP)), предвид малкия диаметър на лазерния лъч – $\approx 1\text{ mm}$ (Sano et al., 2008). Фиг. 3.28б показва тримерна картина на профи-лите на ОН, измерени чрез неутронна дифракция. Експерименталните резултати за профила на ОН по X са сравнени с тези, получени чрез X-ray diffraction анализ и последователно електрополиране за премахване на слоеве. Водоструйното обработване осигурява почти хомогенно разпределение на ОН в третираната повърхнина, което се потвърждава от близките профили на ОН по X и по Y . Предвид липсата на насоченост на водната струя, разликата в ОН може да се обясни със спецификата на измерването и би трябвало да се съдържа в точността на метода. Натисковите ОН близо до повърхността се уравновесяват от опънови ОН в дълбочина – по Z ОН варират от –150 МРa на повърхността до 150 МРa на дълбочина 2.2 mm.

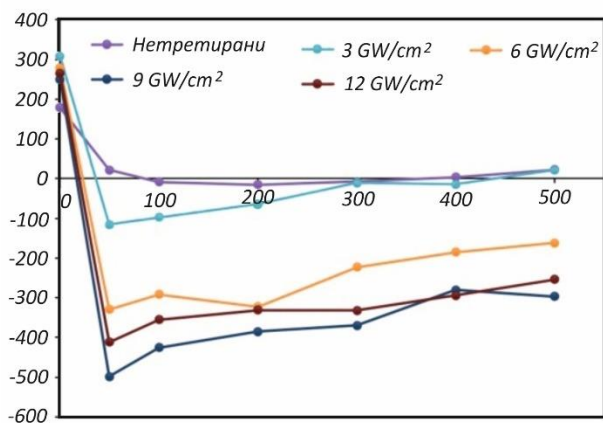


Фиг. 3.28 Разпределение на ОН в хром-никелова стомана 304 след ППД чрез водоструйно обработване (Hayashi et al, 2020)

Лазерните импулси са подходящи за създаване на динамично деформиращо въздействие. При конвенционалния вариант на процеса LSP, лазерните импулси се фокусират върху горната повърхност на съответните компоненти, така, че се изпарява аблативен слой – обикновено черна боя или тънко метално фолио. В резултат се създава гореща плазма, чието разширяване причинява ударни вълни в третирания материал. Модификация на конвенционалния процес е laser shock peening без използване на покритие (laser shock peening without coating (LSPwC))

(Karthik and Swaroop, 2017). Елиминирането на покритието спестява време, но практически е невъзможно да се създадат ОН на натиск върху третираната повърхност вследствие големия температурен градиент и свързаните с това нежелани ефекти на топене и втвърдяване. Затова процесът LSPwC се осъществява чрез нискоенергиен Nd: YAG лазер. Това позволява да се смекчи създаването на опънови ОН върху горната повърхност и да се намалят енергийните разходи (Samuel et al, 2023). Типично за техниките, използващи КЕП, SI, вкл. разпределението на ОН, са силно чувствителни към изменение на параметрите на процеса LSPwC. Фиг. 3. 29 показва влиянието на дължината на вълната на лазерния лъч и плътността на мощността на импулсите върху профилите на ОН в плоча от ниско-въглеродна ниско-легирана стомана, подложена на LSPwC. Използван е импулсен Nd: YAG лазер с диаметър на петното 0.8 mm , продължителност на импулсите 10 ns и честота 10 Hz , като образците са потопени в течаща вода с цел да се образува прозрачен ограничаващ слой. (Samuel et al, 2023).

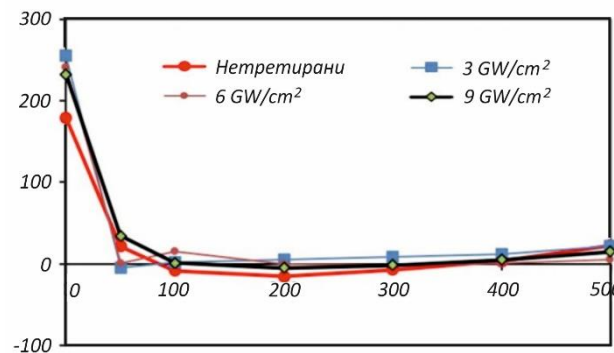
ОН, МПа



Дълбочина от повърхността, μm

а.

ОН, МПа



Дълбочина от повърхността, μm

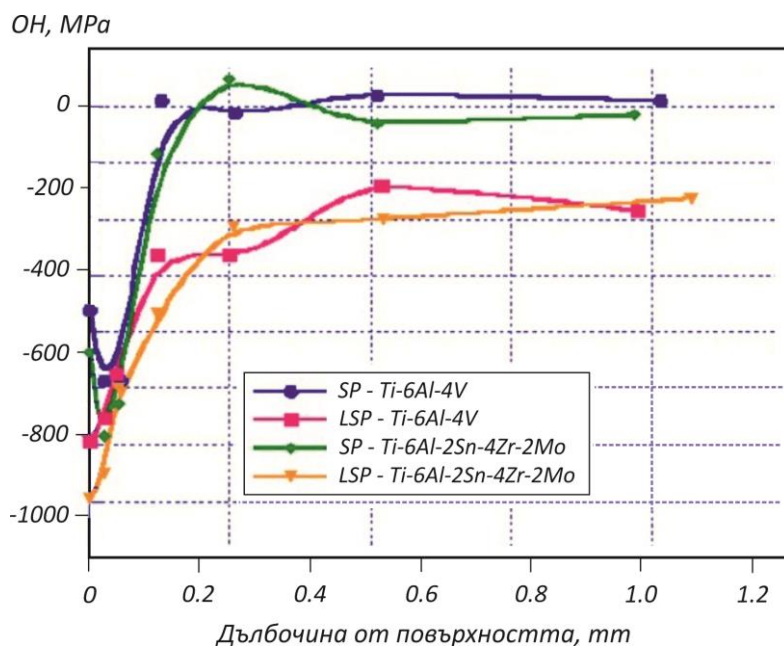
б.

Фиг. 3.29 Разпределение на ОН в ниско-въглеродна

ниско-легирана стомана след LSPwC (Samuel et al, 2023)

а). с дължина на вълната (1064 nm); б). с дължина на вълната (532 nm)

Използвана е типичната за сканиране на равнинни повърхнини зигзагообразна траектория със 70% припокриване, както по направление на движението на лазерния лъч, така и в перпендикулярно направление. С основната дължина на вълната (1064 nm), процесът LSPwC е изпълнен с плътности на импулсите 3, 6, 9 и 12 GW/cm^2 (фиг. 3.29а), а с втората хармонична дължина на вълната (532 nm) – съответно с плътности 3, 6 и 9 GW/cm^2 (фиг. 3.29б). При лъчение с основната дължина на вълната, с увеличаване на плътността на импулсите в диапазона 3 – 9 GW/cm^2 , натисковите ОН се интензифицират, като тенденцията се обръща при плътност 12 GW/cm^2 (фиг. 3.29а). Използването на лъчение с основната дължина на вълната 532 nm е неефективно (фиг. 3.29б).



Фиг. 3.30 Сравнение на профилите на ОН в титанови сплави, въведени след SP и LSP

конвенционалния SP процес. Фиг. 3.30 показва сравнение на профилите на ОН в две титанови сплави (Ti-6Al-4V и Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo), подложени на SP и LSP (<https://www.lsptechnologies.com/resources/-shot-peening-falls-short-of-laser-peening/>). В сравнение с SP, LSP създава по-големи по абсолютна стойност повърхностни ОН и по-дълбока натискова зона.

5.2. Разпределение на ОН, въведени чрез статични процеси за ППД

При статичните процеси за ППД деформиращата сила се прилага статично, като най-често се използва еластична система или хидростатично налягане (при заглаждане с хидростаична сфера). Това позволява да се управляват и контролират стойностите на всички технологични параметри, вкл. големината на деформиращата сила. Най-често използваният подход за изследване на разпределението на ОН е провеждане на параметрично изследване за влиянието на технологичните параметри.

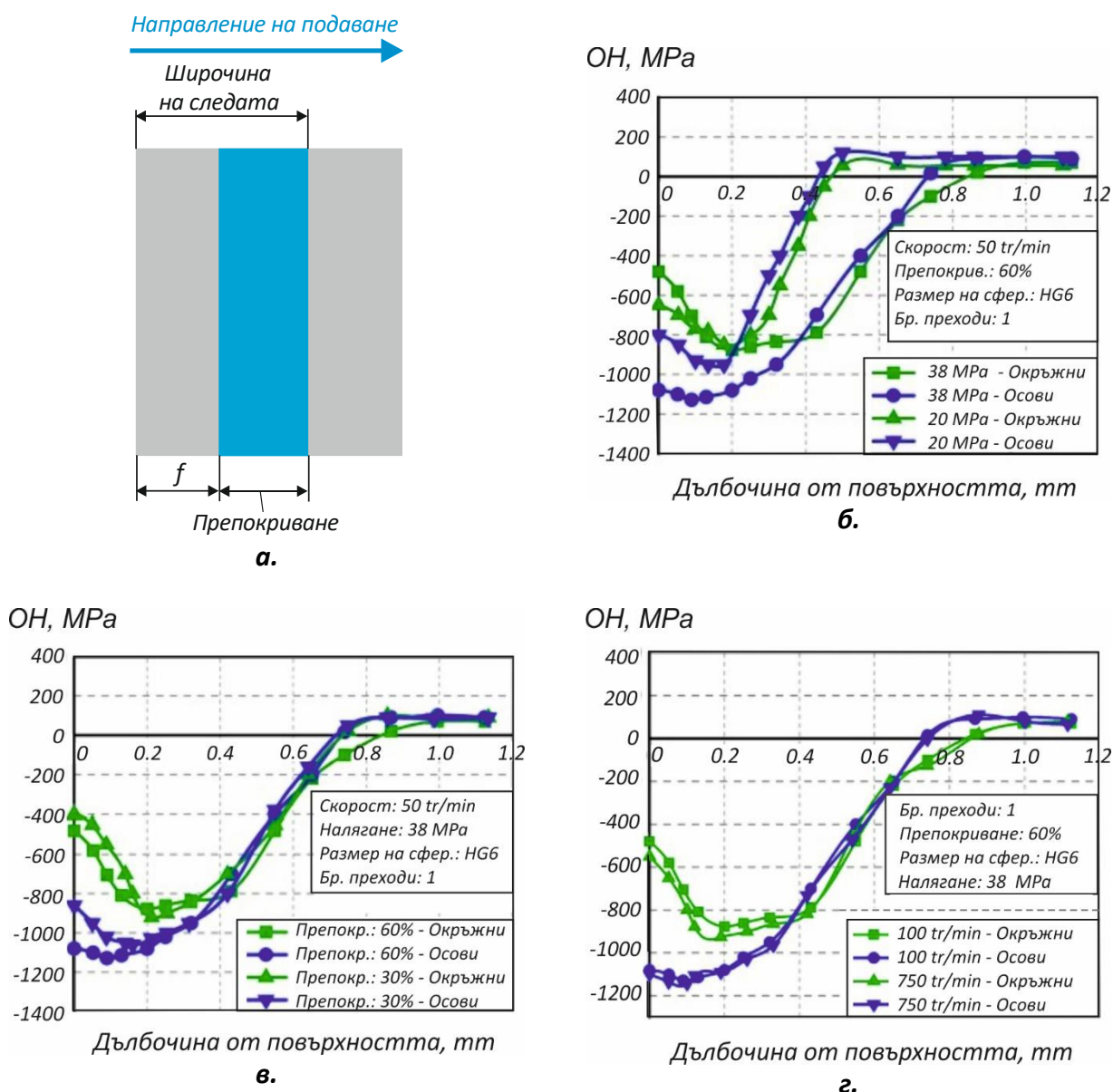
■ С контакт триене при търкаляне

Влиянието на хидростатичното налягане, степента на препокриване и скоростта на деформиране при заглаждане с хидростаична сфера на цилиндрични образци от титанова сплав Ti-6Al-4V е визуализирано на фиг. 3.31 ([Han et al, 2021](#)). Процесът е реализиран като deep rolling, използвайки станция за високо налягане на компанията Ecorol (HGP6.5) и инструмент HG6 (фиг. 3.31б). Степента на препокриване се определя от разликата между широчината на следата (отпечатъка) на деформиращата сфера върху заготовката, експериментално определена за един преход, и големината на подаването $f, mm/rev$ (фиг. 3.31а).

И за двата режима обаче, непосредствено до повърхността (до $\approx 50 \mu m$) ОН са опъновни вследствие изразения термичен ефект.

Високо-енергийното импусно въздействие и бързото разширяване на плазмата при процеса LSP са предпоставка за създаване на дълбоки натискови вълни в материала. Затова LSP има по-голям потенциал за създаване на по-дълбока зона с полезни ОН на натиск в сравнение с

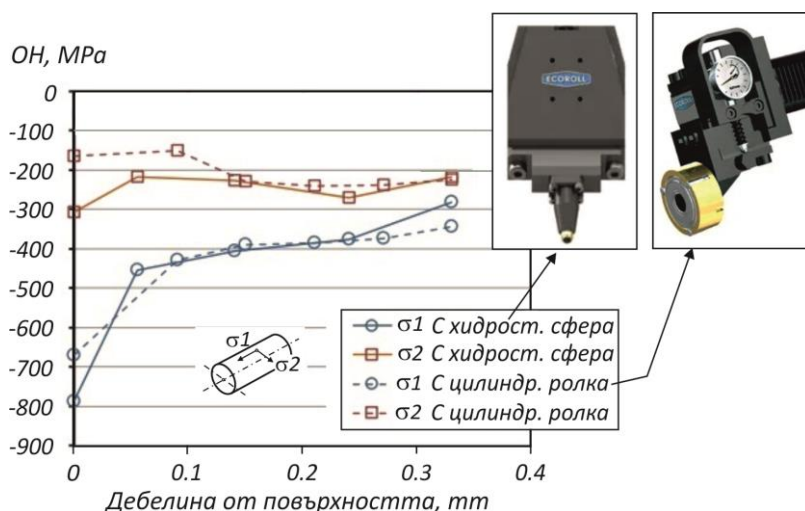
Очевидно, степента на препокриване е зависим параметър, тъй като е функция на останалите параметри.



Фиг. 3.31 Влияние на параметрите на процеса заглаждане с хидростатична сфера върху разпределение на ОН в цилиндрични образци от Ti-6Al-4V (Han et al., 2021)

По-голямото хидростатичното налягане води до увеличаване по абсолютна стойност на повърхностните натискови ОН и по-дълбока натискова зона при осовите ОН и противоположна тенденция в разпределението на окръжните ОН (фиг. 3.31б). По-голямото налягане, респ. по-голямата пластична деформация, измества максималните окръжни натискови ОН на по-голяма дълбочина – феномен, наблюдаван и при други процеси за ППД [(Maximov et al., 2019a); (Maximov et al., 2020)]. Степента на препокриване оказва значителен ефект върху ОН и в двете направления (фиг. 3.31в) следствие ефекта от циклично уякчаване на ПС (Maximov et al., 2019b). В сравнение с другите изследвани параметри, скоростта на обтъркаване

има относително най-малко влияние върху разпределението на ОН. Влиянието ѝ е по-изразено в окръжно направление (фиг. 3.31г), какъвто ефект е установен и след процеса ДЗ (Maximov et al., 2018).

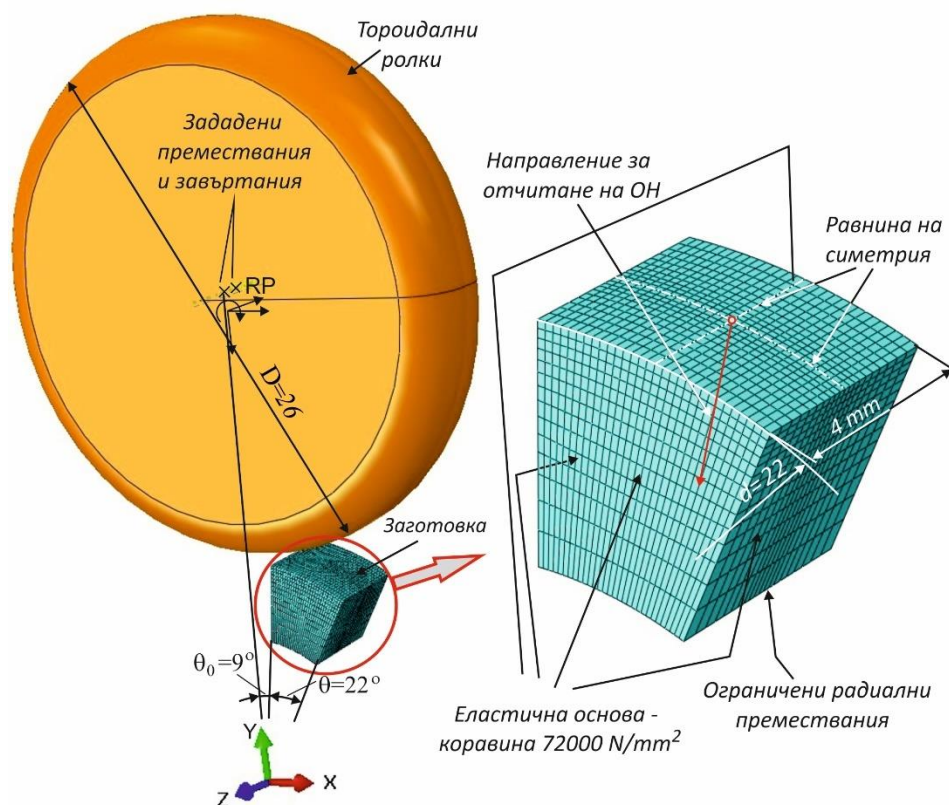


Фиг. 3.32 Сравнение на ОН в сферографитен чугун, въведени чрез обтъркване с цилиндрична ролка и заглаждане с хидростатична сфера (Rodriguez et al., 2020)

Фиг. 3.32 показва сравнение на профилите на ОН в цилиндрични образци от сферографитен чугун, въведени чрез заглаждане с хидростатична сфера и обтъркване с цилиндрична ролка (Rodriguez et al., 2020). Сравнителните тестове са проведени с едни и същи параметри. Процесът обтъркване с цилиндрична ролка е проведен с деформираща сила 550 N, много близка до силата, измерена при използване

на хидростатично налягане 20 МРa. Експерименталните резултати показват определено предимство на заглаждане с хидростатична сфера, особено в аспект на създаване на по-големи по абсолютна стойност повърхностни осови и окръжни натискови ОН (фиг. 3.32). По голямата ефективност на заглаждането с хидростатична сфера може да се обясни с по-голямата пластична деформация поради по-малката контактна площ.

Ефективността на процеса ППД с ТР за въвеждане на полезни ОН в цилиндрични заготовки от високояка алуминиева сплав 2024-T3 е изследвана експериментално и чрез числени симулации (Duncheva et al., 2021a). 3D KE модел на процеса е разработен, използвайки Abaqus CAE 2018 (фиг. 3.33). Предвид незначителния температурен ефект, присъщ на ППД с контакт триене при търкаляне, е проведен механичен KE анализ. От гледна точка на големините на деформиращата сила F_b , процесът съответства на DR и е симулиран чрез контрол по преместване на деформиращата ролка. За целта е проведен предварителен KE анализ за определяне на зависимостта $d_p = d_p(F_b)$, където d_p е дълбочината на проникване на ролката. Влиянието на подаването f върху ОН е симулирано чрез 9 идентични деформиращи ТР, позиционирани една от друга на еднакви осови разстояния, равни на съответната стойност на f . Между ролките и заготовката е зададен нормален и тангенциален контакт с коефициент на триене 0.1. В 3D FE модела е приложен метода на инверсията по отношение на системата ролка – заготовка. В резултат, заготовката е неподвижна, а към ролките е приложена допълнителна ъглова скорост (фиг. 3.33).



Фиг. 3.33 3D KE модел на процеса обтъркаване с ТР

Винтовото движение на ТР спрямо фиксираната заготовка е дефинирано, като на съответните Reference point (RP) на ролките са зададени три трансляции по трите оси и ротация около оста на заготовката (ос Z). Тъй като траекторията на всяка точка RP в равнина XY е окръжност, трансляциите на точките RP по оси X и Y са дефинирани чрез периодични времеви криви. Уравненията им в параметричен вид (с параметър времето t) са:

$$x_{RP} = B \sin \omega t; \quad y_{RP} = -A + A \cos \omega t, \quad (3.19)$$

където: $A = B = \frac{d}{2} + \frac{D}{2} - d_p$ са амплитуди; $\omega = \frac{(\theta + 2\theta_0)\pi}{t_{step} 180}$ е преносната ъглова скорост; θ и θ_0 са центални ъгли (в deg) на моделираната част на заготовката; $t_{step} = \frac{A(\theta + 2\theta_0)}{v} \frac{\pi}{180}$ е времето за един цикъл, v е скоростта на обтъркаване.

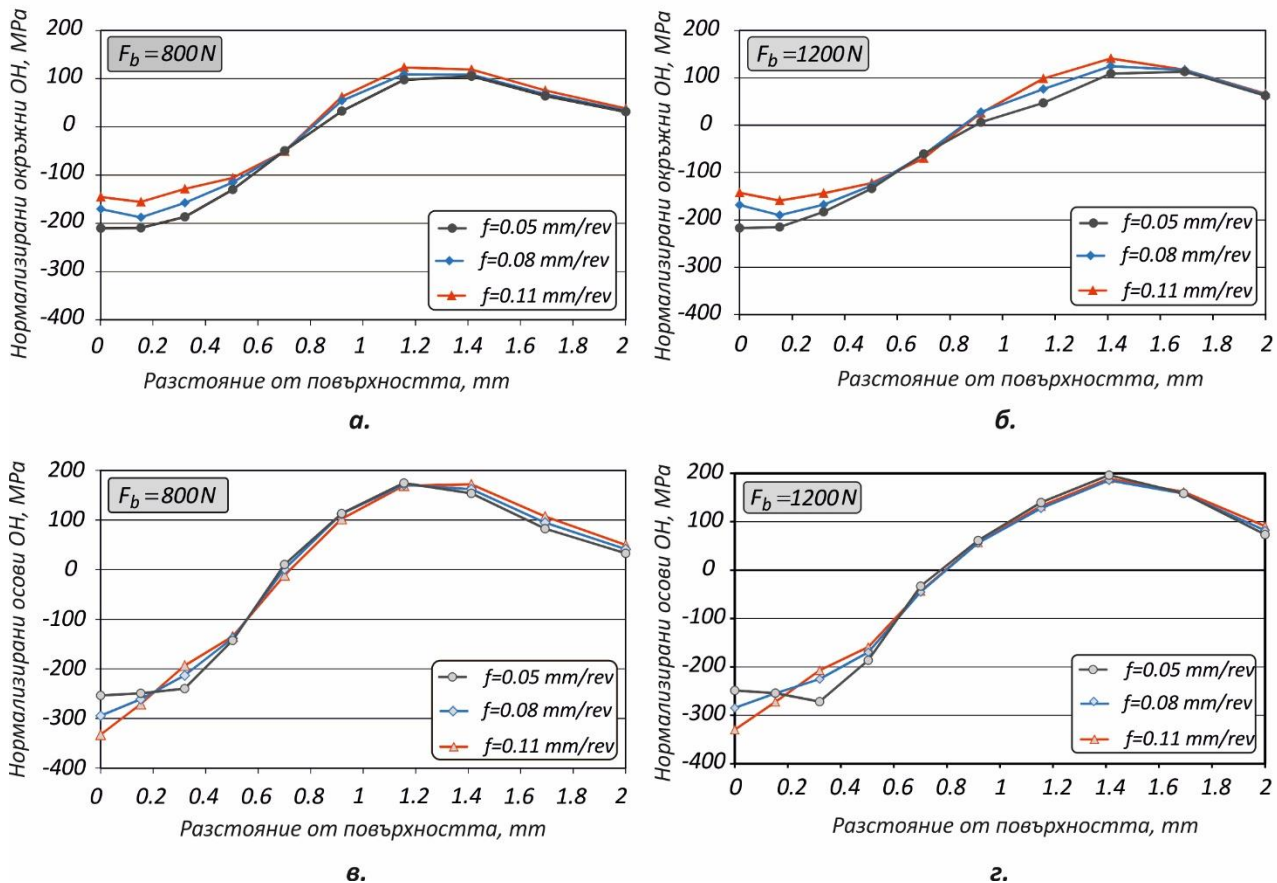
Ротацията на ТР около ос Z е зададена чрез табулирана функция, пропорционална на t_{step} , чиято максимална стойност е:

$$\phi = \frac{A}{0.5D}, rad \quad (3.20)$$

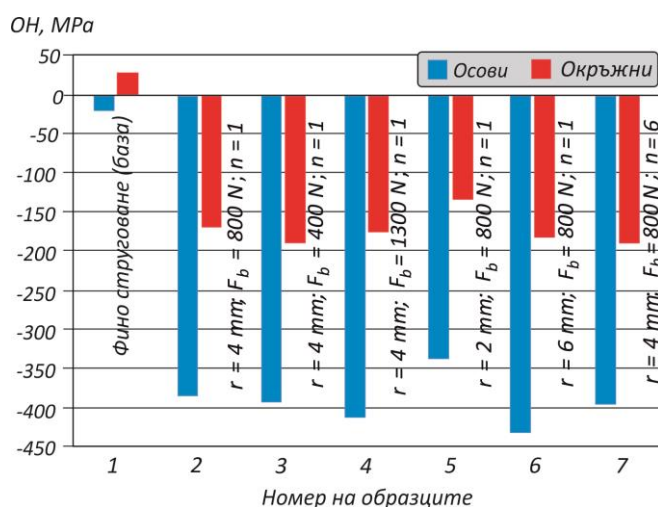
Осовото преместване на ТР е зададено чрез табулирана функция, пропорционална на подаването f .

KE резултати за профилите на осовите и окръжните ОН във функция от подаването и деформиращата сила са показани на фиг. 3.34. Наблюдават се противоположни ефекти за влиянието на подаването f върху двата вида ОН – с увели-

чаване на f , повърхностните окръжни ОН намаляват, а осовите ОН нарастват по абсолютна стойност. За да се максимизират осовите натискови ОН, процесът трябва да се извърши с максимално подаване ($f = 0.11 \text{ mm/rev}$). При постоянно подаване, F_b слабо променя окръжните и осовите повърхностни ОН. Като цяло, увеличаването на F_b води до относително по-дълбока натискова зона.



Фиг. 3.34 РЕЗУЛТАТИ ЗА РАЗПРЕДЕЛЕНИЕТО НА ОН В ЦИЛИНДРИЧНИ ОБРАЗЦИ ОТ АЛУМИНИЕВА СПЛАВ 2024-Т3 СЛЕД ППД С ТОРОИДАЛНА РОЛКА



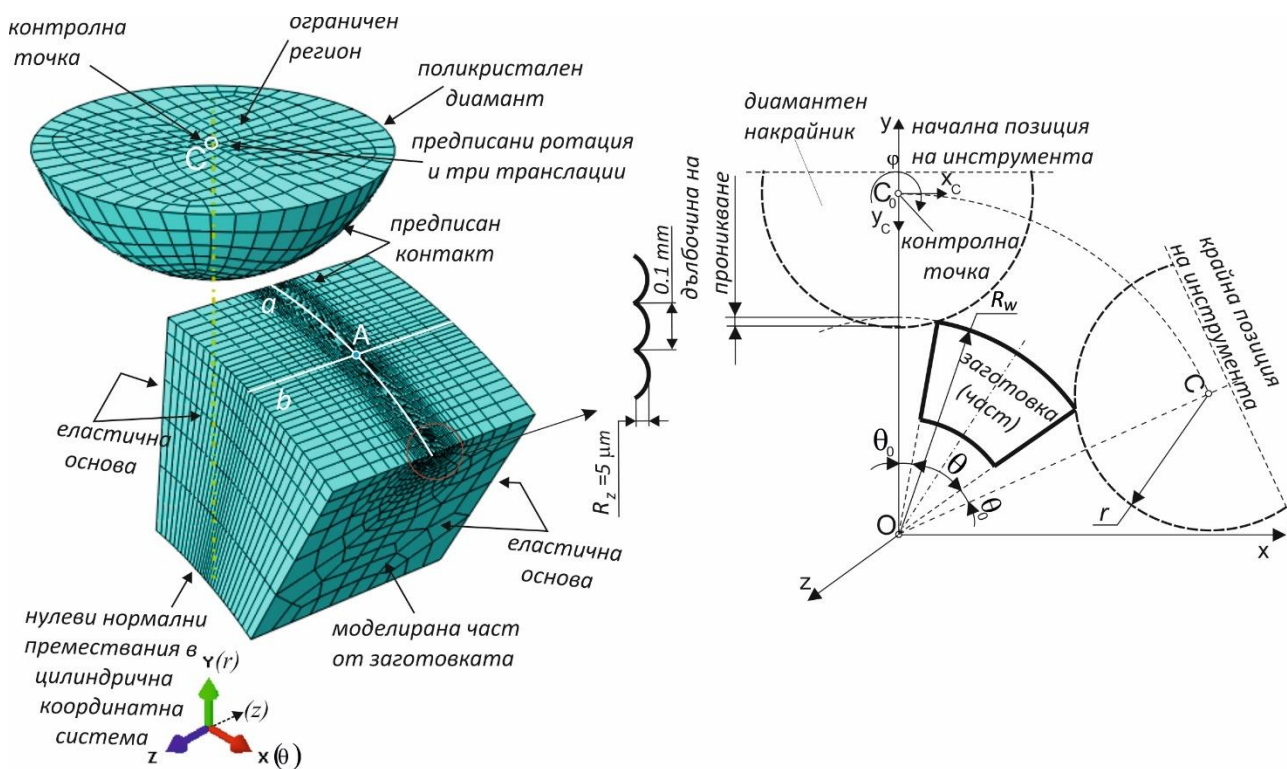
Фиг. 3.35 ОН, ПОЛУЧЕНИ ЧРЕЗ Х-РАУ АНАЛИЗ

Фиг. 3.35 илюстрира влиянието на радиуса r на ТР, деформиращата сила F_b и броя на преходите n върху повърхностните осови и окръжни ОН. За провеждане на експеримента е използвано устройството, показано на фиг. 2.286. В сравнение с образец № 1, приет за база, в образците, подложени на ППД с ТР са измерени значителни осови и окръжни ОН на натиск. Това

доказва ефективността на този процес за въвеждане на полезни ОН във високояка алуминиева сплав 2024-Т3.

■ С контакт триене при плъзгане

КЕ анализ е ефективна алтернатива на експерименталните безразрушителни методи за оценка на ОН, ако е базиран върху адекватни КЕ модели. Задълбочен сравнителен анализ на различни стратегии за КЕ симулации на статични процеси за ППД е проведен от [Maximov et al, \(2021\)](#). Предвид тримерния деформационен процес при статичните процеси за ППД, 3D КЕ модели са по-подходящи. От друга страна, процесите за ППД с контакт с триене при плъзгане по същество са термо-механични процеси. Това беше доказано за най-разпространения процес от тази група – ДЗ (виж Гл. 2, т. 3.2). Следователно, за получаване на реалистични резултати за ОН, въведени чрез ДЗ, е необходим двустранно свързан термо-механичен 3D КЕ модел (фиг. 3.36).



а. б.
Фиг. 3.36 3D термо-механичен КЕ модел на процеса ДЗ
а). общ вид; б). схема за определяне на кинематиката

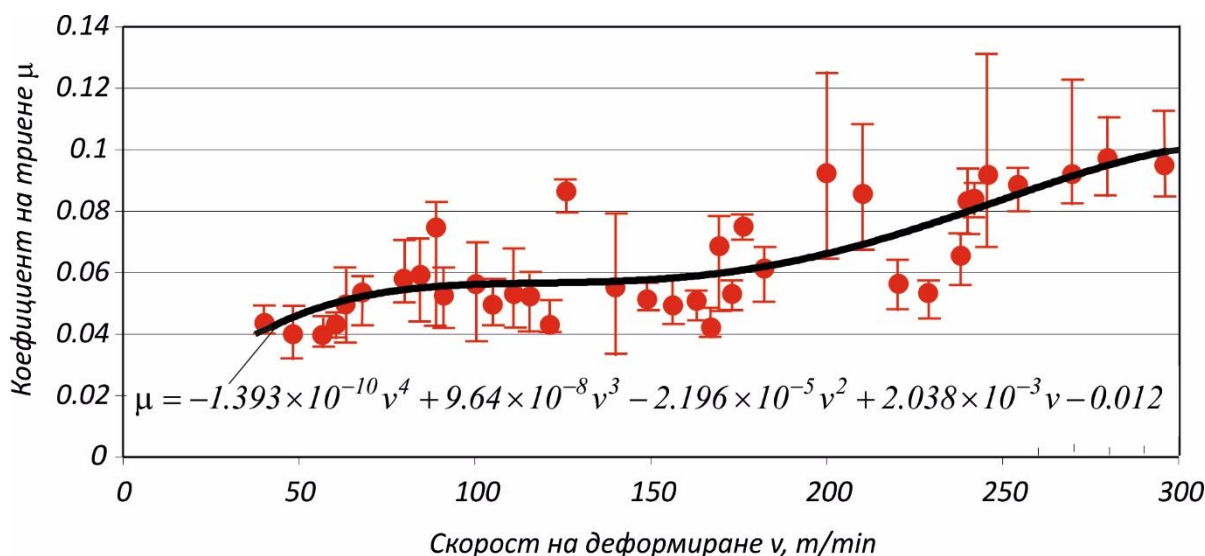
Конститутивният модел на ПС в пластичната област има определящо значение за получаване на реалистични КЕ резултати. Този модел трябва да бъде създаден на основата на експеримент, съответстващ в максимална степен на действителното натоварване на ПС. В проведения свързан термо-механичен 3D КЕ анализ на процеса ДЗ е използван температурозависим конститутивен модел на ПС в пластичната област, разработен за стомана 37Cr4 на основата на тест на проникване и

инверсен КЕ анализ (Maximov et al., 2019c). Температурозависимите материални характеристики, дефинирани в интервала $T \in (0, 270^\circ\text{C})$ са:

$$\begin{aligned}
 C &= -9 \times 10^{-5} T^3 + 0.0468 T^2 - 11.066 T + 12052, \text{MPa} \\
 \gamma &= 3 \times 10^{-7} T^3 - 0.0002 T^2 + 0.0304 T + 36.238 \\
 \alpha|_0 &= -8 \times 10^{-6} T^3 + 0.0044 T^2 - 0.9599 T + 427.68 \text{MPa} \\
 Q_\infty &= -5 \times 10^{-6} T^3 + 0.00025 T^2 - 0.5461 T + 331.97 \\
 b &= 3 \times 10^{-7} T^3 - 0.0002 T^2 + 0.0304 T + 36.238 \\
 E &= (2.0196 - 0.00048 T) \times 10^5 \text{MPa} \\
 \alpha_t &= (11.2 + 0.008 T) \times 10^{-6} \text{m/m}^\circ\text{C},
 \end{aligned} \tag{3.21}$$

където: C е начален кинематичен модул на уякчаване; γ е коефициент, определящ темпа на намаляване на модула на кинематично уякчаване с увеличаване на пластичната деформация; $\alpha|_0$ е граница на провлачване, дефинираща размера на повърхнината на провлачване за нулева големина на пластичната деформация; Q_∞ е максималното изменение на размера на повърхнината на провлачване; b определя темпа, с който този размер се променя с нарастване на пластичната деформация; E е модул на Young; α_t е коефициент на топлинно разширение.

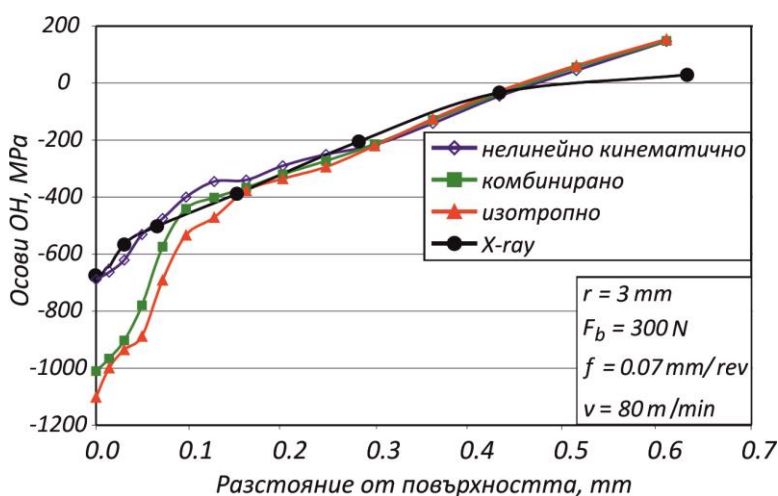
Винтовото движение на върха на диамантния накрайник по отношение на моделираната част на заготовката е зададено чрез три трансляции по трите оси и една ротация около ос Z . Последните са присвоени на контролната точка на диамантния накрайник (фиг. 3.36). Транслациите по оси X и Y са в съответствие с ф-ли (3.19), където: $A = B = R_w + r - d_p$; R_w е радиус на заготовката; r е радиус на сферичната част на инструмента; d_p е дълбочина на проникване на диаманта (виж фиг. 3.36б); $\omega = \phi/t^*$ е ъглова скорост; ϕ е пълнен ъгъл на завъртене около ос Z ; $t^* = \frac{R_w \phi}{v}$ е пълното време; v е скорост на деформиране.



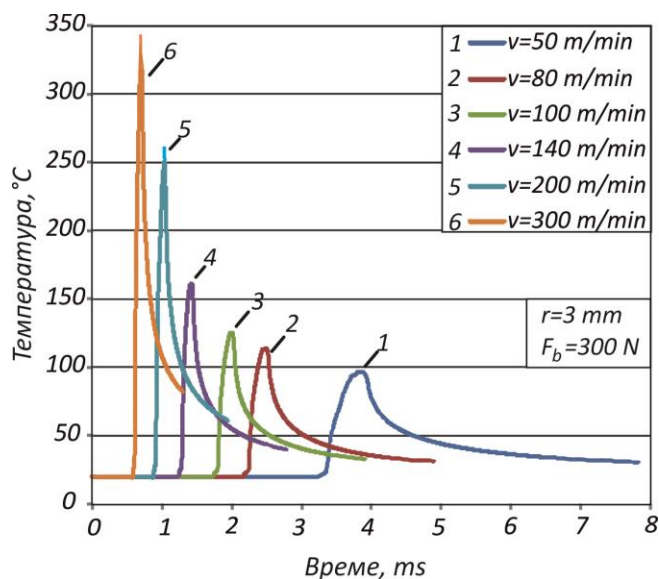
Фиг. 3.37 Изменение на коефициента на триене в зависимост от скоростта на деформиране

Деформиращият инструмент изпълнява общо 10 завъртания около заготовката, респ. осовото му преместване е $Z = 10 f$ (f е подаване) и е симетрично спрямо дъгата „а“ от заготовката (фиг. 3.36а).

Два вида контакт са дефинирани между деформация елемент и третираната повърхнина от заготовката – механичен (нормален и тангенциален, дефиниран с коефициента на триене μ) и термичен (определен от генерираната топлина). Моделирана е началната кинематична грапавост на заготовката в съответствие с използваното подаване при струговане ($f = 0.1 \text{ mm/rev}$) и измерената средна грапавост ($R_a = 1.25 \text{ }\mu\text{m}$). Предвид значението на силите на триене при процеса ДЗ, експериментално е определена зависимостта на коефициента на триене μ между поликристален диамантен накрайник и образци



Фиг. 3.38 *КЕ резултати, получени от 3D термо-механичен анализ за различни модели на уякчаване*

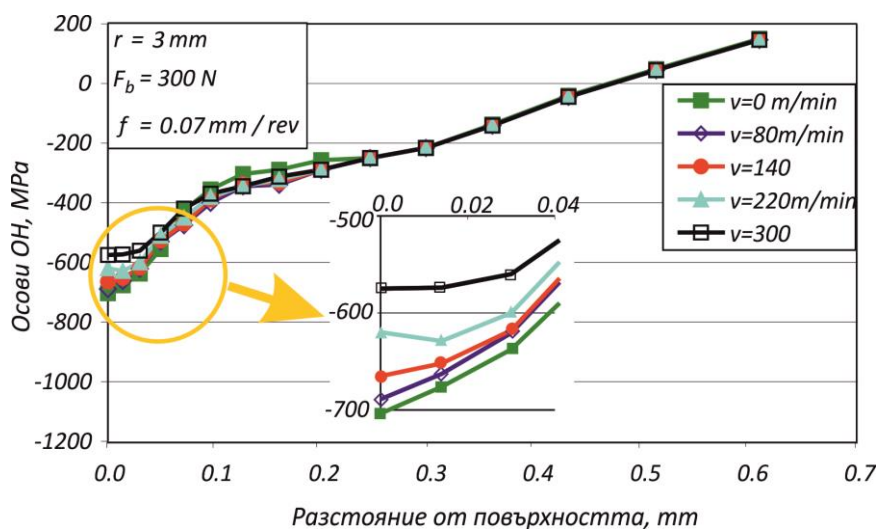


Фиг. 3.39 *Влияние на скоростта на деформиране върху изменението на температурата*

от стомана 37Cr4 от скоростта на деформиране v . Използвана е методологията, разработена от [Maximov et al., \(2015\)](#), като по време на експеримента са поддържани постоянни останалите параметри: деформираща сила $F_b = 300 \text{ N}$; радиус на диамантния накрайник $r = 3 \text{ mm}$; подаване $f = 0.07 \text{ mm/rev}$. Експериментално получената зависимост $\mu = \mu(v)$ (фиг. 3.37) е използвана в КЕ симулации.

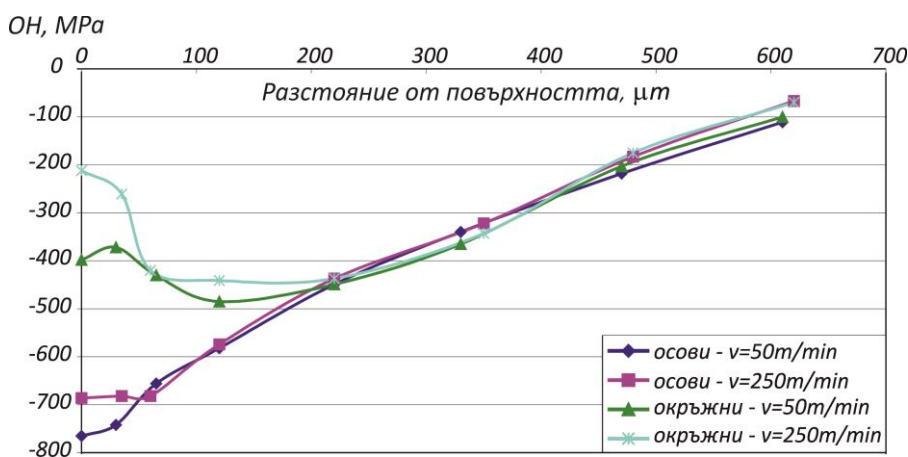
Важна характеристика на поведението на материала в пластичната област е моделът на уякчаване ([Дунчева, 2017](#)). Фиг. 3.38 доказва влиянието му върху разпределението на осовите ОН, отчетени за възлите, лежащи в пресечницата на двете равнина на симетрия на моделираната част на заготовката (дефинирана чрез дъгата „а“ и

образуващата „b“, фиг. 3.36a). Сравнението на КЕ резултати за разпределението на осовите ОН, получени за различни модели на уякчаване, с експериментално определени чрез X-ray diffraction анализ, показва, че за КЕ симулации на



Фиг. 3.40 Влияние на скоростта на деформиране върху разпределението на осовите ОН

уякчаване. Локалното повишаване на температурата се характеризира с много голям градиент, тъй като се проявява за много малко време (фиг. 3.39). Резултатите потвърждават наличието на забележим смекчаващ ефект, когато ДЗ се реализира със скорост на деформиране $v > 80 \text{ m/min}$ (фиг. 3.39). Фиг. 3.40 показва, че за скорости на деформиране в интервала $v = 80 - 300 \text{ m/min}$, смекчаващият ефект



Фиг. 3.41 Разпределение на ОН след ДЗ в образци от стомана AISI 316Ti в зависимост от скоростта на деформиране

процеса ДЗ на стомана 37Cr4, най-подходящ е моделът на нелинейно кинематично уякчаване.

Фиг. 3.39 показва влиянието на скоростта на деформиране върху изменението на температурата във възел „А“ от заготовката (фиг. 3.36a). Симулациите са проведени, използвайки избрания модел на

причинява редукия на абсолютните стойности на осовите ОН на натиск в ПС.

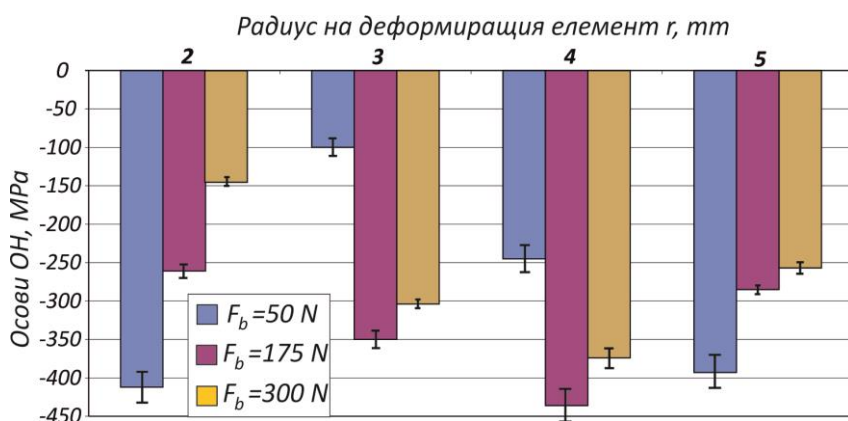
Фиг. 3.41 показва резултати от X-ray diffraction анализ за разпределението на ОН в цилиндрични образци от аустенитна хромникелова стомана AISI 316Ti, въведени чрез ДЗ (Maximov et al.,

2018). Образците са обработени с определени оптимални параметри, минимизиращи получената грапавост ($r = 2 \text{ mm}$; $F_b = 200 \text{ N}$; $f = 0.06 \text{ mm/rev}$), но с различни скорости на деформиране. Типично за цилиндрични повърхнини,

повърхностните осови ОН са значително по-големи по абсолютна стойност в сравнение с окръжните ОН. По-голямата скорост на деформиране води до намаляване и на двата вида ОН в ПС и ППС на дълбочина $\approx 60 \mu m$. Голямата скорост на полиране предизвиква два ефекта: по-голяма скорост на деформация в ПС; повече генерирана топлина. Първият ефект се изразява в повишаване на границата на провлачване на деформирания микрообем материал, което рефлектира в по-малка степен на пластична деформация. Вторият ефект се изразява в създаване на термични напрежения на опън в ПС. В резултат и двата

ефекта причиняват редуциране на полезните ОН на натиск в ПС.

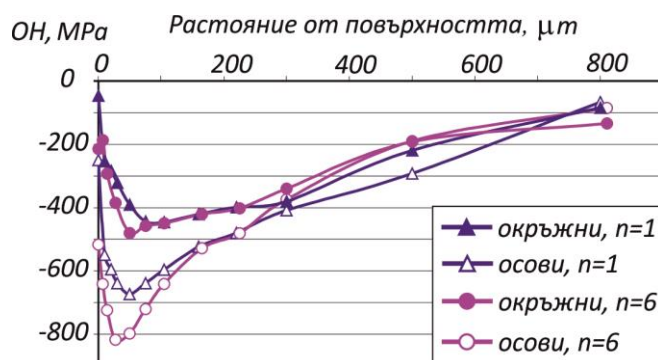
Предвид ключовото значение на високоякителите алуминиеви сплави в аероиндустрията, интерес представлява влиянието на основните технологични параметри на ДЗ в аспект на ОН. За алуминиева сплав D16T експериментално е установено, че дефор-



Фиг. 3.42 Влияние на деформиращата сила и радиуса на диамантния накрайник върху повърхностните ОН при ДЗ на алуминиева сплав 2024-T3

миращата сила F_b и радиуса на закръгление на диамантния накрайник r имат най-силно влияние върху SI (Maximov et al., 2017). Поради това при X-ray diffraction експеримента за оценка на повърхностните осови ОН в цилиндрични образци от алуминиева сплав 2024-T3, фокусът е поставен върху влиянието на F_b и r (фиг. 3.42) (Maximov et al., 2017a). Резултатите показват различни тенденции на влиянието на F_b и r върху изменението на ОН при постоянни стойности на другите два параметъра ($f = 0.05 \text{ mm/rev}$; $v = 100 \text{ m/min}$). За граничните стойности на изменение на радиуса ($r = 2 \text{ mm}$, $r = 5 \text{ mm}$), увеличаването на F_b води до намаляване на абсолютните стойности на повърхностните ОН, но за средата на диапазона на изменение на радиуса, тенденцията е различна. При постоянни стойности на подаването и скоростта на деформиране, комбинацията от средната стойност на деформиращата сила ($F_b = 175 \text{ N}$) и $r = 4 \text{ mm}$ осигурява максимална пластична деформация в ПС, и оттам – максимални натискови повърхностни осови ОН.

Ефективността на ДЗ за значително подобряване на SI, УД и трибологичното поведение на ротационни компоненти от алуминиеви бронзи е доказана чрез широки експериментални изследвания [(Duncheva et al., 2021); (Duncheva et al., 2022), (Duncheva et al., 2022a), (Duncheva et al., 2022b)]. Когато алуминиевите бронзи имат еднофазна структура, респ. съдържат по-малко от 8.5 % Al, същите не могат да се термообработват (Максимов и др., 2022). Следователно, подобряване



Фиг. 3.43 Влияние на броя на преходите при ДЗ върху разпределението на ОН в бронз CuAl8Fe3

на SI на такива бронзи може да се постигне само чрез ППД. Използвайки параметрите на процеса, получени чрез многоцелева оптимизация на ДЗ на образци от еднофазен α – Си бронз Cu-Al8-Fe3, е доказано, че ДЗ може да се прилага като т.н. mix (смесен) burnishing процес (Duncheva et al., 2022a), тъй като осигурява благоприятна комбинация от параметри на ПТ и големи по абсолютна стойност

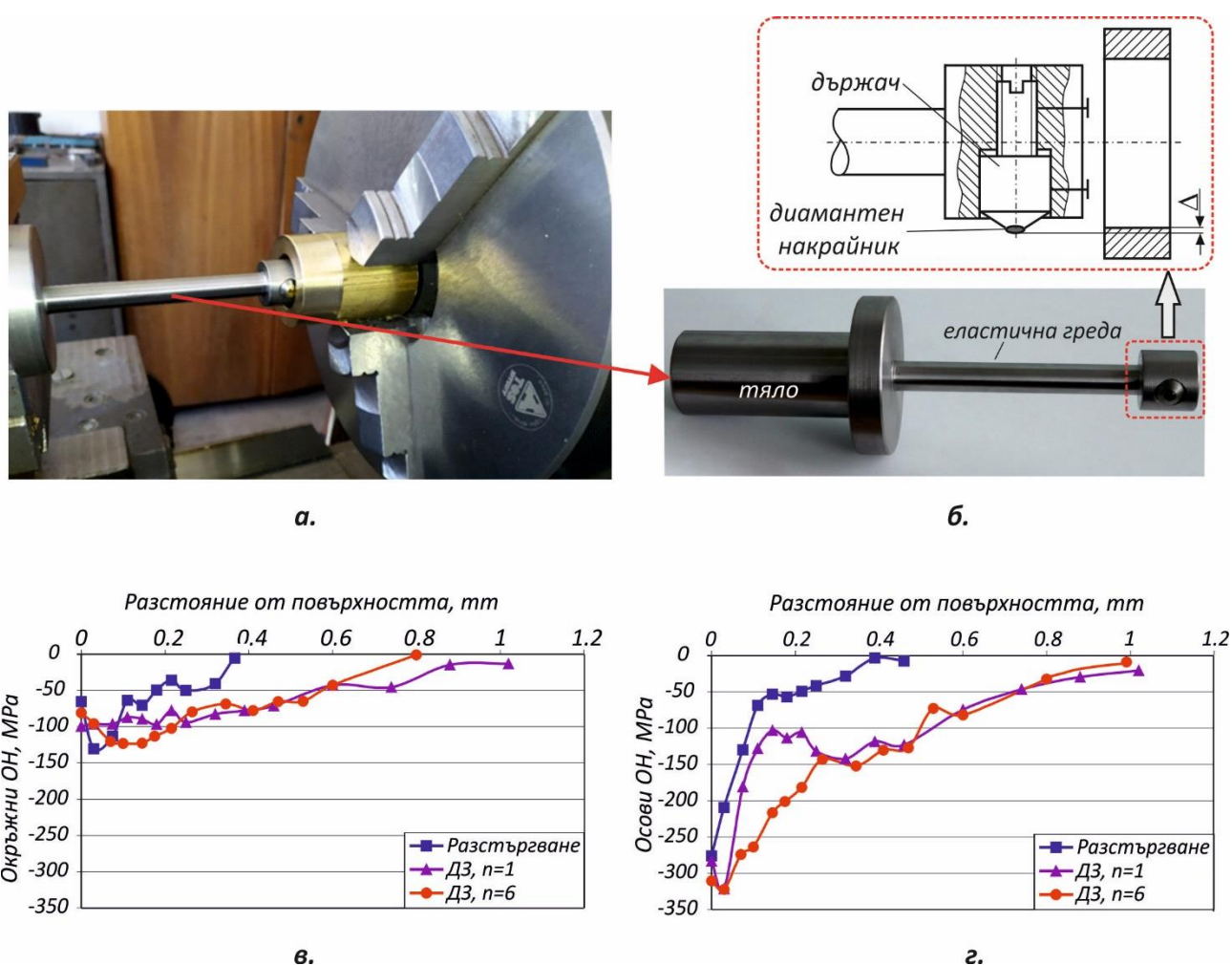
натискови окръжни и осови ОН в ПС. Създадената натискова зона е на дълбочина, по-голяма от 0.8 mm и за двата вида ОН (фиг. 3.43). Прилагането на процеса като многопреходна технология с брой на преходите $n = 6$ увеличава максималните натискови ОН, като този ефект е по-изразен за осовите ОН.

ДЗ е доказано ефективен процес за обработване на конструкционни елементи, чиито срок на експлоатация се лимитира от SI на отворите в тях – скрепителни отвори в краищата на жп релси (Maximov et al., 2014), отвори в закрепващите планки в наставовите възли на жп. релсите (Maximov et al., 2019a), втулки за плъзгащи лагери (Duncheva et al., 2022). Типично приложение на алуминиевите бронзи е за изработване на втулки за плъзгащи лагери, работещи в условията на ударно и знакопроменливо натоварване. В този контекст ДЗ е особено подходящ процес за довършващо обработване на отворите, тъй като осигурява много ниска грапавост (виж фиг. 2.29), повишена микротвърдост и полезни ОН на натиск (Duncheva et al., 2022a). Фиг. 3.44а показва реализация на процеса върху универсален струг за обработване на отворите в лагерни втулки от двуфазен алуминиев бронз Cu-Al9-Fe4 (Duncheva et al., 2022), използвайки изработено устройство за ДЗ на отвори с еластична греда (фиг. 3.44б). Деформиращата сила F_b се задава при позициониране на устройството непосредствено преди ДЗ посредством разстоянието в радиално направление между върха на диамантния деформиращ елемент и повърхнината на отвора. Физически това разстояние е равно на провисването Δ при огъване на еластичната греда, което се определя с известната формула:

$$\Delta = \frac{F_b l^3}{3 E J}, \quad (3.22)$$

където: l е дължина на еластичната греда, E е модул на Young, $J = \frac{\pi d^4}{64}$ е осов инерционен момент на напречното сечение на еластичната греда, d е диаметър на напречното сечение на гредата.

Фиг. 3.44 в, г показват резултати от X-ray diffraction анализ за сравнение на профилите на окръжните и осовите ОН, получени след ДЗ с един преход ($n = 1$), с шест прехода ($n = 6$) и конвенционалния процес на разстъргване на отворите (шлифоването е неподходящ процес при обработване на цветни сплави). Профилите на окръжните (фиг. 3.44 в) и осовите ОН (фиг. 3.44г) показват наличие на натискови зони под повърхността на отворите и в трите образеца. Както е потвърдено многократно за ротационни образци, разпределението на осовите ОН се характеризира с по-интензивна зона на натиск в близост до третираните повърхности, в сравнение с разпределението на окръжните ОН. Обработването на отвора чрез разстъргване води до значителни повърхностни осови ОН ($\approx 270 \text{ MPa}$) (фиг. 3.44в) и значително по-ниски по абсолютна стойност окръжни повърхностни ОН (65 MPa) (фиг. 3.44в) в сравнение с ДЗ.

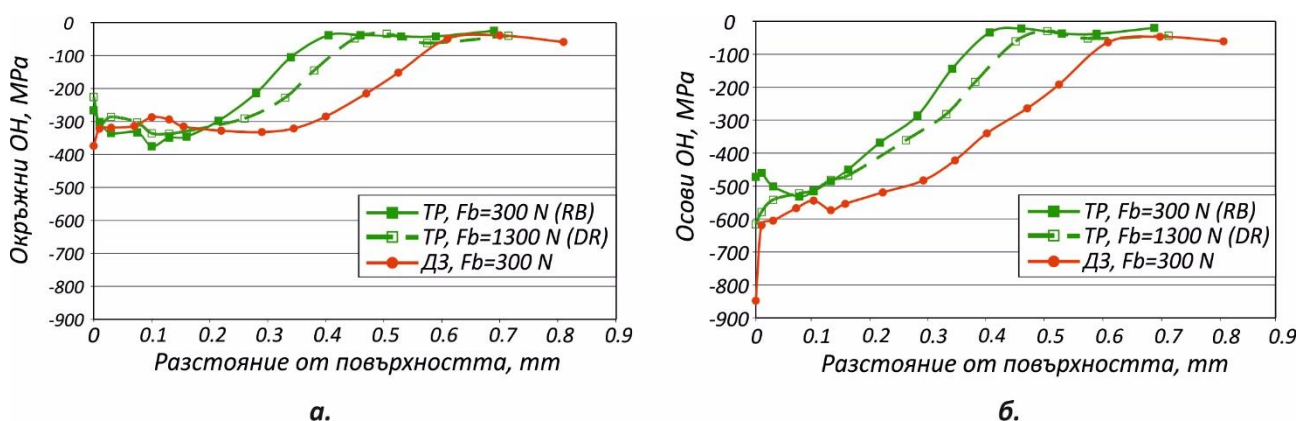


Фиг. 3.44 Сравнение на ОН, въведени чрез различни обработки на отвори в бронз Cu-Al9-Fe4
а). реализация на процеса ДЗ; б). устройство на ДЗ на отвори
в). окръжни ОН; г). осови ОН

Натисковата зона, въведена чрез разстъргване, се наблюдава на относително малка дълбочина от повърхността на отвора, до ($\approx 0.4 \text{ mm}$). Напреженията на натиск, въведени чрез разстъргване близо до повърхността на отвора, се дължат

до голяма степен на високата пластичност на изследвания бронз. Профилите на двата типа ОН в образците, обработени чрез ДЗ (фиг. 3.44в, г) потвърждават ефективността на процеса ДЗ в сравнение с конвенционалния случай. ДЗ с $n = 6$ изтласква натисквата зона на по-голяма дълбочина в сравнение с еднопроходния процес, като този ефект е по-изразен за осовите ОН. Получените резултати показват предимството на процеса ДЗ по отношение на дълбочината на въведената натисква зона – в образца, обработен с ДЗ с $n = 6$ дълбочината на натисквата зона надвишава 1 mm .

Интерес представлява сравнението в аспект на въведени ОН между ДЗ и други статични процеси за ППД, използващи контакт с триене при търкаляне. Фиг. 3.45 показва резултатите от X-ray diffraction анализ за профилите на окръжните и осови ОН, въведени чрез ДЗ с деформираща сила $F_b = 300\text{ N}$ и заглаждане с TP (фиг. 2.28б) в два варианта, различаващи се само по големината на деформиращата сила – съответно с $F_b = 300\text{ N}$ (RB) и с $F_b = 1300\text{ N}$ (DR) (виж Гл. 2. т. 3.1)) (Maximov et al., 2020a). За всеки от трите процеса останалите технологични параметри са едни и същи: $r = 4\text{ mm}$, $f = 0.05\text{ mm/rev}$, $v = 100\text{ m/min}$. По този начин, сравнявайки ДЗ с RB, може да се оцени влиянието на вида на контакта върху ОН. Материалът е средно-въглеродна ниско легирана стомана 41Cr4.

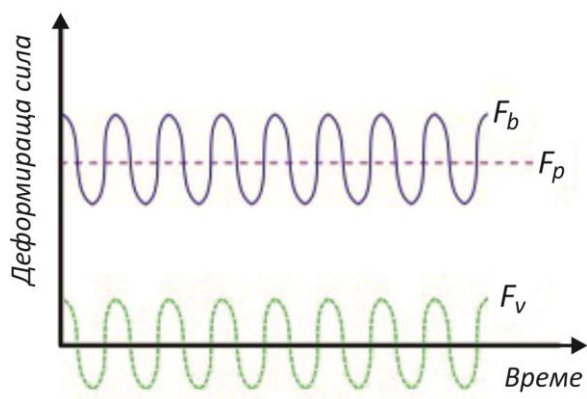


Фиг. 3.45 Разпределение на ОН в стомана 41Cr4, въведени чрез ДЗ, RB и DR

Процесът ДЗ осигурява значително по-големи повърхностни ОН на натиск, както и по-дълбока зона на натиск. В сравнение с RB, ДЗ създава с 46% по-големи окръжни ОН и с 77% по-големи осови ОН в ПС. Тези разлики се обръщат, когато процесът ДЗ се сравнява с процеса DR: ДЗ въвежда с 72% по-големи окръжни ОН и с 39% по-големи осови ОН. Същевременно, дълбочината на натисквата зона след ДЗ е по-голяма от дълбочината на натисквите зони след RB и DR. По-голямата ефективност на процеса ДЗ може да се обясни с по-голямата еквивалентна пластична деформация в ПС.

6. Технологични възможности на хибридни и комбинирани SE процеси за създаване на зона с полезни ОН на натиск

Едно от перспективните направления в SE е разработването на технологични процеси, базирани върху различни въздействия върху ПС и ППС. Могат да се съчетават различни по вид въздействия (най-често механични, термични и химико-термични), както и такива от един и същи вид, но с различен характер (например механични статични и динамични). Големият потенциал на този подход се определя от възможността за получаване на синергиен ефект по отношение на SI следствие от подходящо съчетаване на различни въздействия. Според начина на съчетаване на въздействията във времето, са възможни два подхода: 1). Едновременно; 2). Последователно. При втория подход може да се регистрира и изследва еволюцията на характеристиките на SI, в т.ч. и ОН, в корелация с приложените въздействия. В литературата липсва общоприета терминология на SE процеси, базирани върху различни въздействия. В различен контекст по-често се използва терминът „хибриден процес“, но се среща и „комбиниран процес“. За да се избегне това двусмислие, в настоящия труд се предлагат следните наименования на основните групи SE процеси според начина на аранжиране на въздействията във времето: 1). Хибридни процеси – различни въздействия се прилагат едновременно; 2). Комбинирани процеси – различни въздействия се прилагат последователно. В този раздел са разгледани технологичните възможности на хибридни и комбинирани процеси, включващи ППД, от гледна точка на въведените ОН.



Фиг. 3.46 Компоненти на деформиращата сила (Jerez Mesa et al, 2021)

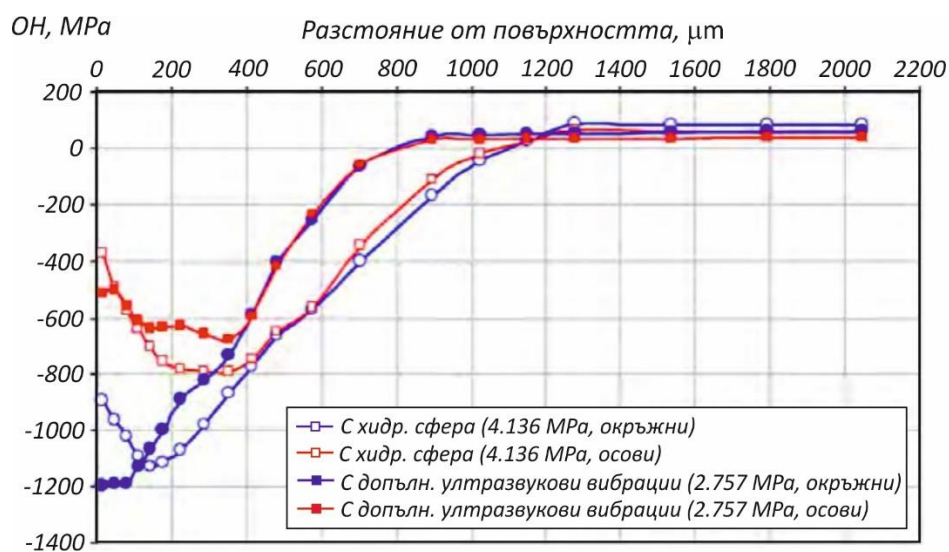
6.1. Разпределение на ОН, въведени чрез хибридни SE процеси

ППД с деформираща сфера с допълнителни вибрации (Vibration-assisted ball burnishing (VABB)) е хибриден процес, при който статичният ППД процес обтърналване със сфера се надгражда с допълнително вибрационно движение на сферата нормално на третираната повърхнина (Jerez Mesa et al, 2021). По този начин деформиращата сила F_b е суперпозиция от статичната компонента от предварително натоварване F_p и динамичната (вибрационна) компонента F_v (фиг. 3.46):

$$F_b = F_p + F_v \quad (3.23)$$

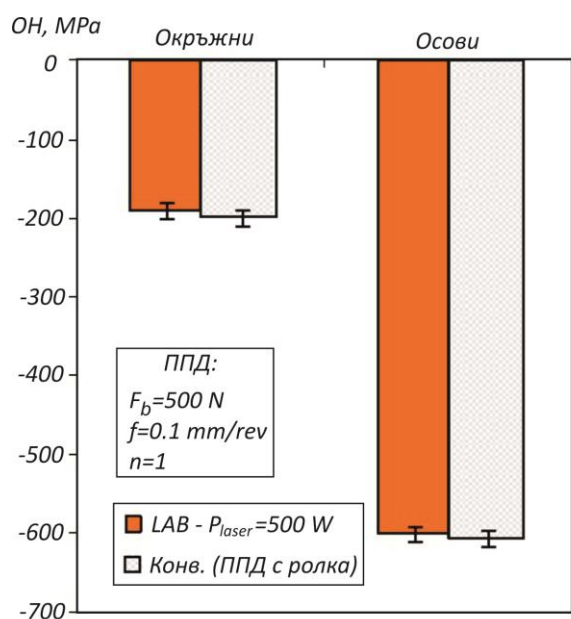
За първи път ППД с деформираща сфера с допълнителни вибрации се

представя от [Marakov, \(1973\)](#) като „Ultrasonic burnishing“. Използват се вибрации с честота 41.5 kHz и ампли-туда $5 - 10\text{ }\mu\text{m}$. Първоначално процесът е презентиран за индустриални приложения, като е представена хипотезата, че вибрационното движение на сферата едновременно с подавателното движение, има подобен ефект върху ПС, както, ако са приложени последователни удари. Получените резултати след VABB показват съществена разлика от описания аналог. Към момента няма научно обяснение на наблюдавания феномен, тъй като е невъзможно да се оцени действителното взаимодействие на деформиращата сфера с ПС поради вибрационното движение, както и предаването на деформационната вълна в ППС на материала ([Jerez Mesa et al, 2021](#)). Научните изследвания през последните десетилетия доказват, че резултатите, получени след VABB, се различават от конвенционалния статичен процес на ППД, поради следните две основни причини: 1). Активиране на акусто-пластичен ефект върху третирувания материал; 2). Промяна в динамиката на взаимодействие на деформиращата сфера и ПС по време на търкаляне. Акусто-пластичният ефект се проявява в намаляване на квазистатичното напрежение, на което материалът е подложен при пластично деформиране, чрез наслагване на вибрационен сигнал към силата, причиняваща това напрежение ([Jerez Mesa et al, 2021](#)). Независимо, че за първи път акустопластичният ефект е докладван през 1955 г. за чисти цинкови кристали, той се проявява и за металните сплави в различна степен според свойствата им ([Izumi et al, 1966](#)). Акустопластичният ефект е доказан експериментално по отношение на разнообразни материали, но физическата му същност е спорна, тъй като не е изяснен източникът, който го причинява: 1). Промяна на микроструктурата като реакция на външния източник на вибрации; 2). Отговор на увеличената мощност на системата, но без промяна в поведението на материала. По отношение на ОН, акустопластичният ефект може да се прояви в две посоки: следствие смекчаване или уякчаване на ПС ([Langenecker, 1966](#)).



Фиг. 3.47 Сравнение на профилите на ОН, получени след UVABB и загладяне с хидростатична сфера ([Bozdana and Gindy, 2008](#))

Фиг. 3.47 показва потенциала на хибридния процес с ултразвукови вибрации (ultrasonic vibration-assisted ball burnishing (UVABB) върху титанова сплав Ti-6Al-4V (Bozdana and Gindy, 2008).

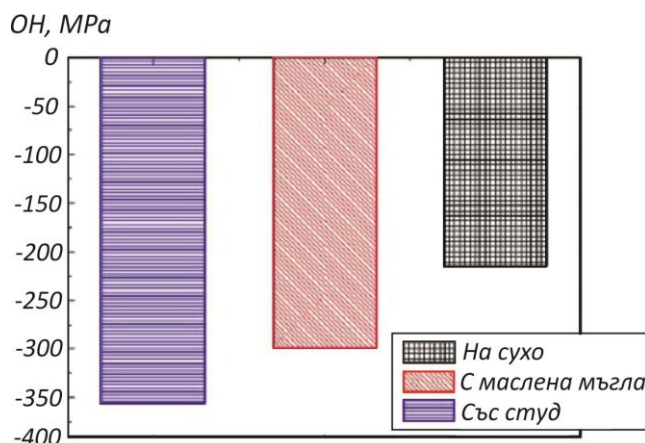


Фиг. 3.48 Сравнение на профилите на ОН, получени след LAB и обтъркаване с ролка (Bozdana and Gindy, 2008)

Използван е конвенционален инструмент за заглаждане с хидростатична сфера, монтиран върху фрезова машина и пиезоелектричен преобразовател за предаване на вибрации с честота 20 kHz и амплитуда $6.75\text{ }\mu\text{m}$. Процесът UVABB осигурява значително по-големи натискови ОН на повърхността и в дълбочина в сравнение с конвенционалния статичен ППД процес. Този резултат е постигнат с $\approx 50\%$ от големината на статичната деформираща сила, приложена при конвенционалния процес. Както може да се очаква

обаче, получената грапавост след UVABB е влошена в сравнение с конвенционалния ППД процес (Jerez Mesa, 2018).

Други хибридни SE процеси са тези, при които механичното въздействие върху ПС и ППС при статични ППД процеси се съчетава с термично въздействие – топлинно или със студ. Типичен хибриден процес, реализиран в условията на повишена температура, е ППД с допълнително лазерно въздействие (Laser-assisted burnishing (LAB)) (Tian and Shin, 2007). LAB се реализира чрез временно и



Фиг. 3.49 Влияние на условията на средата при ДЗ на стомана 17-4 PH върху повърхностните ОН (Sachin et al., 2019)

контролирано локално въздействие с лазерен лъч върху третиранията повърхнина, след което веднага се подлага на статичен процес за ППД. Полученият временен смекчаващ ефект непосредствено преди ППД рефлектира в по-голяма пластична деформация. Позитивни ефекти от смекчаващия ефект в аспект на SI са по-ниска получена грапавост и по-висока твърдост. Фиг. 3.48 показва сравнение на повърхностните ОН в образци от отгрята

стомана AISI 4140, получени след хибриден LAB процес и конвенционалния му аналог, реализиран с конусна деформираща ролка. Използван е непрекъснат Nd:YAG лазер с диаметър на лъча $d_{laser} = 4\text{ mm}$, мощност $P_{laser} = 500\text{ W}$ и оптично влакно, осигуряващо необходимата гъвкавост при позициониране на лазерния лъч по отношение на детайла и деформиращата ролка. Фиг. 3.48 показва незначително редуциране на натисковите осови и окръжни ОН след LAB следствие от температурния ефект.

Контрапункт на LAB е ППД с допълнително въздействие със студ (Cryogenic burnishing). Целта е редуциране на генерираната топлина в контактната зона между деформиращия елемент и обработената повърхнина. Като цяло, позитивният ефект се изразява в повишаване на корозионната устойчивост (следствие значително по-малката повърхностна енергия) и ефекта на модифициране на микроструктурата на някои материали: титанова сплав (Tang et al., 2016), алуминиева сплав 7050-T7451 (Huang et al., 2015), магнезиева сплав Mg-Al-Zn (Pu et al., 2011). Отчитайки термо-механичната природа на процеса ДЗ, типичен хибриден процес от тази група е ДЗ с допълнително въздействие със студ (Cryogenic diamond burnishing (CDB)), посредством течен азот [(Sachin et al., 2019); (Sachin et al., 2019b)]. Фиг. 3.49 показва влиянието на температурата в зависимост от средата по време на ДЗ върху повърхностните ОН в неръждаема мартензитна стомана 17-4 PH. Обект на сравнение са три варианта: с охлаждане с течен азот (CDB) (доставен в зоната на обработване с дебит 0.45 kg/min), с маслена мъгла (minimum quantity lubrication (MQL)) (използвана е дюза с дебит 70 ml/h) и на сухо. Както може да се очаква, повърхностните натискови ОН нарастват с намаляване на генерираната топлина и са максимални по абсолютна стойност при CDB (Фиг. 3.49). Може да се приеме, че при CDB механизмът на създаване на ОН напълно съответства на „студения модел“ (виж т. 1.2).

6.2. Разпределение на ОН, въведени чрез комбинирани SE процеси

Комбинираните SE процеси се развиват в две основни направления: 1). Модифициране на ПС чрез прилагане на последователни въздействия без добавяне на материал; 2). Модифициране на ПС чрез прилагане на последователни въздействия с добавяне на материал. Първата група комбинирани процеси може да се раздели на две подгрупи: 1.1). Без промяна на химичния състав на материала; 1.2). На основата на дифузия на нови химични елементи в ПС. Според начина на добавяне на материал, втората група комбинирани процеси включва следните подгрупи: 2.1). Техники за нанасяне на покрития, тънки слоеве или получаване на градиентни структури върху основа на метали и сплави (например чрез PVD, CVD, КЕП); 2.2). Адитивни процеси (процеси за послойно изграждане).

Maximov et al., (2022) изследват комбинирани процеси, включващи последователни въздействия следствие различни термични обработки и ДЗ върху механичните характеристики, УД и износоустойчивостта на двуфазен бронз с β -трансфор-

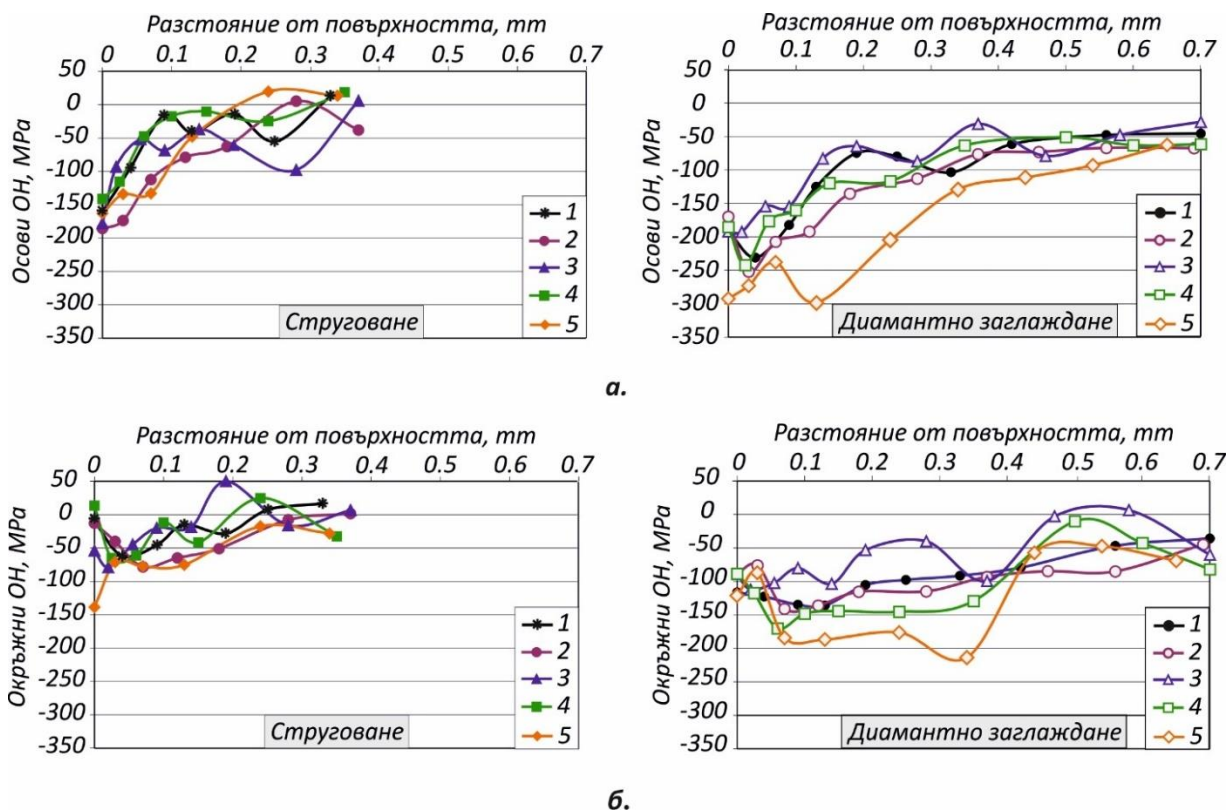
мация Cu-10Al-5Fe (β -трансформация е възможна при нагряване, когато съдържанието на Al надвишава 9.4 wt%). Обект на изследване са две основни групи образци, съответно без ДЗ (струговани) и подложени на ДЗ. Всяка основна група съдържа по пет групи образци, термообработени по различен начин (табл. 3.2):

Видове термообработки

Таблица 3.2

№ група	Термообработка
1	В състояние на доставка (без термична обработка)
2	Отгряване при 720°C за 3 часа и охлаждане в пещта
3	Нагряване при 920°C за 1 час и закаляване във вода
4	Нагряване при 920°C за 1 час и закаляване във вода, отвърщане при 600°C за 3 часа и охлаждане на въздух
5	Нагряване при 920°C за 1 час и закаляване във вода, отвърщане при 300°C за 3 часа и охлаждане на въздух

Процесът ДЗ е реализиран със следните параметри: радиус на диамантния накрайник $r = 4 \text{ mm}$; деформираща сила $F_b = 345 \text{ N}$; подаване $f = 0.07 \text{ mm/rev}$; скорост на деформиране $v = 80 \text{ m/min}$. Тези параметри осигуряват едновременно ниска грапавост и висока микротвърдост и са селектирани на основата на предишно изследване (Duncheva et al., 2021).



Фиг. 3.50 Разпределение на осовите и окръжни ОН в бронз Cu-10Al-5Fe в зависимост от приложените въздействия

1 – в състояние на доставка; 2 – след отгряване; 3 – след закаляване; 4 – след закаляване и отвърщане при 600°C; 5 – след закаляване и отвърщане при 300°C

Фиг. 3.50 показва разпределението на осовите и окръжни ОН, съответно след струговане и след DB. Трябва да се отбележи, че ОН в термообработените струговани образци са суперпозиция от три състояния: 1). След изработване на прътите вследствие гореща пластична деформация, която може да се разглежда като последователност от студена пластична деформация (причинява деформационно уякчаване, респ. ОН) и рекристализационно отгряване (елиминира деформационното уякчаване и ОН); 2). След термообработка; 3). След струговане. ОН в образците в състояние на доставка са суперпозиция от две състояния: 1). След изработване на прътите; 2). След струговане. Групите термообработени образци са подложени на температури, надвишаващи температурата на прекристализация на бронз Cu-10Al-5Fe. Следователно, ОН в ПС и ППС на всички образци без ДЗ са въведени чрез струговане. Струговането със съответната геометрия на използвания режещ клин въвежда осови и окръжни ОН на натиск на дълбочина 0.2 – 0.3 mm от повърхността. Тъй като струговането е извършено с един и същ режещ инструмент и с еднакви режими на рязане, различните профили на ОН за отделните групи образци са следствие от различната микроструктура, получена от съответните термообработки. ДЗ пластично деформира ПС и ППС и драстично намалява грапавостта. В резултат от пластична деформация след ДЗ, ОН, въведени чрез струговане, се преразпределят. ОН на натиск се увеличават значително по абсолютна стойност и дълбочината на натискната зона се увеличава значително – над 0.7 mm. Комбинацията от закаляване и отвърщане при 300°C и последващо ДЗ осигурява най-изразени натискови осови и окръжни ОН в изследвания бронз. Установено е, че посоченият комбиниран процес осигурява най-голяма УД в областта на малоцикловата и мегацикловата умора ([Maximov et al., 2022](#)).

Аустенитните хром-никелови стомани имат ключово значение за индустрията, тъй като представляват 70 % от световното производство на всички видове неръждаеми стомани. От тях особено широко приложение намира стомана AISI 304 поради високата устойчивост на корозия, отлична възможност за формоване, добра обработваемост, заваряемост и относително ниска цена. Приложението на хром-никеловите аустенитни стомани в определена степен е ограничено поради следните основни недостатъци: ниска повърхностна микротвърдост, което рефлектира в ниска изнosoустойчивост; относително ниска статична якост и якост при умора; склонност към междукристална корозия в температурния диапазон от 500 – 700 °C поради освобождаването на хромови карбиди по границите на аустенитните зърна. Освен ниско-температурната повърхностна обработка (под 500°C) в среда, съдържаща азот и/или въглерод (виж т.4)), доказано ефективен подход за повишаване на микротвърдостта и якостта на умора на този клас стомани е ППД, и в частност ДЗ ([Maximov et al., 2018](#)). Когато обаче степента на пластична деформация е по-голяма, метастабилният аустенит претърпява мартензитно превръщане и в ПС се индуцира т.н. α' -мартензит, който има по-голяма твърдост и якост, но по-слаба устойчивост на корозия. Следователно, от научен и практически интерес е разработването на комбинирани

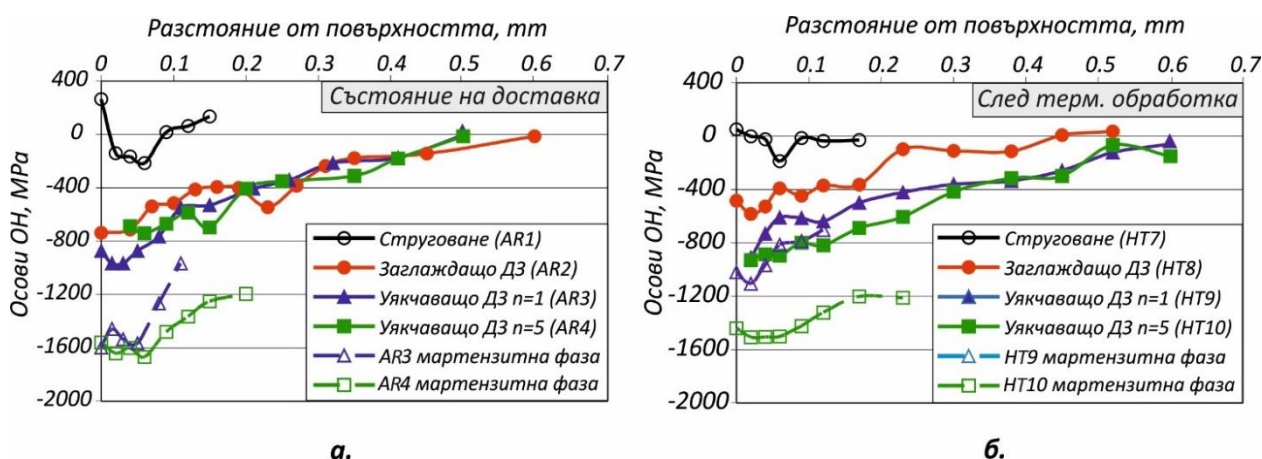
процеси за модифициране на ПС на хром-никелови аустенитни стомани, базирани върху подходящо селектирани параметри на ДЗ и термообработка. [Maximov et al., \(2023\)](#) изследват ефективността на комбинации от различни процеси за ДЗ и термична обработка върху SI, УД и корозионната устойчивост на аустенитна стомана AISI 304. Изследванията са проведени за две начални състояния на образците: 1). В състояние на доставка: 2). Първоначална термообработка – нагряване при 1100°C за един час с цел разтваряне на карбидите и получаване на чиста аустенитна структура, и последващо охлаждане във вода. За всяко начално състояние, обект на сравнение са шест различни въздействия върху образците, означени в съответствие с табл. 3.3. Двата варианта на ДЗ са реализирани със следните технологични параметри: 1). Заглаждащо ДЗ: радиус на диаманта $r = 3\text{ mm}$, деформираща сила $F_b = 300\text{ N}$, подаване $f = 0.07\text{ mm/rev}$ и скорост на деформиране $v = 100\text{ m/min}$; 2). Уякчаващо ДЗ: радиус на диаманта $r = 2\text{ mm}$, деформираща сила $F_b = 700\text{ N}$, подаване $f = 0.02\text{ mm/rev}$ и скорост на деформиране $v = 100\text{ m/min}$.

Означение на образците според приложените въздействия

Таблица 3.3

Приложени въздействия	В състояние на доставка (AR)	Първоначална термообработка (HT)
Струговане	AR1	HT7
Заглаждащо ДЗ	AR2	HT8
Уякчаващо ДЗ, $n = 1$	AR3	HT9
Уякчаващо ДЗ, $n = 5$	AR4	HT10
Заглаждащо ДЗ, последвано от нагряване при 350°C за 3 h	AR5	HT11
Уякчаващо ДЗ, $n = 1$, последвано от нагряване при 350°C за 3 h	AR6	HT12

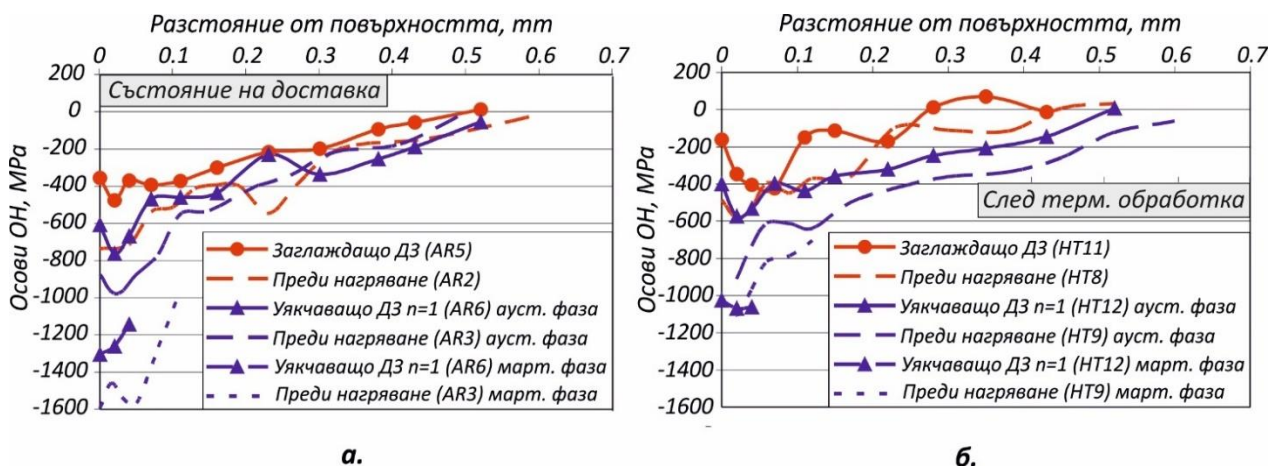
Разпределението на осовите ОН, въведени чрез струговане и ДЗ, са показани на фиг. 3.51 за двете начални състояния – AR и HT.



Фиг. 3.51 Разпределение на осовите ОН в стомана AISI 304 в зависимост от приложените въздействия

Тъй като ДЗ причинява α' - мартензитна трансформация в ПС, ОН в ПС и близките ППС, въведени чрез уякчаващо ДЗ, са измерени отделно за двете фази: аустенитна ($\gamma - Fe$) и мартензитна ($\alpha - Fe$). Очаквано, ОН, измерени за мартензитната фаза, са по-големи по абсолютна стойност поради по-голямата твърдост на мартензита. Струговането въвежда ОН на опън в ПС, но ДЗ въвежда значителни ОН на натиск с дълбочина на натисканата зона до 0.6 mm. И за двете начални състояния, използването на заглаждащо ДЗ води до по-ниски по абсолютна стойност ОН в сравнение с уякчаващо ДЗ. Тази тенденция е по-изразена, когато стомана AISI 304 е подложена на първоначална термообработка (начално състояние НТ). Прилагането на многопреходна обработка ($n = 5$) увеличава абсолютните стойности на ОН на повърхността и в близките слоеве за мартензитната фаза, когато стоманата е първоначално термично обработена. В този случай (НТ10) е измерено 100% съдържание на α' - мартензит в ПС.

Фиг. 3.52 показва ефекта от нагряване при 350 °C в продължение на три часа след заглаждащо и уякчаващо ДЗ с един преход върху релаксацията на осовите ОН за двете начални състояния. И за двете начални състояния, релаксацията на ОН, въведени чрез заглаждащо ДЗ, е най-голяма в ПС. Тази тенденция е по-изразена за първоначално термообработените образци. Същевременно, ОН, въведени чрез уякчаващо ДЗ, измерени за мартензитната фаза за това начално състояние, не релаксират. ОН обаче, измерени за аустенитната фаза, въведени чрез уякчаващо ДЗ, показват значителна релаксация.



Фиг. 3.52 Влияние на нагряването върху релаксацията на ОН в образци от стомана AISI 304, обработени чрез ДЗ

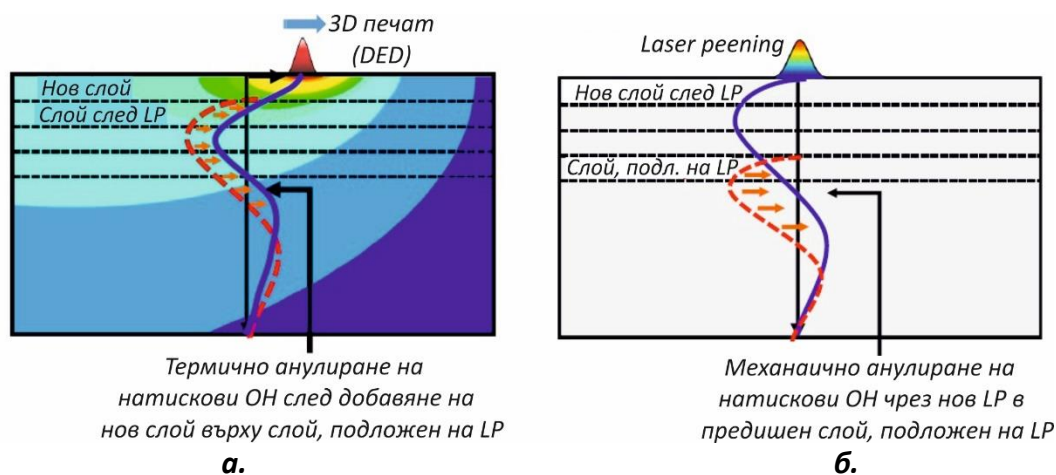
Фиг. 3.51 и фиг. 3.52 показват сложна картина на еволюцията на ОН в зависимост на приложените въздействия. Независимо, че профилите на ОН са важен индикатор за предсказване на уморното поведение на компонентите, безспорни са резултатите, получени от уморни тестове. В Гл. 5 в настоящия труд е дадена информация за ефекта от различните комбинации въздействия върху уморното поведение и корозионната устойчивост на аустенитна стомана AISI 304.

Една от тенденциите в съвременното индустриално производство е навлизането на адитивните технологии (АТ). Ниското качество на произведените детайли и лошото експлоатационно поведение са критична техническа бариера за по-широко приложение на АТ. Основните проблеми са свързани с големи ОН на опън и възникване на пукнатини. Общоприета практика за предотвратяване на нежеланите деформации и напукването е топлинна обработка с цел премахване на ОН в целия обем на компонентите (Madireddy et al., 2019). От една страна, термичната обработка е неприложима за всички материали, а от друга страна едновременно с опъновите ОН се премахват и полезните натискови ОН. За елиминирание на тези недостатъци Madireddy et al., (2019) разглеждат идеята за т.н. хибридна-АТ обработка, която се базира върху съчетаване на АТ с вторичен процес или процеси – машинна обработка, повторна лазерна обработка или ППД. Като вторичен процес след АТ авторите презентират laser Peening (LP) като динамичен ППД процес, осигуряващ ударна вълна следствие голямата скорост на пластично деформиране. Следствие от уякчаването и въведените ОН на натиск значително се забавя процеса на възникване и развитие на пукнатини, което рефлектира в подобряване на УД и износоустойчивостта. За АТ е използвана техниката Directed energy deposition (DED) (насочено отлагане), при която фокусирана топлинна енергия, създадена чрез КЕП (лазер, електронен лъч или плазмена дъга) стопява метален прах докато слоевете се отлагат. DED се реализира във варианта laser engineered net shaping (LENS). Акцентът е поставен върху еволюцията на ОН във времето и пространството следствие циклично свързаните въздействия от 3D печат и LP върху стомана AISI 52100, използвана за лагери в транспортната техника. За тази цел са използвани два 2D KE модела с идентична геометрия, на основа на които последователно са проведени анализ на топлопренасяне и механичен анализ. В първия етап е използван подвижен топлинен поток с Гаусово разпределение за моделиране източника на топлинна енергия по време на DED, респ. 3D печат с параметри: мощност на лазера 400 W, размер на петното 1.36 mm, скорост на сканиране на лазерния лъч 10 mm/s. Полученото температурното поле се прилага като активен товар в следващия механичен анализ, в резултат от който са определени ОН следствие температурата и механичното ударно въздействие от LP. Процесът LP е моделиран чрез вълна на налягане, определена от израза (Zhang and Yao, 2002):

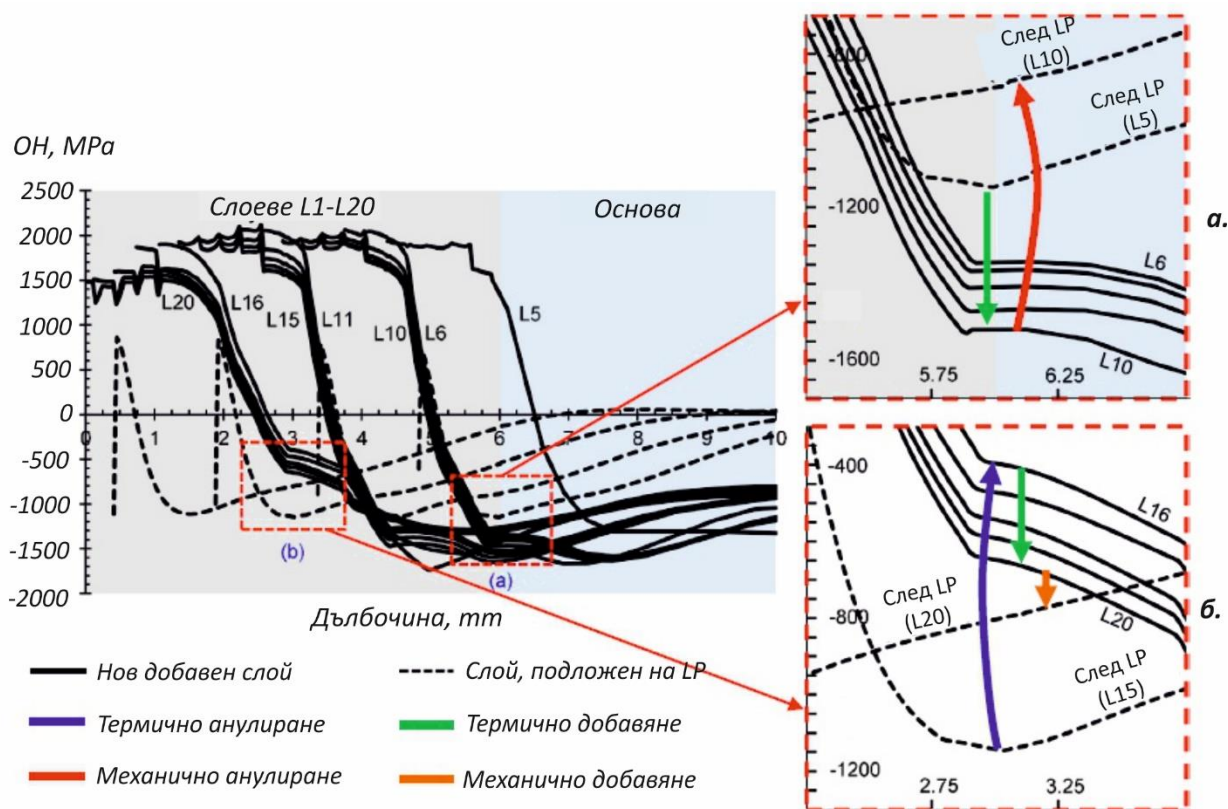
$$P(r, t) = P(t) \exp \left(-\frac{r^2}{2R^2} \right), \quad (3.24)$$

където: $P(t)$ е изменението на налягането във времето; r е разстоянието от центъра на лазерното петно; R е размерът на петното. Тези параметри са определящи за въведените в материала ОН на натиск. За LP е използвано пиково натоварване 5.17 GPa за време 30 ns. За симулиране на трансформацията на материала от течна фаза в твърда фаза е използвана съответно латентна и специфична топлина. За да се моделира добавянето на слой по време на DED, се

използва техниката на т.н. „тихи елементи“, които участват в модела, но са им присвоени силно редуцирани характеристики. При достигане на времето на анализа, съответстващо на 3D печат, на „тихите елементи“ се присвояват реалистични материални свойства. Топлинните гранични условия включват и трите форми на топлообмен: кондукция, конвекция и радиация (Madireddy et al., 2019). Използван е конститутивен модел на „пластичност с променливо вътрешно състояние“, отчитащ високата скорост на деформацията, температурата и уякчаването на материала (Bammann et al., 1996).



Фиг. 3.53 Схематично представяне на ефектите на термично и механично анулиране на полезни ОН (Madireddy et al., 2019)



Фиг. 3.54 KE резултати, представящи еволюцията на ОН (Madireddy et al., 2019)

Изследвайки еволюцията на ОН по време на комбинирания процес, авторите се фокусират върху наречените от тях ефекти „термично анулиране“ (фиг. 3.53а) и „механично анулиране“ на напреженията (фиг. 3.53б). Според авторите, термичното анулиране се отнася до загубата на благоприятни ОН на натиск вследствие топлина, а механичното анулиране се отнася до загубата на благоприятни ОН от нежелано преразпределение на напреженията. Ясно е, че и в двата случая се проявява феномена релаксация на ОН на натиск.

Числените симулации са проведени с различна честота на процеса LP. Фиг. 3.54 показва еволюцията на ОН по направление на движение на лазерния лъч за случая, когато всеки пети слой е подложен на LP. РЕ показват, че честотата на вторичното въздействие чрез LP е важен фактор за управление на еволюцията на ОН и оттам за повишаване на ефективността на изследвания комбиниран процес.

Литература към Глава III:

Arunachalam RM, Mannan MA, Spewage AC (2004) Residual stress and surface roughness when facing age hardened Inconel 718 with cbn and ceramic cutting tools, *Machine Tools & Manufacture* 879-887

Balland P, Tabourot L, Degre F, Moreau V (2013) An investigation of the mechanics of roller burnishing through finite element simulation and experiments. *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 65 29–36

Bammann DJ, Chiesa ML, Johnson GC (1996) Modeling large deformation and failure in manufacturing processes. 19th International Congress on Theoretical and Applied Mechanics T. Tatsumi, E. Watanabe, T. Kambe. Amsterdam: Elsevier; 1996. p. 359-75.

Beghini M, Bertini L, Monelli BD, Santus S, Bandini M (2014) Experimental parameter sensitivity analysis of residual stresses induced by deep rolling on 7075-T6 aluminium alloy. *Surf Coat Technol* 254 175-186

Belgasim O, El-Axir MH (2010) Modeling of Residual Stresses Induced in Machining Aluminum Magnesium Alloy (Al-3Mg). In: *Proceedings of the World Congress on Engineering 2010, Vol II WCE 2010, June 30 - July 2, London, U.K.*

Beres W, Patnaik P, Li J (2004) Numerical simulation of the low plasticity burnishing process for fatigue property enhancement. In: *Proceedings of the ASME Turbo Expo 2004, Power and Land, Sea and Air, June 14–17, 2004, Vienna, Austria*

Birger IA (1963). *Residual stresses*. Moscow: Mashgiz (In Russian)

Borgioli F (2020) From Austenitic Stainless Steel to Expanded Austenite-S Phase: Formation, Characteristics and Properties of an Elusive Metastable Phase. *Metals* 10 187; doi:10.3390/met10020187

Bozdana A, Gindy N. (2008) Comparative experimental study on effects of conventional and ultrasonic deep cold rolling processes on Ti–6Al–4V. *Materials Science and Technology* 24 11 1378–1384

- Campbell FC (2008) Deformation Processing (in Elements of Metallurgy and Engineering Alloys) ASM International, DOI: 10.1361/emea2008p279
- Curtis D, Krain H, Winder A, Novovic D (2021) Impact of grinding wheel specification on surface integrity and residual stress when grinding Inconel 718. *Proc I Mech E Part B: J Engineering Manufacture* 235 (10) 1668–1681 DOI: 10.1177/0954405420961209
- Davidenkov NN (1931) Measurement of residual stresses in tubes. *Journal of Technical Physics* 1(1) 257-273 (In Russian)
- Dunchev V, Capek J, Atanasov M (2019) Effect of ion nitriding on fatigue behavior of steel 35HGS. *Journal of the Technical University of Gabrovo* 58 (2019) 20-25
- Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VD, Argirov YB, Kandeveva-Ivanova M. (2022) Enhancement of the wear resistance of CuAl9Fe4 sliding bearing bushings via diamond burnishing. *Wear* 510-511 204491
- Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB, Ganev N, Capek J. Fatigue strength improvement in CuAl8Fe3 bronze via diamond burnishing. *J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng* (2021) 43:569 DOI: 10.1007/s40430-021-03296-8
- Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB, Ganev N, Drumeva DK. (2022a) Improvement of surface integrity of CuAl8Fe3 bronze via diamond burnishing. *Int J Adv Manuf Technol* 119 5885-5902
- Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB. (2022b) Improvement in wear resistance performance of CuAl8Fe3 single-phase aluminum bronze via slide diamond burnishing. *J Mater Eng and Perform* 31 2466-2478
- Duncheva GV, Maximov JT, Dunchev VP, Anchev AP, Atanasov TP, Capek J (2021a) Finite element and experimental study of the residual stresses in 2024-T3 Al alloy treated via single toroidal roller burnishing. *J Braz Soc Mech Sci Eng* 43:55 DOI: 10.1007/s40430-020-02775-8
- Duncheva GV, Maximov JT, Dunchev VP, Anchev AP, Atanasov TP, Capek J (2020) Single toroidal roller burnishing of 2024-T3 Al alloy implemented as mixed burnishing process *Int J Adv Manuf Technol* 111, 3559–3570
- El-Axir MH (2000) An investigation into roller burnishing. *Int J Mach Tools Manuf* 40(11) 1603-1617
- El-Axir MH (2002) A method of modeling residual stress distribution in turning for different materials. *Int J Mach Tools Manuf* 42(9) 1055-1063
- El-Khabeery, MM, Fattouh M (1989) Residual stress distribution caused by milling. *Int J Mach Tools Manuf* 29(3) 391-401
- Enomoto K, Hirano K, Mochizuki M, Kurosawa K, Saito H, Hayashi E, (1996) Improvement of residual stress on material surface by water jet peening. *J. Soc. Mater. Sci.* 45 734–739
- Fattouh M, El-Khabeery MM (1989) Residual stress distribution in burnishing solution treated and aged 7075 aluminium alloy. *Int J Mach Tools Manuf* 29(1) 153-160
- Frisch J, Thomsen EG (1951) Residual grinding stresses in mild steel. *Trans. ASME*, 73, 337-345
- Gakias C, Maliaris G, Savaidis G (2022) Investigation of the Shot Size Effect on Residual Stresses through a 2D FEM Model of the Shot Peening Process. *Metals* 12 956. <https://doi.org/10.3390/met12060956>
- Ganev N, Kraus I (2000) Engineering Applications of X-ray Stress Analysis. *Advances in X-ray Analysis*. In: 49th Annual Conference on Applications of X-ray Analysis (Denver X-ray Conference), 31.07-

04.08, Denver Colorado, USA, Vol. 44, pp. 174-186

Garcia-Granada AA, Lacarac VD, Smith DJ, Pavier MJ (2000) A new procedure based on Sachs' boring for measuring non-axisymmetric residual stresses: experimental application. *Int J Mech Sci* 43 2753-2768

Grochala D, Berczynski S, Grzadziel Z (2014) Stress in the surface layer of objects burnished after milling. *Int J Adv Manuf Technol* 72 1655-1663

Grzesik W, Kruszynski B, Ruszaj A, (2010) Surface Integrity of Machined Surfaces. In: *Surface Integrity in Machining*, Springer – Verlag London Limited, e-ISBN 978-1-84-882-974-2

Han K, Zhang D, Yao C, Tan L, Zhou Z, Zhao Y (2021) Investigation of residual stress distribution induced during deep rolling of Ti-6Al-4V alloy. *Proc IMechE Part B: J Engineering Manufacture* 235(1-2) 186–197 DOI: 10.1177/0954405420947960 journals.sagepub.com/home/pib

Hassani-Gangaraj S, Carboni M, Gnagliano M (2015) Finite element approach toward an advanced understanding of deep rolling induced residual stresses, and an application to railway axles. *Mater Des* 83:689–703

Hayashi M, Shinobu O, Suzuki H (2020) Residual Stress Distribution in Water Jet Peened Type 304 Stainless Steel. *Quantum Beam Sci* 4 18, doi:10.3390/qbs4020018

Herbert CRJ, Kwong J, Konga MC, Axintea DA, Hardy MC, Withers PJ (2012) An evaluation of the evolution of workpiece surface integrity in hole making operations for a nickel-based superalloy. *Journal of Materials Processing Technology* 212 1723–1730

Hizli H, Gür CH (2017) Comparison of Electronic Speckle Laser Interferometry Hole-Drilling and X-ray Diffraction Techniques for Determination of Residual Stresses in the Heat Treated Steels. *J Nondestruct Eval* 36:42 DOI 10.1007/s10921-017-0423-7

Holmberg J, Prietoc JMR, Berglund Johan, Sveboda A, Jonsén P (2018) Experimental and PFEM-simulations of residual stresses from turning tests of a cylindrical Ti-6Al-4V shaf. 4th CIRP Conference on Surface Integrity (CSI 2018), *Procedia CIRP* 71 144-149

Holmberg J, Wretland A, Berglund J, Beno T (2020) A detailed investigation of residual stresses after milling Inconel 718 using typical production parameters for assessment of affected depth. *Materials Today Communications* 24 100958

<https://aeroenginesafety.tugraz.at/doku.php?id=16:162:1622:16224:16224>

<https://www.lspstechnologies.com/resources/shot-peening-falls-short-of-laser-peening/>

Huang B, Kaynak Y, Sun Y, Jawahir IS (2015) Surface layer modification by cryogenic burnishing of Al 7050-T7451 alloy and validation with FEM-based burnishing model. *Procedia CIRP* 31:1–6. <https://doi.org/10.1016/j.procir.2015.03.097>

Izumi O, Oyama K, Suzuki Y (1966) Effects of superimposed ultrasonic vibration on compressive deformation of metals. *Trans. Jpn. Inst. Met.* 7 162–167

Jerez-Mesa R, Llumà J, Travieso-Rodriguez JA (2021) Vibration-Assisted Ball Burnishing. *Encyclopedia* 2021, 1, 460–471. <https://doi.org/10.3390/encyclopedia1020038>

Kandil FA, Lord JD, Fry AT, Grant PV (2001) A Review of Residual Stress Measurement Methods - A Guide to Technique Selection. NFL Report MATC(A)O4, Reproduced by permission of the Controller of HMSO, ISSN 1473-2734

Karthik D, Swaroop S (2017) Laser peening without coating—An advanced surface treatment: A review. *Mater. Manuf. Process.* 32 1565–1572

- Khan K, Mohan LS, De A, DebRoy T, (2022) Rapid calculation of part scale residual stresses in powder bed additive manufacturing, *Science and Technology of Welding and Joining*, DOI:10.1080/13621718.2022.2139446
- Kohls E, Heinzl C, Eich M (2021) Evaluation of Hardness and Residual Stress Changes of AISI 4140 Steel Due to Thermal Load during Surface Grinding. *J. Manuf. Mater. Process.*, 5, 73. <https://doi.org/10.3390/jmmp5030073>
- Kudryavtsev Y, Kleiman J, Gushcha O, Smilenko V, Brodoviy V (2004) Ultrasonic Technique and Device for Residual Stress Measurement. SEM X International Congress & Exposition on Experimental and Applied Mechanics Costa Mesa, California, USA June 7-10, 2004
- Langenecker B (1966) Effects of ultrasound on deformation characteristics of metals. *Sonics Ultrason. IEEE Trans.* 13 1–8
- Langer K, Spradlin TJ., Fitzpatrick ME (2020) Finite Element Analysis of Laser Peening of Thin Aluminum Structures. *Metals* 10 93; doi:10.3390/met10010093
- Levy K, (2013) *Emerging Technologies. Water Jet Peening*. Springer
- Li FL, Xia W, Zhou ZY (2010) Finite element calculation of residual stress and cold-work hardening induced in Inconel 718 by low plasticity burnishing. In: Third international conference on information and computing, Wuxi, China, 4–6 June 2010
- Lim A, Castagne S, Wong C (2016) Effect of deep cold rolling on residual stress distributions between the treated and untreated regions on Ti–6Al–4V alloy. *J Manuf Sci Eng* 138(11):111005–111005-8
- Liu D, Zhou W, Sun H, Song J, Wu Q (2019) Residual stress field evaluation of the blank of a casing part. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering* 612 (2019) 032168 IOP Publishing doi:10.1088/1757-899X/612/3/032168
- Madireddy G, Li C, Liu J, Sealy MP (2019) Modeling thermal and mechanical cancellation of residual stress from hybrid additive manufacturing by laser peening. *Nanotechnology and Precision Engineering* 2 49-60 <http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>
- Maleki E, Bagherifard S, Unal O, Bandini M, Farrahi GH, Guagliano M (2021) Introducing gradient severe shot peening as a novel mechanical surface treatment. *Scientific Reports* 11:22035
- Marakov A. (1973) Ultrasonic diamond burnishing. *Russ. Eng. J.* 53 58–62
- Mason PW, Brandenburg KA, Hornbach DJ (2019) OPTIMIZING CARBURIZATION IN 8620H STEEL COMPONENTS. *Advanced Materials and Processes/May/June* 38-42
- Matsumoto Y, Hashimoto F, Lahoti G (1999) Surface Integrity Generated by Precision Hard Turning. *CIRP Ann* 48:59–62. [https://doi.org/10.1016/S0007-8506\(07\)63131-X](https://doi.org/10.1016/S0007-8506(07)63131-X)
- Maximov J, Duncheva G, Anchev A, Dunchev V, Argirov Y, Nikolova M (2023) Effects of Heat Treatment and Diamond Burnishing on Fatigue Behaviour and Corrosion Resistance of AISI 304 Austenitic Stainless Steel. *Appl. Sci.* 13 2570. <https://doi.org/10.3390/app13042570>
- 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* 2022, 15, 8905. <https://doi.org/10.3390/ma15248905>
- Maximov J.T., Anchev A. P., Duncheva G. V., Ganev N., Selimov K. F. (2017) Influence of the process parameters on the surface roughness, micro-hardness, and residual stresses in slide burnishing of high-strength aluminum alloys, *J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng.* 39(8) 3067-3078
- Maximov JT (2002) Optimization Method for Metal-forming Processes. *Energy* 27(7) 675-701

- Maximov JT (2005) Thermodynamic Optimization of Cold Expansion of Holes by means of Spherical Mandrelling. *International Journal of Vehicle Design* 39 (1-2) 38-50
- Maximov JT, Anchev AP (2003) Modelling of residual stress field in spherical mandrelling process. *Int J Mach Tools Manuf* 43 1241–1251
- Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Ganev N, Duncheva GV, Selimov KF (2017a) Effect of slide burnishing basic parameters on fatigue performance of 2024-T3 high aluminium alloy. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 40 (11) 1893-1904
- Maximov JT, Anchev AP, Duncheva GV (2015) Modeling of the friction in tool-workpiece system in diamond burnishing process. *Coupled Syst Mech* 4(4):279–295
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP (2019c) A temperature dependent, nonlinear kinematic/isotropic hardening material constitutive model of the surface layer of 37Cr4Steel subjected to slide burnishing. *Arab J Sci Eng* 44(6):5851–5862
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Amudjev IM, Kuzmanov VT (2014) Enhancement of fatigue life of rail-end-bolt holes by slide diamond burnishing. *Eng Solid Mech* 2 247-264
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Dunchev VP (2019a) Crack resistance enhancement of joint bar holes by slide burnishing using new tool equipment. *Int J Adv Manuf Techn* 102 (9-12) 3151-3164
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Dunchev VP, Ichkova MD (2020) Improvement in fatigue strength of 41Cr4 steel through slide diamond burnishing. *J Braz Soc Mech Sci Eng* 42 (4) 1-20
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ganev N, Amudjev IM, Dunchev VP (2018) Effect of slide burnishing method on the surface integrity of AISI 316Ti chromium-nickel steel, *J Braz Soc Mech Sci Eng* 40 (4) 194
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ganev N, Dunchev VP (2019b) Effect of cyclic hardening on fatigue performance of slide burnished components made of low-alloy medium carbon steel. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 42(6) 1414-1425
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ichkova MD (2019) Slide burnishing – review and prospects. *Int J Adv Manuf Technol* DOI: 10.1007/s00170-019-03881-1
- Maximov JT, Duncheva GV, Dunchev VP, Anchev AP (2021) Different strategies for finite element simulations of static mechanical surface treatment processes—a comparative analysis. *J Braz Soc Mech Sci Eng* (2021) 43:371 <https://doi.org/10.1007/s40430-021-03085-3>
- Maximov JT., Duncheva GV., Anchev AP, Dunchev VP (2020a) Slide burnishing versus deep rolling - a comparative analysis. *Int J Adv Manuf Technol* 110 (7-8) 1923-1939
- Mishra RS, Kumar N, De PS (2014) *Friction Stir Welding and Processing*, Springer International Publishing Switzerland, ISBN 978-3-319-07043-8 (eBook)
- Mohammadi F, Sedaghati R, Bonakdar A (2014) Finite element analysis and design optimization of low plasticity burnishing process. *Int J Adv Manuf Technol* 70(5–8):1337–1354
- Mombeini D, Atrian A (2018) Investigation of deep cold rolling effects on the bending fatigue of brass C38500. *Latin Am J Solid Struct* 15(4):e361-19
- Mombeini D, Atrian A (2018) Investigation of Deep Cold Rolling Effects on the Bending Fatigue of Brass C38500. *Latin American Journal of Solids and Structures* 15(4) e36

- Morris E, Cho H, Sartkulvanich P, Altan T (2005). Determining the flow stress at the surface of materials using indentation testing with conical or spherical indenters, ERC thesis, Report No. HPM/ERC?NSM-05-R-25, The Ohio State University, Columbus
- Ongrakulkij G, Kajornchaiyakul J, Kondoh K, Khantachawana A (2022) Investigation of Microstructure, Residual Stress, and Hardness of Ti-6Al-4V after Plasma Nitriding Process with Different Times and Temperatures. *Coatings* 12 1932. <https://doi.org/10.3390/coatings12121932>
- Peiyuan Dai, Yifeng Wang, Suo Li, Shijie Lu, Guangjie Feng, Dean Deng (2020) FEM analysis of residual stress induced by repair welding in SUS304 stainless steel pipe butt-welded joint. *Journal of Manufacturing Processes* 58 975-983 <https://doi.org/10.1016/j.jmapro.2020.09.006>
- Peng H, Tang W, Xing Y, Zhou X (2021) Semi-Empirical Prediction of Turned Surface Residual Stress for Inconel 718 Grounded in Experiments and Finite Element Simulations. *Materials* 14 3937. <https://doi.org/10.3390/ma14143937>
- Perenda J, Trajkovski J, Zerovnik A, Prebil I (2015) Residual stresses after deep rolling of a torsion bar made from high strength steel. *J Mater Process Technol* 218:89–98
- Pu Z, Yang S, Song GL, Dillon OW, Puleo DA, Jawahir IS (2011) Ultrafine-grained surface layer on Mg-Al-Zn alloy produced by cryogenic burnishing for enhanced corrosion resistance. *Scr Mater* 65:520–3. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2011.06.013>
- Q Wu, D Li, Y Zhang (2016) Detecting milling deformation in 7075 aluminum alloy aeronautical monolithic components using the quasi-symmetric machining method. *Metals Basel* 6 80
- Ralph BJ, Hartl K, Sorger M, Schwarz-Gsaxner A, Stockinger M (2021) Machine Learning Driven Prediction of Residual Stresses for the Shot Peening Process Using a Finite Element Based Grey-Box Model Approach. *J. Manuf. Mater. Process.* 2021, 5, 39. <https://doi.org/10.3390/jmmp5020039>
- Ramon Jerez Mesa (2018) Study and characterisation of surface integrity modification after ultrasonic vibration-assisted ball burnishing. *Mechanics of materials [physics.class-ph]*. Université Paul Sabatier - Toulouse III, 2018. English. ffnNT: 2018TOU30024ff. fftel-02061706
- Ren Z, Li B, Zhou Q (2022) Subsurface residual stress and damaged layer in high-speed grinding considering thermomechanical coupling influence. *Research Square* DOI: <https://doi.org/10.21203/rs.3.rs-1350935/v1>
- Rhouma AB, Sidhom N, Makhoulouf K, Sidhom H, Braham C, González G (2019) Effect of machining processes on the residual stress distribution heterogeneities and their consequences on the stress corrosion cracking resistance of AISI 316L SS in chloride medium. *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 105, pp.1699-1711 [10.1007/s00170-019-04410](https://doi.org/10.1007/s00170-019-04410)
- Rodriguez A. López de Lacalle LN, Pereira O, Fernandez A, Ayesta I (2020) Isotropic finishing of austempered iron casting cylindrical parts by roller burnishing. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology* 110:753–761
- Roettger K (2002) Walzen hargedrehter oberflaechen, PhD Thesis, WZL, RWTH Aachen, University, Aachen, Germany
- Sachin B, Narendranath S, D. Chakradhar (2019) Effect of working parameters on the surface integrity in cryogenic diamond burnishing of 17-4 PH stainless steel with a novel diamond burnishing tool. *Journal of Manufacturing Processes* 38 564–571
- Sachin B, Narendranath S, D. Chakradhar (2019b) Enhancement of surface integrity by cryogenic diamond burnishing toward the improved functional performance of the components. *Journal of*

- the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering 41:396
<https://doi.org/10.1007/s40430-019-1918-1>
- Sachs G (1927) Der Nachweis Inneres Spannungen in Stangen und Rohren. Zeitschrift fur Metalkunde, 19, 352 (In German)
- Sadat AB (2012) Surface integrity when machining metal matrix composites, in: Davim, J.P. (Ed), Machining of Metal Matrix Composites. Springer-Verlag, London, pp. 51-61
- Sadat AB, Bailey JA (1985) Residual stress distribution in machining an annealed bearing bronze. Int J Mech Sci 27(11) 717-724
- Sano Y, Masaki K, Akita K, Kubo T, Sato M, Kajiwar K (2008) Non-destructive evaluation of laser-peened materials using high-energy synchrotron radiation. Jpn. Soc. Synchrotron Radiat. Res. 21 270–278
- Sartkulvanich P, Altan T, Jasso F, Rodriguez C (2007) Finite element modeling of hard roller burnishing: an analysis on the effects of process parameters upon surface finish and residual stresses. J Manuf Sci Eng 129(4) 705-716
- Solfronk P, Sobotka J, Bukovská Š, Bradá J (2023) Experimental and Numerical Analysis of the Residual Stresses in Seamed Pipe in Dependence on Welding and Metal Forming. Materials 16 2256. <https://doi.org/10.3390/ma16062256>
- Sonny P, Zulkarnain (2015) ANALYSIS OF RESIDUAL STRESS AND STRAIN ON THE FORMATION OF WORKPIECE BASED ANSYS 12.1 Journal of Mechanical Science and Engineering 2(2) 19-24
- Syla N, Aliaj F, Tolaj Z, Mahmudi N, Zeqiraj A (2018) The Gas Nitriding Behavior of 31CrMoV9 Grade Steel. Journal of Engineering and Applied Sciences, 13: 6713-6718. DOI: 10.3923/jeasci.2018.6713.6718
- Tang J, Luo HY, Zhang YB (2016) Enhancing the surface integrity and corrosion resistance of Ti-6Al-4V titanium alloy through cryogenic burnishing. Int J Adv Manuf Technol 1–9. <https://doi.org/10.1007/s00170-016-9000-y>
- Tian Y, Shin YC (2007) Laser-assisted burnishing of metals. International Journal of Machine Tools & Manufacture 47 (2007) 14–22 doi:10.1016/j.ijmachtools.2006.03.002
- Trauth D, Klocke F, Mattfeld P, Klink A (2013) Time-Efficient Prediction of the Surface Layer State after Deep Rolling using Similarity Mechanics Approach. Procedia CIRP 9 29 – 34
- Vitman FF (1935) On the calculation of residual stresses in thick-walled pipes. Journal of Technical Physics, 5(9), 239-247 (In Russian)
- Webster GA, Ezeilo AN (2001) Residual stress distribution and their influence on fatigue life times Int J Fatigue 23(1) 375-383
- Webster GA, Wimpory RC (2001) Non-destructive measurement of residual stress by neutron diffraction. J Mater Proces Technol 117 (3) 395-399
- Wei Y, Guo Q, Xu Y (2015) Research on Residual Stress Relief of Aluminum Alloy Welded Components by Harmonic Frequency Spectrum VSR and Ultrasonic Impact Treatment, Hot Working Technology. 10 126-128
- Y. C. Yen, P. Sartkulvanich, T. Altan (2005) Finite Element Modeling of Roller Burnishing Process, CIRP Annals – Manuf. Technol. 54 (1) 237-240
- Yahyaoui H, Ben Moussa N, Braham C, Sidhom H, Ben Fredj N (2015) Role of machining defects and residual stress on the AISI 304 fatigue crack nucleation. Fatigue Fract Eng Mater Struct 38 420-433

Žagar S, Grum J, (2015) ROUGHNESS, RESIDUAL STRESSES AND PITTING CORROSION EFFECT ON SHOT PEENED AA 7075. Tehnički vjesnik 22, 6, 1589-1595 DOI: 10.17559/TV-20150624094336

Zhang W, Yao YL (2002) Micro scale laser shock processing of metallic components. J Manuf Sci Eng 2002 ;124:369-78

Zhuang W, Wicks B (2004) Multipass low-plasticity burnishing induced residual stresses: three-dimensional elastic-plastic finite element modeling. Proc Inst Mech Eng Part C J Mech Eng Sci 218(6) 663–668

Дунчева ГВ (2017) Синтез и оптимизация на методи за повишаване на уморната дълготрайност на метални конструкционни елементи с отвори. Дисертация за получаване на научната степен „доктор на науките“, Габрово

Ичкова МД (2008) Изследване на полето на остатъчните макронапрежения около студено разширени отвори в ниско и средни въглеродни стомани. Дисертация за получаване на образователна и научна степен „доктор“ Габрово

Максимов ЙТ (2003) Синтез, механика и термодинамична оптимизация на металообработващи процеси при събиране на въртения около копланарни оси. Дисертация за присъждане на научната степен „Доктор на техническите науки“, Габрово, 2003

Максимов ЙТ, Анчев АП, Тодоров ВП (2022) Металознание и термична обработка. Част II: Термична обработка на металите. Университетско издателство „Васил Априлов“ Габрово ISBN 978-954-683-678-6

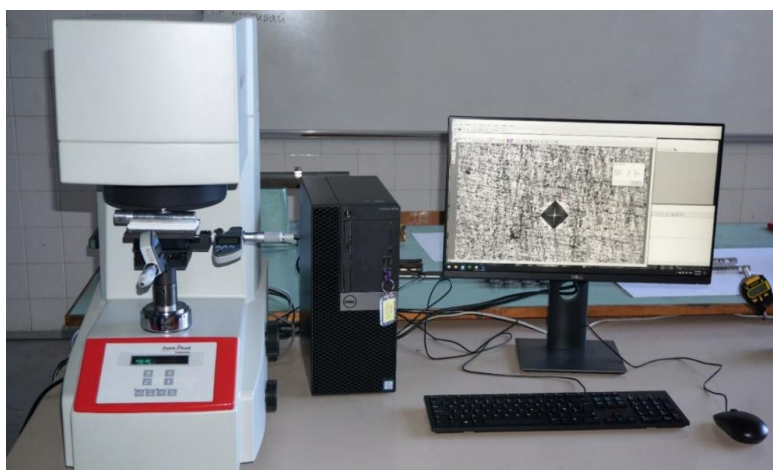
ГЛАВА IV

КОРЕЛАЦИЯ МЕЖДУ МИКРОТВЪРДОСТ, УЯКЧАВАНЕ И МИКРОСТРУКТУРА. ТЕХНИКИ ЗА ИЗСЛЕДВАНЕ НА МИКРОСТРУКТУРАТА. ВЛИЯНИЕ НА РАЗЛИЧНИ ОБРАБОТВАЩИ ПРОЦЕСИ ВЪРХУ МИКРОТВЪРДОСТТА И МИКРОСТРУКТУРАТА. ТЕХНОЛОГИЧНИ ВЪЗМОЖНОСТИ НА СТАТИЧНИ ПРОЦЕСИ ЗА ППД ЗА ПОДОБРЯВАНЕ НА МИКРОТВЪРДОСТТА И МИКРОСТРУКТУРАТА

1. Корелация между микротвърдост, уякчаване и микроструктура

1.1. Микротвърдост

♣ *Микротвърдостта е количествена характеристика на SI, която е индикатор за твърдостта на ПС, измерена чрез малък индентор (диамантен накрайник), който прониква в микроскопични зони.*



Фиг. 4.1 Микротвърдомер ZHVμ Zwick/Roell с възможност за компютърна обработка на резултатите

За измерване на микротвърдостта се използват уреди – микротвърдомери аналогично на измерването на твърдостта по Vickers (ISO 6507-1) (фиг. 4.1). Разликата е в големината на приложената сила – при измерване на микротвърдост се прилагат сили в диапазона 10 – 200 g, докато при измерване на твърдост на тънки или дребни детайли например в интервала – 500 g до 1 –

2 kg, а за детайли с големи размери – до 100 – 120 kg. Микротвърдостта се означава в зависимост от приложената сила в kg: $HV_{0.03}$; $HV_{0.05}$.

Обичайно получените отпечатъци са толкова малки, че е необходимо микроскопско измерване за получаване на точна оценка. Поради малката дълбочина на проникване, изпитването на микротвърдост се използва за характеризиране на тънки листове, фолия, покрития, градиентни структури и др. Следователно, в SE микротвърдостта е количествена мярка за ефекта на уякчаване на ПС.

1.2. Подходи за уякчаване

Обект на уякчаване са черни и цветни сплави с жилаво-пластично поведение. Уякчаване може да се постигне чрез следните подходи:

■ Деформационно уякчаване (*cold work*)

Механичното третиране на ПС при температура, по-ниска от температурата на рекристализация, провокира деформиране над границата на провлачване. В резултат от студената пластична деформация (*cold work*) се повишават механичните характеристики на жилаво-пластичните сплави, в т.ч. и твърдостта. На мезо-ниво процесът е свързан с генериране на нови дислокации;

■ Уякчаване следствие фазови изменения (*трансформационно уякчаване*)

Проявява се чрез следните процеси:

- Процеси за химико-термична обработка – дифузионно насищане на ПС с легиращи елементи (азотиране, цементация, нитроцементация, бориране и др.);

- Дисперсионно стареене (*age hardening/precipitation hardening*) – процес, при който втора фаза, формирана в твърдия разтвор на матрицата, се утаява дисперсионно по време на охлаждане. В резултат се повишава устойчивостта срещу дислокации;

- Мартензитно превръщане – изразява се в повишаване на твърдостта на ПС на стомани след конвенционално и чрез КЕП закаляване и отвъръщане (виж Гл.1, т. 4.4.2).

Строго погледнато, описаните подходи не се проявяват независимо един от друг. Например, интензивната пластична деформация, въведена в ПС на аустенитна стомана AISI 304 чрез ДЗ провокира фазовата трансформация аустенит $\rightarrow$ α' -мартензит (Maximov et al, 2023). В конкретния случай деформационното уякчаване води до трансформационно такова, поради което полученият α' -мартензит е известен като „деформационен мартензит“.

Физически уякчаването се проявява в промяна на микроструктурата на металите. Следователно, между микроструктурата, уякчаването и микротвърдостта съществува директна корелация.

Твърдостта на металите е право пропорционална на едноосното напрежение на провлачване в зоната на пластичната деформация. Поради това на макро-ниво уякчаването се изразява в повишаване на съпротивляемостта на материала след границата на провлачване (Илюкович, 1983). На мезо-ниво уякчаването е свързано със задържане на разпространението на дислокациите в някои точки, така, че за да бъдат продължени, е необходимо увеличаване на външния товар. С увеличаване на степента на пластична деформация расте плътността на дислокациите, движението на последните се затруднява и нараства съпротивлението на материала срещу деформация. В резултат якостта се увеличава, а пластичността на материала

намалява.

Ефектът на уякчаване се оценява със степен и дълбочина. Степента на уякчаване в % е:

$$K_h = \frac{HV_{fin} - HV_{init}}{HV_{init}} \times 100, \% , \quad (4.1)$$

където HV_{init} е началната микротвърдост (на основния материал); HV_{fin} е измерената микротвърдост след съответната обработка. Дълбочината на уякчаване съответства на дебелината на слоя с повишена твърдост.

1.3. Микроструктура

Началната микроструктура, получена вследствие производствения процес на изработване на заготовките, се променя в корелация с въздействията, характеризиращи обработващите процеси, включени в технологичния цикъл на изработване на компонентите. Еволюцията на началната микроструктура зависи от степента на пластична деформация, температурното поле, наличието на химически активна среда и свързаните с тях фазови превръщания, рекристализация и окислителни процеси. Ефектите от тези фактори могат да се проявят в изменение на следните характеристики на микроструктурата: 1). Деформация или изправяне на кристалните решетки; 2). Формиране на дислокационни конфигурации с различна плътност; 3). Изменение на химичния и фазовия състав; 4). Изменение на размерите, формата, границите и ориентацията на зърната; 5). Образуване на микропукнатини, ями, изпъкналости или разкъсвания.

2. Техники за изследване на микроструктурата

За количествена и качествена оценка на характеристиките на микроструктурата е необходим микроструктурен анализ, насочен към: 1). Изследване на началната микроструктура и нейната еволюция в корелация със съответните обработващи процеси посредством специални образци – микрошлифове; 2). Морфологичен анализ на обработени или износени ПС; 3). Фрактографски анализ на уморни ломове или повърхнини на разрушени компоненти.

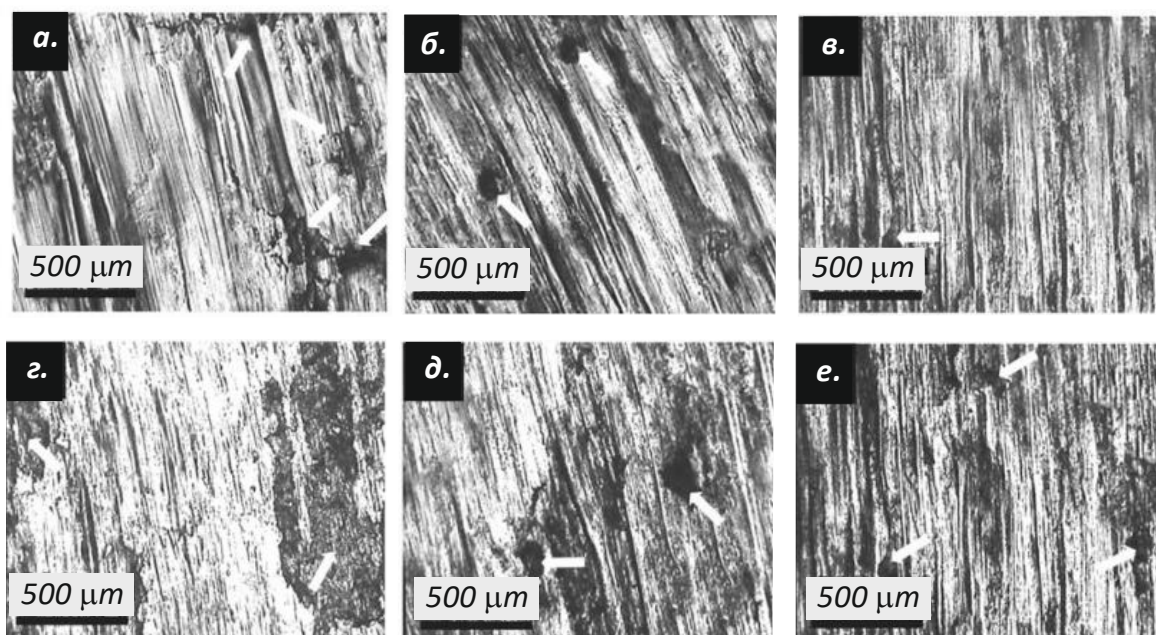
Използват се следните основни техники за микроструктурен анализ:

■ Оптична микроскопия

Оптичната микроскопия е конвенционална техника за микроструктурен анализ, използвайки светлинни микроскопи. Съвременните светлинни микроскопи позволяват максимално увеличение $\times 1000$. Разделителната способност на светлинните микроскопи се ограничава не само от броя и качеството на използваните лещи, но и от дължината на вълната на светлината (бялата светлина има дължини на вълната от 400 – 700 nm).

Фиг. 4.2 показва оптични микроскопски изображения на износени повърхнини на $Al - Al_3Ti$ композити, получени от тестове на износване на сухо от типа

„шифт върху диск“ с различни натоварвания ([Shahsavari et al, 2013](#)). Композитите са усилен чрез добавяне на различно количество Al_3Ti прахове в алуминиевата матрица.



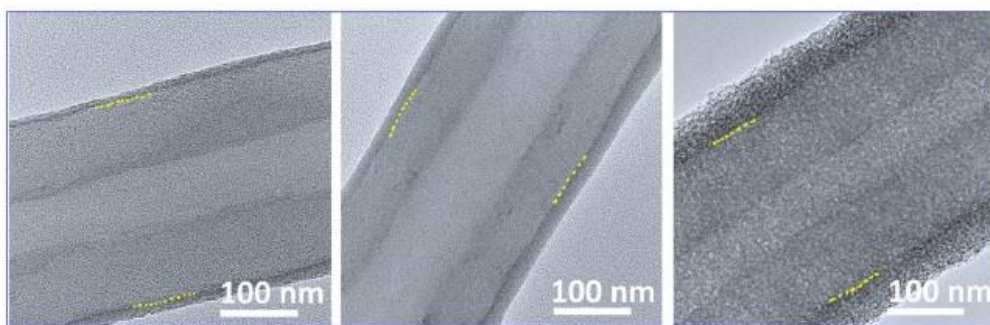
Фиг. 4.2 Оптични микроскопски изображения на износени повърхнини на Al-Al₃Ti композити ([Shahsavari et al, 2013](#))

а). чист Al, 3.8 N; **б).** Al – 5 vol. % Al_3Ti , 3.8 N **в).** Al – 5 vol. % Al_3Ti , 3.8 N;
г). чист Al, 10 N; **д).** Al – 10 vol. % Al_3Ti ; 10 N **е).** Al – 10 vol. % Al_3Ti , 10 N;

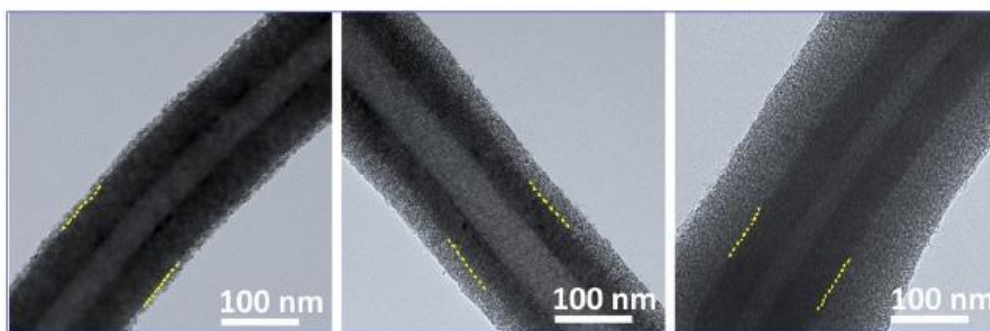
■ Трансмисионна електронна микроскопия

Трансмисионна електронна микроскопия (ТЕМ) ([Kannan, 2018](#)) е оригинална форма на електронна микроскопия, при която лъч от електрони преминава през образеца и анализира вътрешната му структура, формирайки изображение. Първият ТЕМ е разработен от М. Knoll и Е. Rusk през 1931 г. Обичайно ТЕМ осигурява разделителна способност $\sim 0.1\text{ nm}$ – хиляда пъти по-голяма в сравнение с тази на конвенционалния светлинен микроскоп. Електроните имат слаба проникваща способност и се абсорбират в образец с по-голяма дебелина. Поради това дебелината на образеца не трябва да бъде повече от няколко стотин ангстрьома (1 ангстрьом = 10^{-10} m). ТЕМ се състои от три основни системи: (1) електронен пистолет, произвеждащ електронния лъч и кондензаторна система, фокусираща лъча върху обекта; (2) система за формиране на изображение, включваща леща на обектива, подвижен образец, междинни и проекторни лещи, които фокусират електроните, преминаващи през образеца; (3) система за запис на изображения, която преобразува електронното изображение във форма, доловима за човешкото око.

Фиг. 4.3 показва ТЕМ изображения на оксидни нано-покрития с различна дебелина върху основа – въглеродни нанотръби, получени чрез отлагане на кондензиран слой ([Jasim et al, 2020](#)).



а.



б.

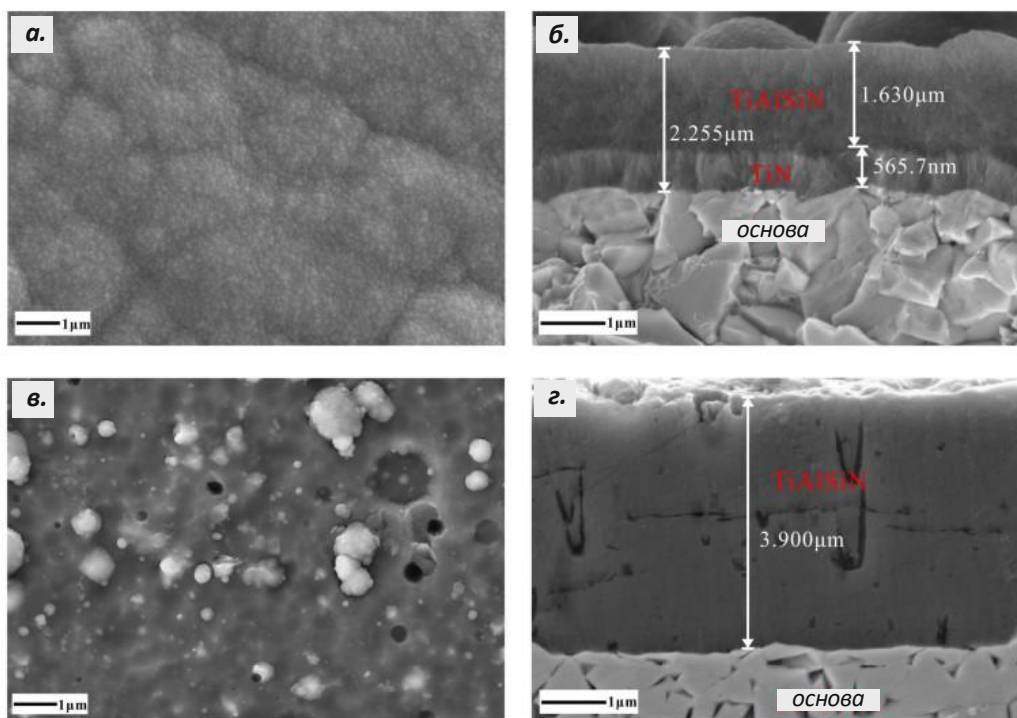
Фиг. 4.3 TEM изображения на оксидни нанопокрития с три различни дебелини върху основа – въглеродни нанотръби (Jasim et al, 2020)
а). титанови; б). алуминиеви

■ Сканираща електронна микроскопия

Първият сканиращ електронен микроскоп (SEM) е разработен през 1935 г. от М. Knoll. През 1965 г. на пазара се предлага първият комерсиален сериен електронен микроскоп на Cambridge Science Instrument Co. SEM сканира изследваната повърхност чрез фокусиран високоенергиен лъч от електрони, произвеждайки увеличено детайлно изображение. Когато електронният лъч попадне върху изследваната повърхност, той прониква в образеца на дълбочина от няколко микрона. В резултат от взаимодействието му с повърхността се получават множество сигнали, като вторични електрони и рентгенови лъчи. Тези сигнали са основа за получаване на информация за повърхностната топография, морфология и химичен състав. Със SEM могат да се постигнат увеличения повече от $\times 100\,000$, поради което SEM се разглежда като нано- и микроинструмент за анализ.

На фиг. 4.4 а, в са показани SEM изображения на ПС съответно на CVD $\text{Ti}_{0.13}\text{Al}_{0.85}\text{Si}_{0.02}\text{N}$ и PVD $\text{Ti}_{0.31}\text{Al}_{0.60}\text{Si}_{0.09}\text{N}$ покрития, отложени върху основа от цементиран карбид, а на фиг. 4.4 б, г – съответните напречни SEM изображения (Wu et al, 2021).

И при двете техники (TEM и SEM) се използват електрони за получаване на изображения с големи увеличения, но съществуват съществени разлики между тях. Таблица 4.1 показва сравнение между основните характеристики на двете техники, които са определящи за избор на подходяща техника.



Фиг. 4.4 SEM изображения на CVD $\text{Ti}_{0.13}\text{Al}_{0.85}\text{Si}_{0.02}\text{N}$ и PVD $\text{Ti}_{0.31}\text{Al}_{0.60}\text{Si}_{0.09}\text{N}$ върху основа от цементиран карбид (Wu et al, 2021)

Сравнение между основните характеристики на TEM и SEM

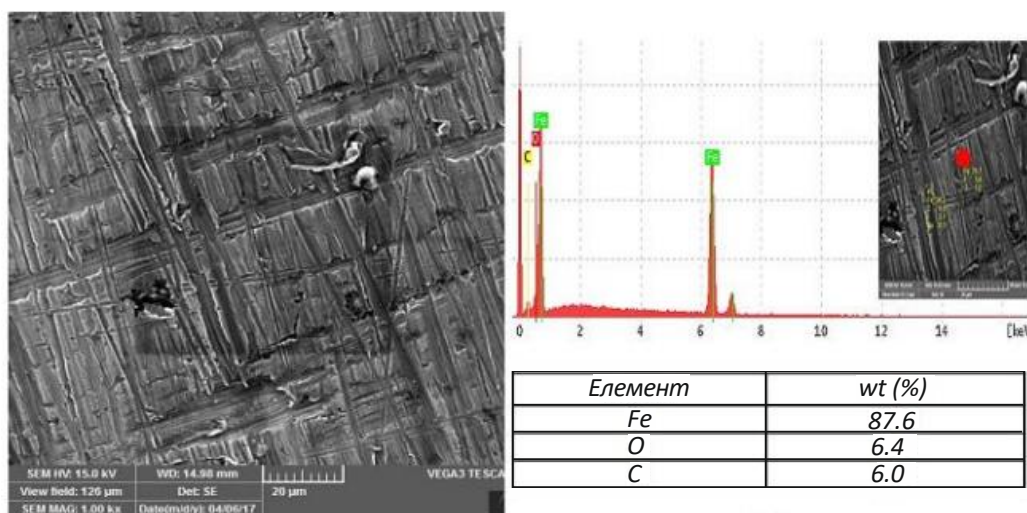
Таблица 4.1

Характеристика	TEM	SEM
Обект на изследване	Вътрешна микроструктура на образеца (кристална структура, морфология, плътност на дислокациите и др.)	Повърхност на образеца
Оптимална пространствена разделителна способност	По-малко от 50 pm* * 1 pm = 10^{-12} m	До ~0.5 nm** ** 1 nm = 10^{-9} m
Увеличения	Повече от 50×10^6 пъти	До $1 \times 10^6 - 2 \times 10^6$ пъти
Получени изображения	2D проекции на образеца	3D изображения на повърхността на образеца
Подготовка на образците	Сложна процедура за подготовка на много тънки образци (обичайно по-малко от 150 nm) с големи изисквания за равнинност без допълнителни ефекти (например утайки или аморфизация). Прилагат се различни методи (електрополиране, механично полиране и фрезование с фокусиран йонен лъч). За монтиране са необходими специални решетки и държачи.	Стандартни техники за подготовка на шлифове

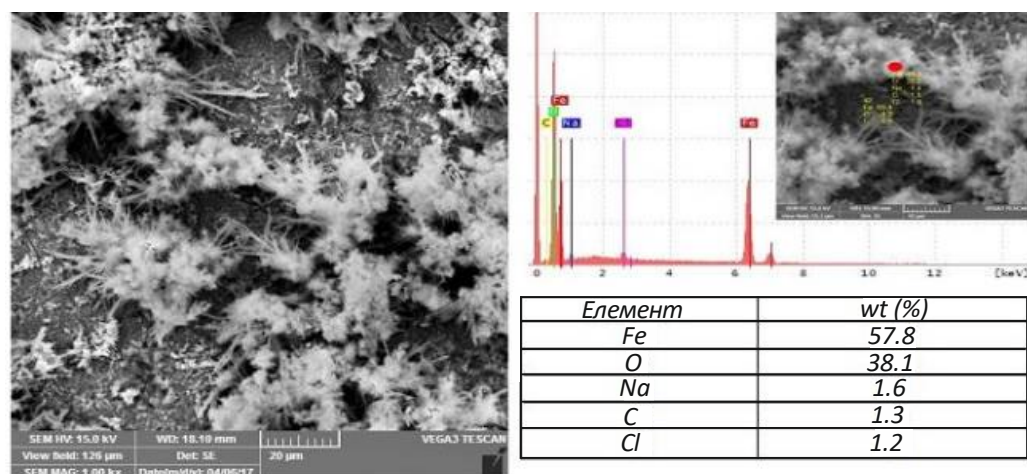
■ Енергийно-дисперсионен рентгенов анализ

Енергийно-дисперсионният рентгенов анализ (EDX) е широко използвана техника за елементарен химичен анализ в областта на SE. В основата на EDX е уникалната атомна структура на различните химични елементи. Това позволява рентгеновите лъчи, характерни за атомната структура на даден елемент, да бъдат идентифицирани еднозначно. Рентгеновите лъчи се характеризират с абсорбцията на енергия, която причинява движение на електрони между орбитите на атома. Този феномен е свързан с излъчване на рентгенови лъчи. Излъчващото рентгеново лъчение и количеството входна енергия дефинира сканирания химичен елемент. Чрез EDX се анализира химичния състав в точка или чрез линейно сканиране на малка локална зона от повърхността.

Фиг. 4.5 показва резултатите от SEM и EDX анализ на въглеродна стомана X52 5L преди излагане на въздействието на електролит (фиг. 4.5a) и след излагане на $0.51 \frac{\text{mol}}{\text{dm}^3} \text{NaCl}$ (фиг. 4.5б) (Grudić et al, 2018).



а.

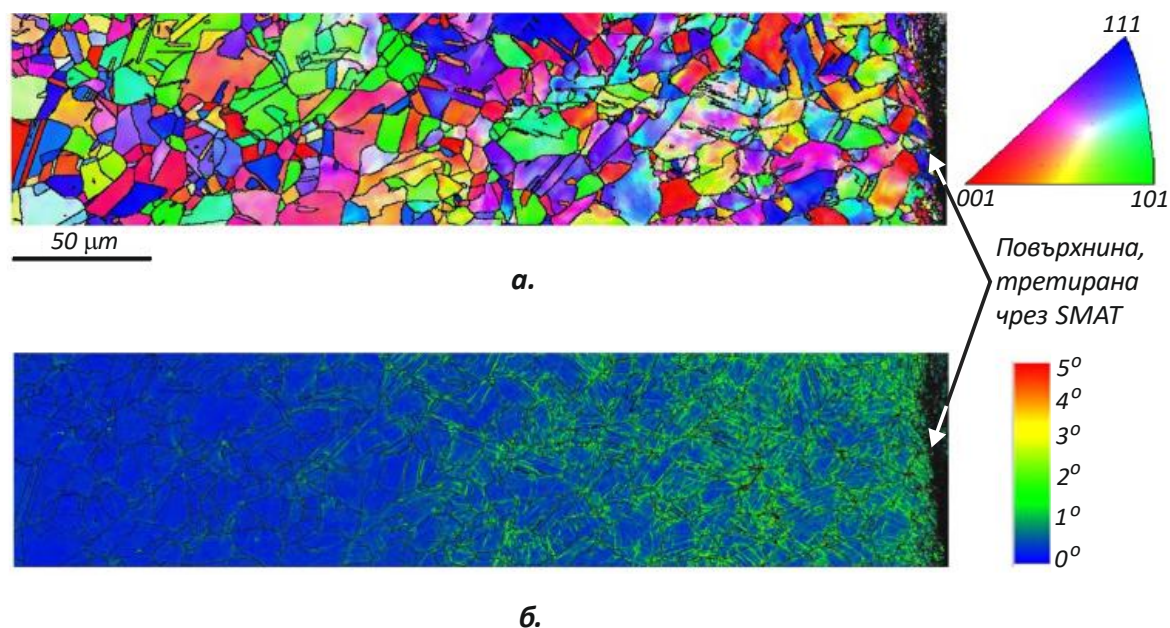


б.

Фиг. 4.5 SEM и EDX анализ на въглеродна стомана X52 5L (Grudić et al, 2018)

■ Дифракция на обратно разсейване на електрони

Дифракцията на обратно разсейване на електрони (Electron Backscatter Diffraction (EBSD)) е техника, базирана върху SEM, която се използва за изследване на кристалографската структура на материалите. EBSD е бърз и автоматизиран “инструмент”, който позволява микроструктурата да бъде анализирана, визуализирана и количествено определена на микро- и нано-ниво. Типичните измервания при EBSD включват информация за средния размер, локалната ориентация и границите на зърната, както и разпределение на фазите.



Фиг. 4.6 Данни, получени от EBSD анализ на стомана AISI 316, третирана чрез SMAT (Proust et al, 2015)

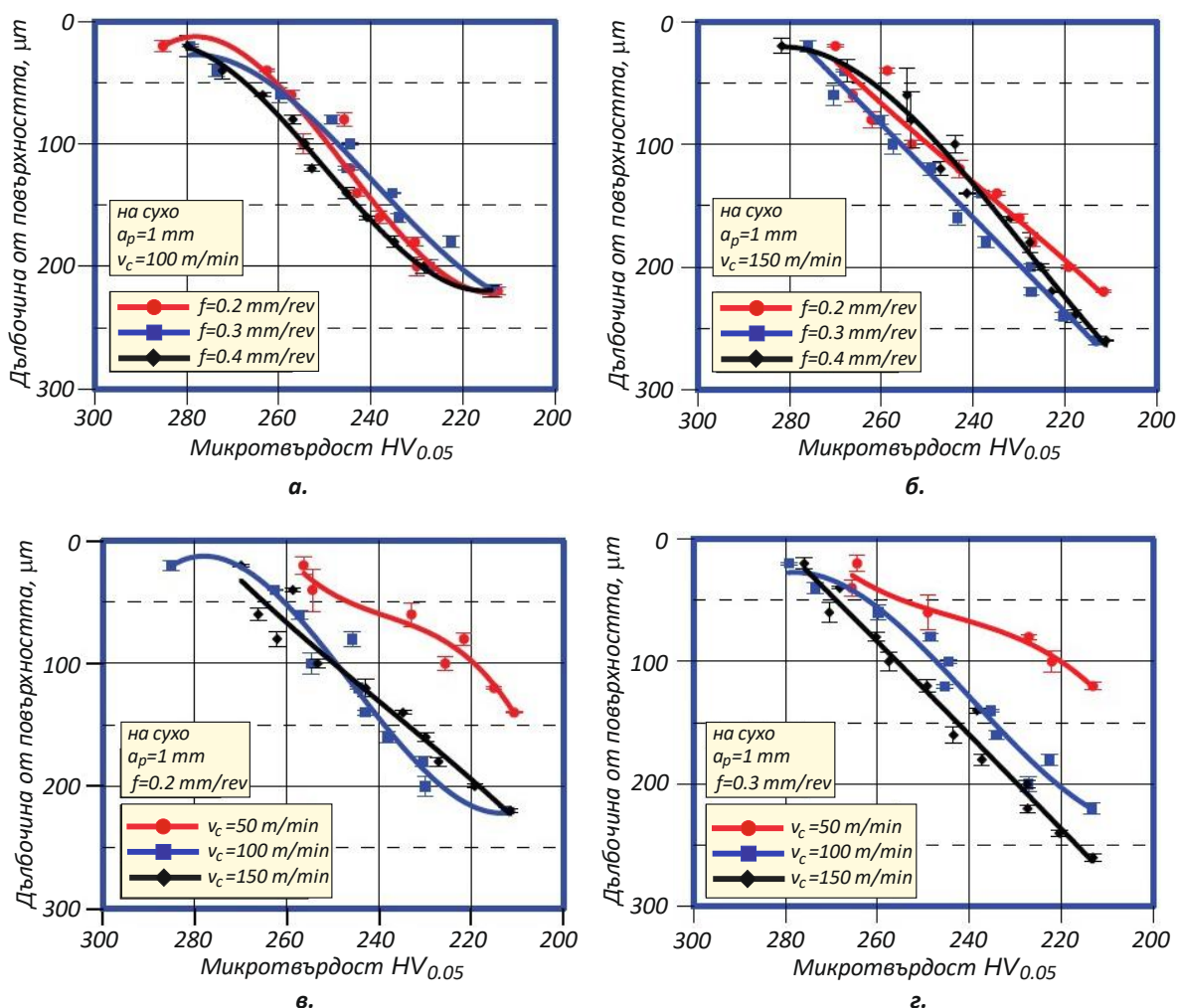
Фиг. 4.6 визуализира данни, получени от EBSD анализ на хром-никелова аустенитна стомана AISI 316, третирана чрез SMAT (Proust et al, 2015). Inverse pole figure (IPF) картата (фиг. 4.6а) визуализира границите на зърната, цветно кодирани според дезориентацията им. Кристалографската ориентация и големината на зърната близо до третираната повърхност се характеризират с по-голям градиент в сравнение с по-отдалечените зърна, които имат по-хомогенна кристалографска ориентация. Фиг. 4.6б представя картата на дезориентацията на зърната, която варира от 0° до 5° между съседни точки.

3. Микротвърдост и микроструктура следствие обработващи процеси с рязане

За конкретен обработван материал, геометрия и материал на режещия инструмент, профилът на микротвърдостта зависи от разпределението на пластичната деформация в дълбочина от ПС и температурното поле в зоната на рязане. Следователно, интерес представлява влиянието на технологичните параметри и

условията на рязане (на сухо или с мазане) върху профила на микротвърдостта.

Изменението на профилите на микротвърдостта на образци от аустенитна хром-никелова стомана AISI 321 (1.4541) в зависимост от скоростта на рязане и подаването при струговане на сухо са показани на фиг. 4.7 (Krolczy et al, 2014).

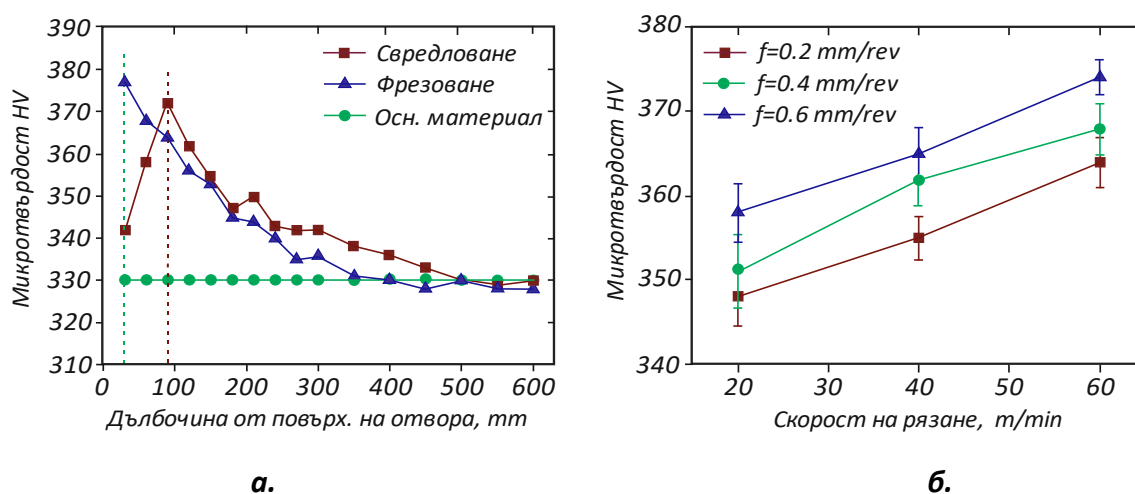


Фиг. 4.7 Влияние на скоростта на рязане и подаването при струговане на сухо на стомана AISI 321 върху профила на микротвърдостта (Krolczy et al, 2014)

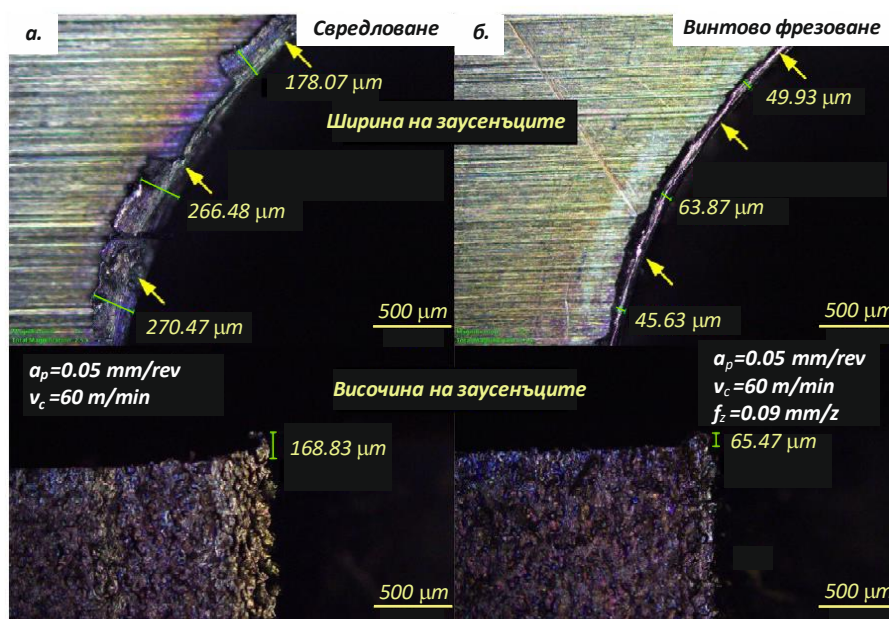
Използвани са пластини TNMG 160408 и инструмент ISO-MTGNL 2020-16. Графиките на фиг. 4.7а, б показват, че подаването не оказва съществено влияние върху профила на микротвърдостта. Струговане с по-големи скорости на рязане ($v_c = 100 - 150 \text{ m/min}$) води до малко увеличение (с 5 – 7 %) на микротвърдостта близо до ПС, но значително увеличава дълбочината на уякчения слой – до $260 \mu\text{m}$. При струговане на сухо, по-големите скорости на рязане водят до повече генерирана топлина в дълбочина, което увеличава степента на пластична деформация, а оттам и деформационното уякчаване.

Титановите сплави са предпочитан материал за високотехнологични приложения като самолетостроене и космическа техника, където отворите са най-често срещаните естествени концентратори на напреженията. В тези случаи SI, и преди всичко уякчаването на материала около отворите, имат определяща роля за УД на

компонентите. Познаването на директната корелация “обработващ процес – SI” е от ключово значение за избор на подходяща технология за довършващо обработване (Maximov and Duncheva, 2023). Фиг. 4.8а показва предимството на процеса винтово фрезозане в сравнение с конвенционалното свредлозане на отвори в титанова сплав Ti-6Al-4V от гледна точка на профилите на микротвърдостта непосредствено до ПС (Shanmugam et al, 2023). Установено е, че повишаването на микротвърдостта след винтово фрезозане се дължи преди всичко на по-силно изразения ефект на деформационно уякчаване. Микротвърдостта след винтово фрезозане е максимална, когато процесът се осъществява с осово подаване 0.6 mm/rev и скорост на рязане $v_c = 60 \text{ m/min}$ (фиг. 4.8б).



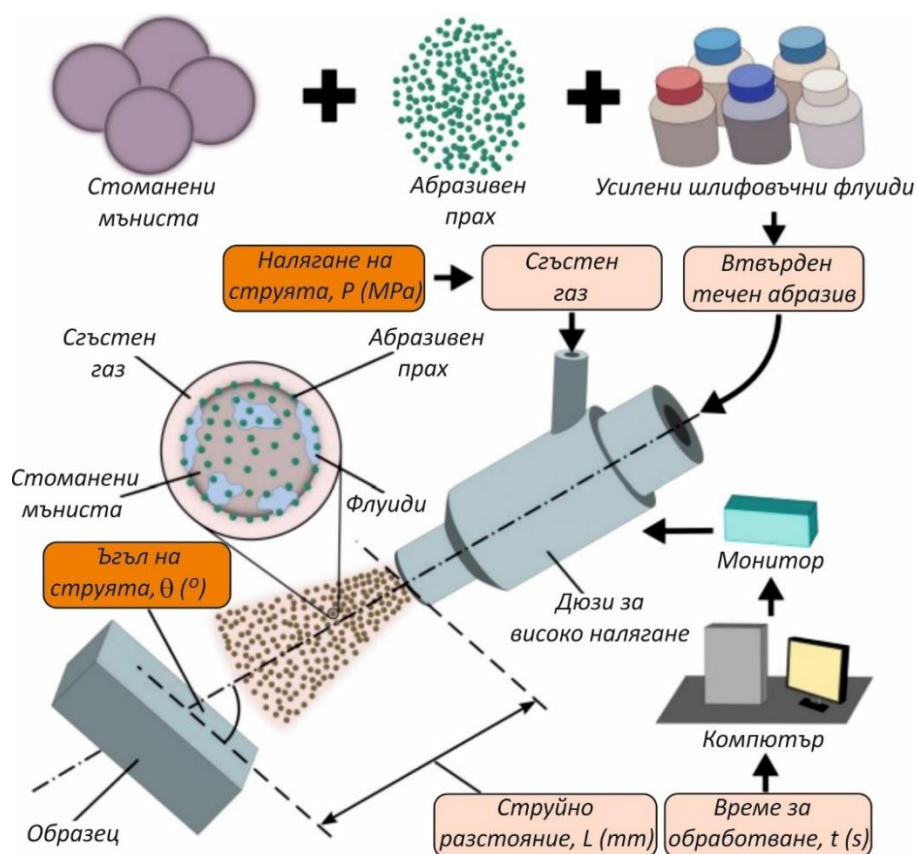
Фиг. 4.8 Изменение микротвърдостта след свредлозане и винтово фрезозане на отвори в титанова сплав Ti-6Al-4V (Shanmugam et al, 2023)
а). профили на микротвърдостта; б). влияние на осовото подаване върху максималната микротвърдост при спирално фрезозане



Фиг. 4.9 Заусенъци (неравности) на изхода на отвора
а). след свредлозане; б). след винтово фрезозане (Shanmugam et al, 2023)

Заусенъците (неравностите) по периферията на отворите, по-изразени върху изходната страна на инструмента, са нежелателни, тъй като от една страна, изискват допълнителни операции за премахването им, а от друга страна, благоприятстват концентрацията на напреженията, редуцирайки УД. Оптичните изображения на перифериите на изходната страна на отворите за двете техники на обработване са показани на фиг. 4.9. След свредловане се наблюдават силно изразени неравности и промяна на цвета на материала около отвора, доказваща наличие на термично афектирана зона (фиг. 4.9а). Високата температура в края на процеса и голямата осова сила при свредловане причиняват висока пластична деформация и неравномерно отстраняване на непрекъснати стружки, и в резултат – неравности с големи размери по периферията на отвора. По-ниската температура и едновременното винтово и осово движение при фрезоване водят до прекъснати стружки. В резултат се получават неравности със значително по-малки размери по периферията на отвора (фиг. 4.9б).

Liu et al, (2022) презентират нова, уякчаващо-модифицираща шлифовъчна техника (strengthen-modified grinding technique (SMGT)), схематично показана на фиг. 4.10.



Фиг. 4.10 Схема и технологични параметри на уякчаващо-модифицираща шлифовъчна техника (SMGT) (Liu et al, 2022)

Обработваната повърхност се подлага на въздействието на струя, съдържаща стоманени мъниста и абразивен прах, преминаващи през дюза за високо наля-

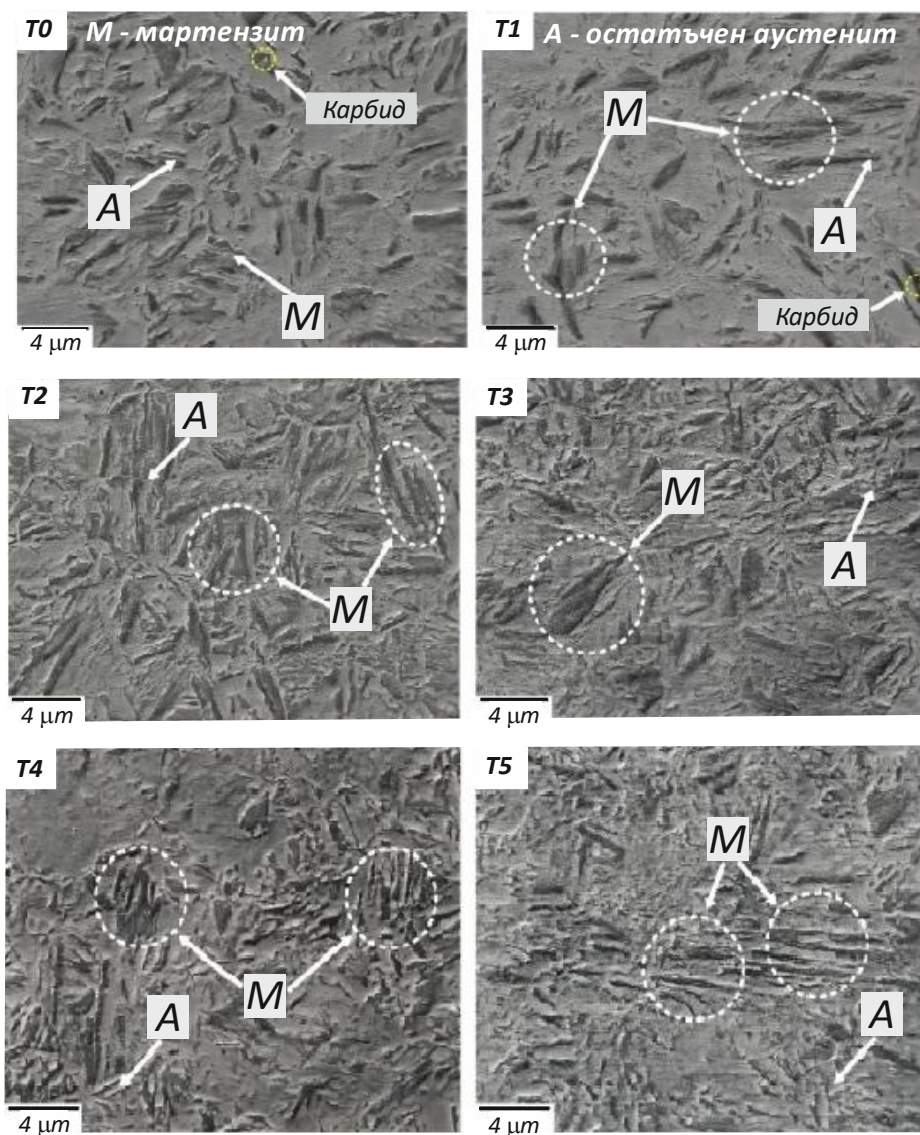
гане (фиг. 4.10). Изстреляните стоманени мъниста осигуряват кинетичната енергия на удара, следствие на което ПС претърпява пластична деформация, като се образуват сферични вдлъбнатини (ямки). Същевременно, прикрепеният към повърхността на стоманените мъниста абразивен прах придобива определена кинетична енергия, което осигурява микрорязане по вътрешността на формираните ямки. В резултат се получава повърхност, чиято морфология се характеризира с много микро-вдлъбнатини вътре в ямките с припокриване между ямките. В действителност, SMGT е хибриден процес, (независимо, че не е представен по този начин от авторите), тъй като се базира върху едновременно прилагане на две динамични по характер, но различни по вид механични въздействия: 1). ППД следствие изстрелването на стоманените мъниста; 2). Микрорязане, осъществено с абразивен прах. По отношение на лагерна стомана 30CrMnSiA е установено, че при получаване на описаната морфология, голямата степен на пластична деформация води до издребняване на зърната, а деформирането на кристалните решетки провокира трансформацията остатъчен аустенит → мартензит (Liu et al, 2022). Обект на изследване е влиянието на налягането на струята p и ъгъла на струята θ (табл. 4.2) върху повърхностната микроморфология, твърдостта, средния размер на зърната и процентното съдържание на мартензит.

Номенклатура на групите образци

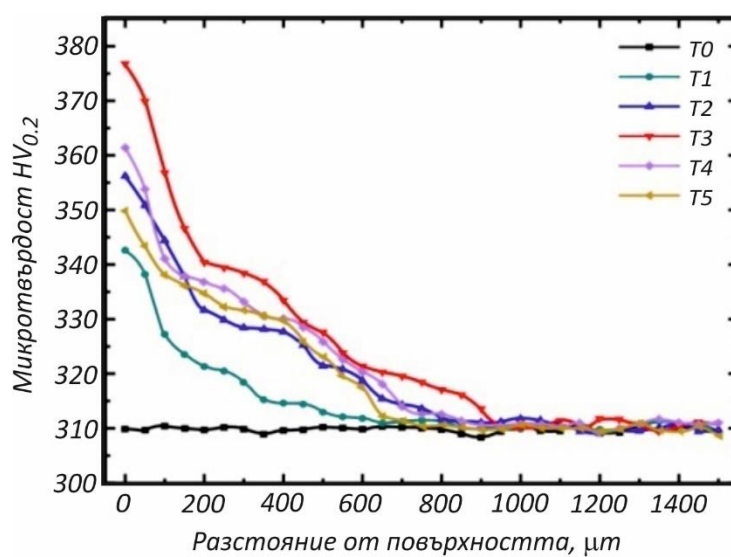
Таблица 4.2

Група	Налягане на струята, p , МПа	Ъгъл на струята, θ , deg	Струйно разстояние, mm	Време за обработка, t , s
T0	-	-	-	-
T1	0.2	90	90	900
T2	0.4	90	90	900
T3	0.6	90	90	900
T4	0.6	60	90	900
T5	0.6	30	90	900

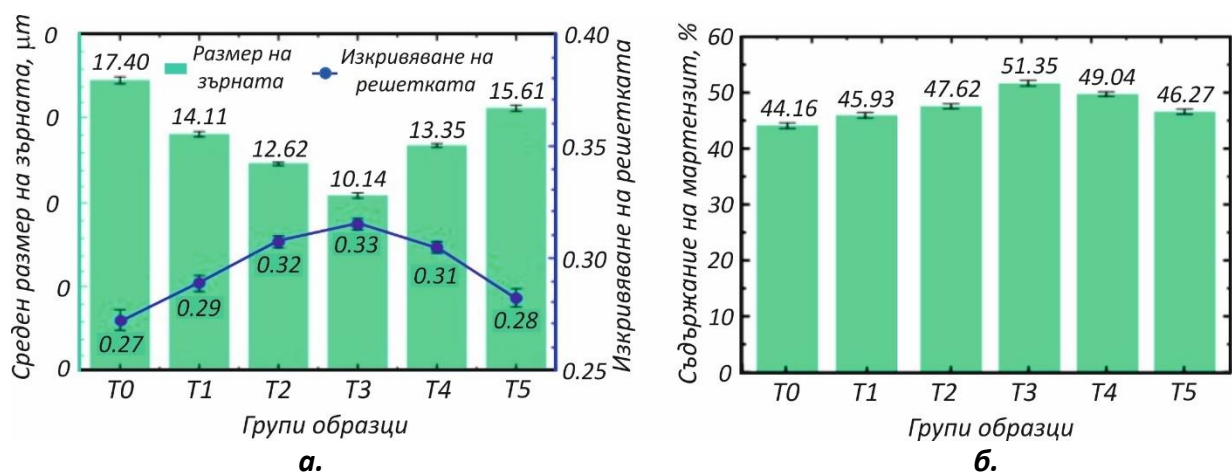
SEM изображения на обработените повърхнини на образците са показани на фиг. 4.11, а профилите на микротвърдостта – на фиг. 4.12. Изменението на средният размер на зърната и процентното съдържание на мартензит на повърхността на групите образци са визуализирани на фиг. 4.13. Издребняването на зърната и повишеното съдържание на мартензит са основните фактори, благоприятстващи увеличаването на микротвърдостта в ПС на стомана 30CrMnSiA след третиране със SMGT. Оптималните технологични параметри ($p = 0.6$ МПа и $\theta = 90$ deg) на процеса, съответстващи на образец T3, намаляват средния размер на зърната на повърхността до $10.14 \mu m$ (фиг. 4.13а), а съдържанието на мартензит и твърдостта на ПС се повишават съответно до 51.35 % (фиг. 4.13б) и $HV_{0.2} = 377.6$ (фиг. 4.12).



Фиг. 4.11 SEM изображения на обработените повърхнини на образците (Liu et al, 2022)



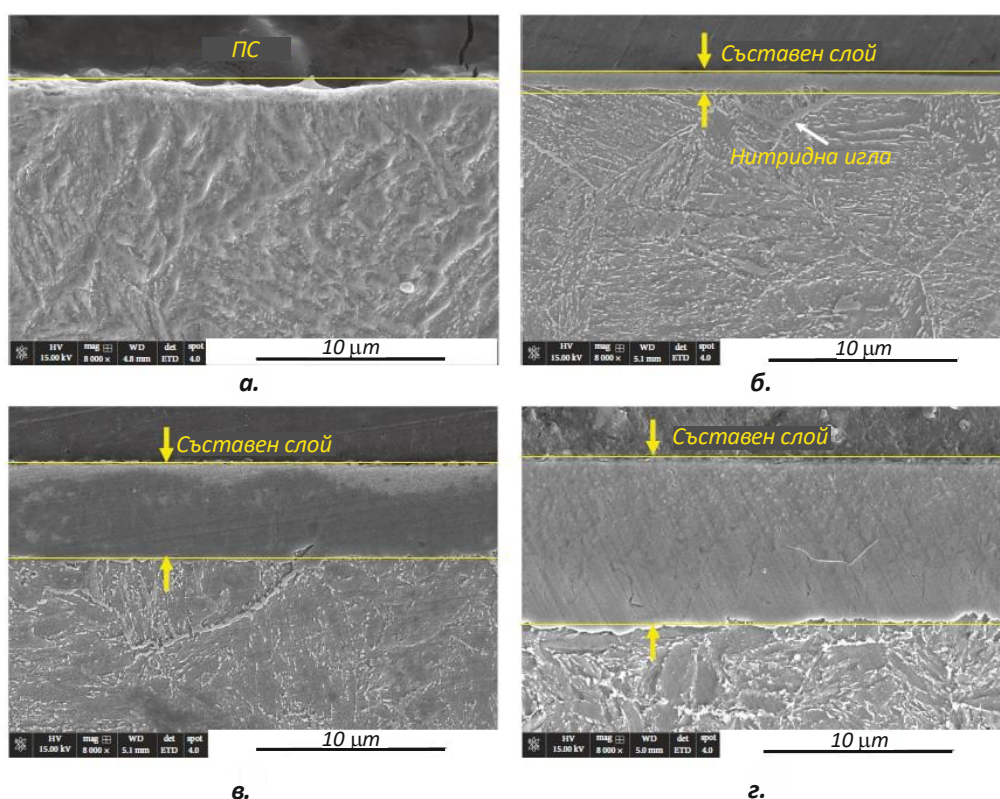
Фиг. 4.12 Профили на микротвърдостта на групите образци (Liu et al, 2022)



Фиг. 4.13 Характеристики на микроструктурата на групите образци (Liu et al, 2022)

4. Микротвърдост и микроструктура следствие конвенционални и процеси за термична и химико-термична обработка с КЕП

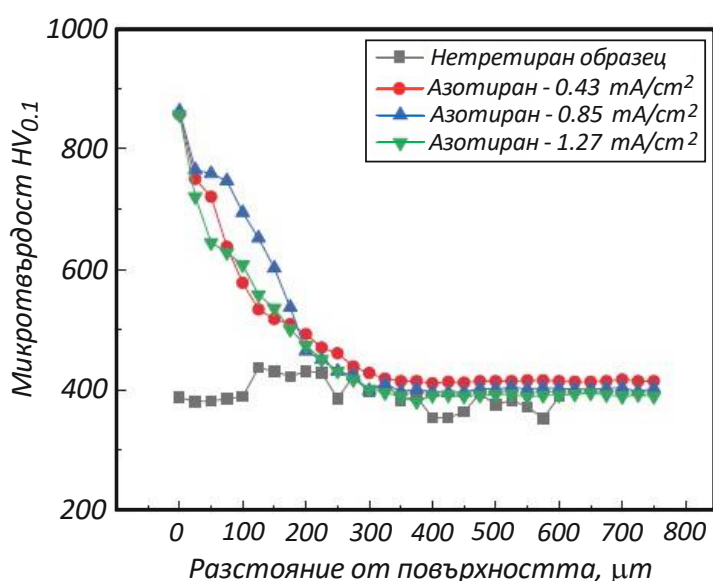
Една от ефективните техники за повишаване на твърдостта и подобряване на уморното поведение на метални компоненти е йонното азотиране. Тези ефекти се дължат на големите натискови ОН в обогатения с азот дифузионен слой.



Фиг. 4.14 SEM изображения на микроструктурата на стомана AISI 4041 след йонно азотиране (Park et al, 2022)

а). нетретиран образец; б). азотиран - плътност на тока $0.43 \text{ mA}/\text{cm}^2$;
в). азотиран - плътност на тока $0.85 \text{ mA}/\text{cm}^2$; г). азотиран - плътност на тока $1.27 \text{ mA}/\text{cm}^2$

По отношение на ниско-легирана стомана AISI 4140 е установено, че структурата и дебелината на получения съставен слой и азотният дифузионен слой са по-чувствителни към изменение на плътността на тока в сравнение с другите параметри на процеса – температурата, отношението на газовете H_2/N_2 и налягането (Park et al, 2022). SEM изображения на микроструктурата на ПС на нетретиран образец и образци, подложени на плазмено азотиране с различна големина на тока, са показани на фиг. 4.14а – г. Дебелината на получения съставен слой достига стойности $1\ \mu m$, $5\ \mu m$ и $10\ \mu m$ с увеличаване на големината на тока съответно до $0.43\ mA/cm^2$, $0.85\ mA/cm^2$ и $1.27\ mA/cm^2$. Същевременно се наблюдава тенденция за нарастване на дебелината на нитридните игли с увеличаване на големината на тока.

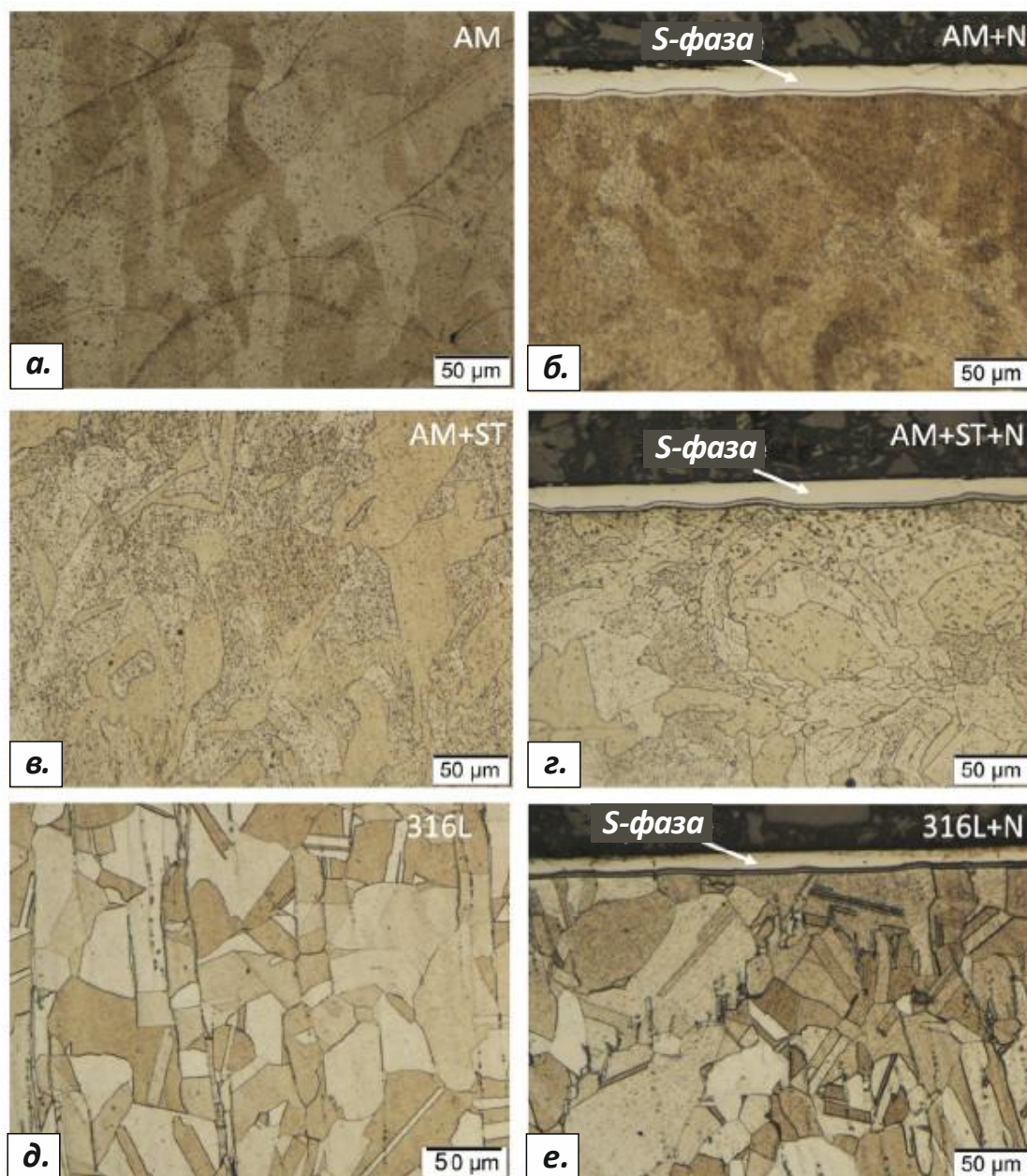


Фиг. 4.15 Профили на микротвърдостта (Park et al, 2022)

Профилите на микротвърдостта на нетретирания образец и азотираните образци са показани на фиг. 4.15. Под повърхността е измерена микротвърдост на азотираните проби $\approx 860\ HV_{0.1}$, докато в сърцевината микротвърдостта е значително по-ниска – $\approx 400\ HV_{0.1}$. На база на профилите на микротвърдостта може да се заключи, че йонното азотиране на стомана AISI 4140 води до дебелина на уякчения слой $\approx 210\ \mu m$ (фиг. 4.15).

Фиг. 4.16 показва оптични микроструктурни изображения на образци от аустенитна хром-никелова стомана AISI 316L, обработени по различен начин, в т.ч. чрез комбинирани процеси (Godec et al, 2020): AM – адитивно изработен чрез лазерно стопяване в прахово легло (фиг. 4.16а); AM+N – адитивно изработен чрез лазерно стопяване в прахово легло и подложен на ниско-температурно йонно азотиране при $430^\circ C$ за $15\ h$ (фиг. 4.16б); AM+ST – адитивно изработен чрез лазерно стопяване в прахово легло и подложен на термична обработка при $1060^\circ C$ за $30\ min$ (фиг. 4.16в); AM+ST+N ST – адитивно изработен чрез лазерно стопяване в прахово легло, след което последователно подложен на термична обработка при $1060^\circ C$ за $30\ min$ и ниско-температурно йонно азотиране при $430^\circ C$ за $15\ h$ (фиг. 4.16г); комерсиална отгрята стомана AISI 316L (фиг. 4.16д); комерсиална отгрята стомана AISI 316L, подложена на ниско-температурно йонно азотиране при $430^\circ C$ за $15\ h$ (фиг. 4.16е). Образец AM (фиг. 4.16а) има специфична микроструктура вследствие бързото втвърдяване, харак-

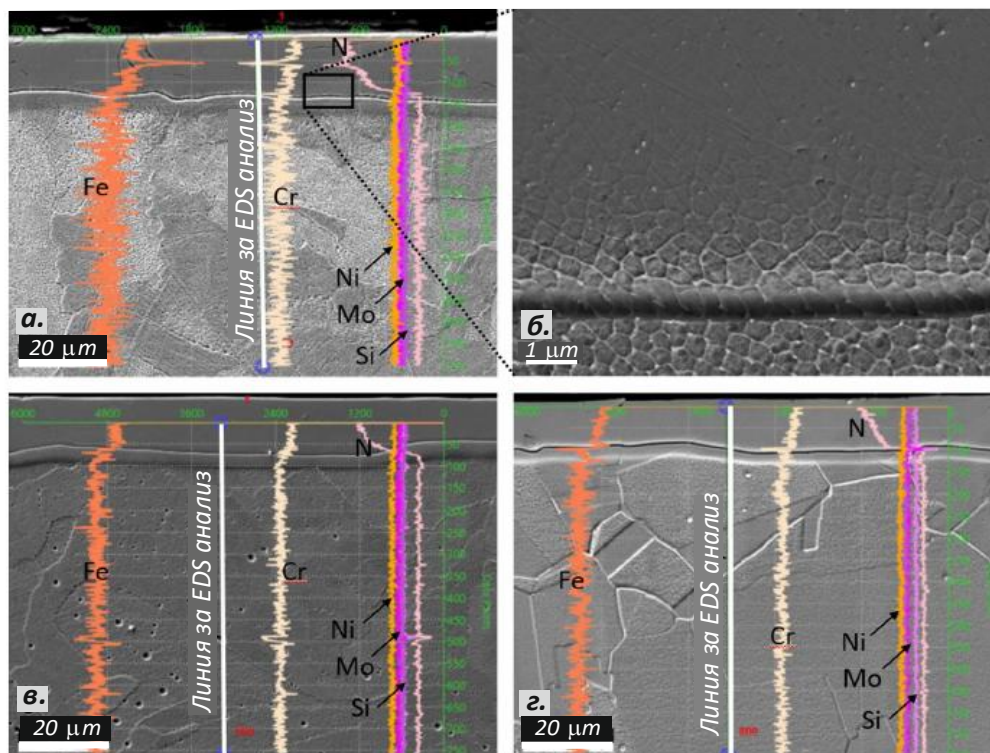
терно за лазерно стопяване в прахово легло. Оптичните микроструктури показват басейни от стопилка, причинени от локално разтопен материал. След термична обработка на разтвора металните басейни не се виждат вследствие рекристализацията (фиг. 4.16в).



Фиг. 4.16 Оптични микроструктурни изображения на образци от стомана AISI 316L, обработени по различен начин (Godec et al, 2020)

SEM изображения, получени от EDS анализ в линия на напречни сечения на образците с означения AM+N, AM+ST+N и 316L+N съгласно фиг. 4.17а, б, в (Godec et al, 2020). По време на процеса на ниско-температурно азотиране, азотът дифундира под повърхностния нитриден слой, съдържащ S-фаза, и образува много тънък дифузионен слой, чиято структура е показана на (фиг. 4.17б). Данните, получени от EDS линейното сканиране

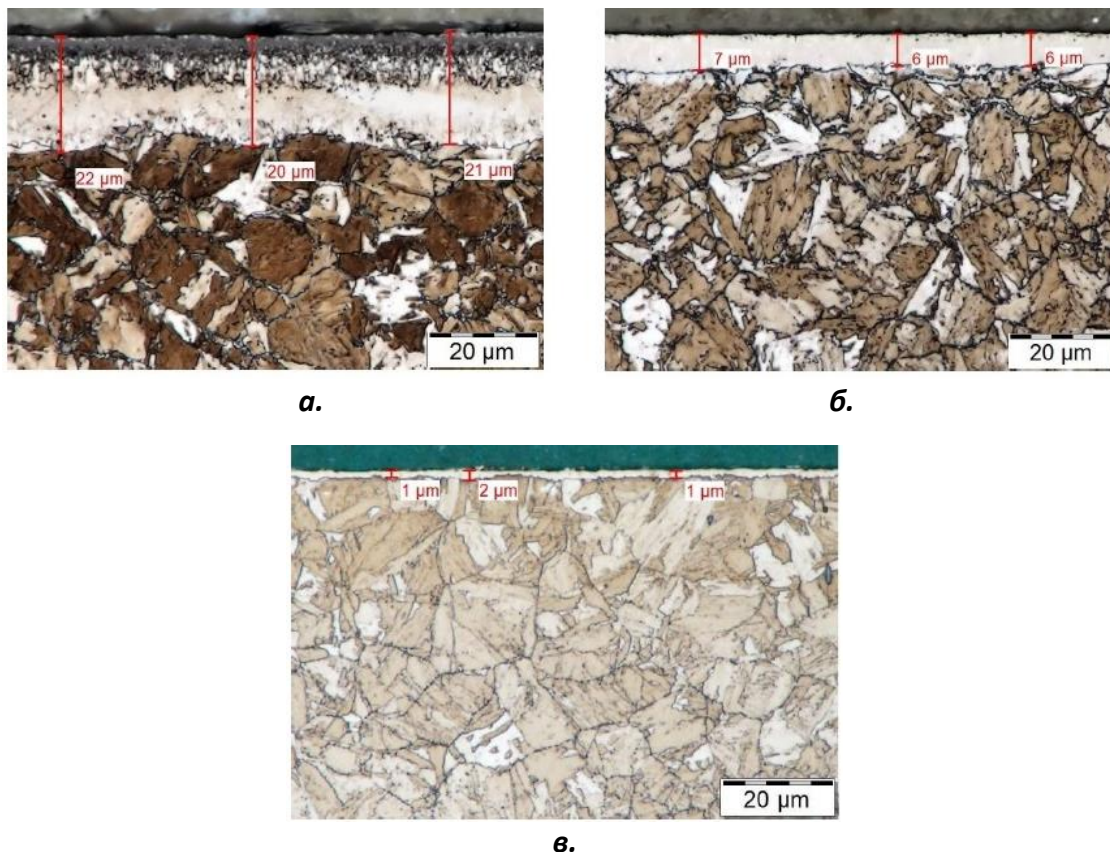
на фиг. 4.17а, в, г, показват леко изчерпване на хрома и увеличаване на количеството азот в нитридният слой.



Фиг. 4.17 SEM и EDS анализ в линия на образци от стомана AISI 316L, обработени по различен начин (Godec et al, 2020)

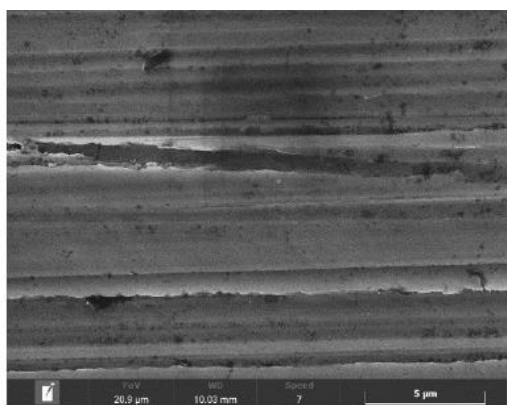
Микроструктурният анализ е ефективен “инструмент” за оценка на ефекта от азотиране и цианиране върху ПС на феритни стомани. Афектираният слой в тези случаи съдържа три подслой. Непосредствено върху повърхността се формира т.н. бял слой, съдържащ нитриди и карбонитриди на желязото. След пренастищане му с въглерод и азот, определени интерстициални атоми дифундират по-навътре, формирайки втори дифузионен подслой. Той се образува вследствие дисперсия на карбиди, нитриди и карбонитриди на желязото и легиращи елементи. Последният подслой е преходна зона, разположена между дифузионния подслой и основния метал [(Ratajski, 2009); (Hong et al, 2019)]. Независимо от високата му твърдост, при определени условия белият слой значително влошава свойствата на повърхността. Поръзността на белия слой е най-неблагоприятният фактор, тъй като порите намаляват корозионната устойчивост и увеличават крехкостта. Същевременно се създават условия за образуване на пукнатини вследствие механично напрежение. Prochazka et al, (2021) изследват възможностите за използване на плазмено (йонно) и газово цианиране за подобряване на ПС на феритна стомана 1.5752 (аналог на AISI 3310), използвана за производство на тежко натоварени компоненти във военни транспортни средства и оръжейни системи. Фиг. 4.18 показва оптични изображения на микрострукту-

рата и параметрите на получените бели слоеве в корелация с използваната техника и продължителността на процеса.

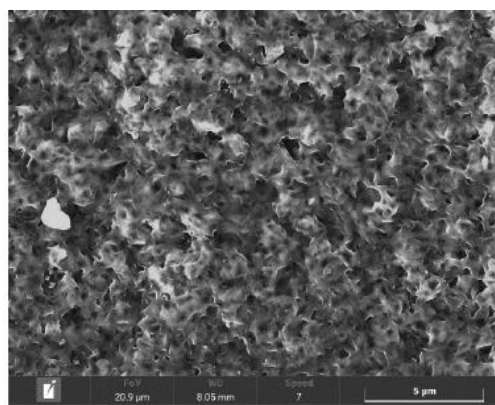


Фиг. 4.18 Оптични микроструктурни изображения ($\times 2000$) на бял слой в стомана AISI 3310 след цианиране (Prochazka et al, 2021)
а). след газово цианиране за 6 h; б). след плазмено цианиране за 6 h;
в). след плазмено цианиране за 4 h

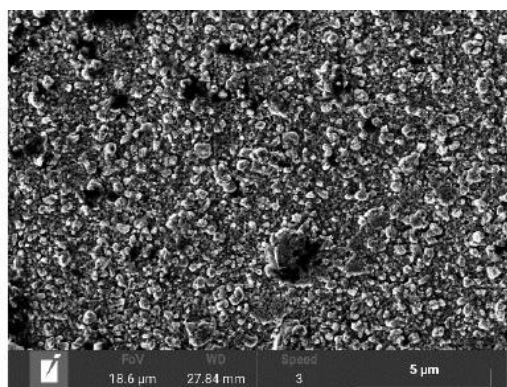
Дебелината на белия слой, получен след 6 часа газово цианиране, се колебае около $21 \mu m$, а порьозността му се простира до около половината от дебелината (фиг. 4.18а). Порестата част се образува предимно вследствие кондензация на частици от газовата среда. Белият слой, получен след 6 часа плазмено цианиране, е около три пъти по-тънък и почти без пори в сравнение с първия случай (фиг. 4.18б). Тази качествена разлика дава основание да се редуцира продължителността на плазменото цианиране до 4 часа, в резултат на което се постига значително стесняване на дебелината на белия слой (фиг. 4.18в). Това позволява да се елиминира последващата механична обработка за премахване на белия слой (Prochazka et al, 2021). За SEM изображенията е използван електронен микроскоп TESCAN MIRA с увеличение $\times 10000$, което позволява да се оценят морфологията и порьозността на третираните повърхности (фиг. 4.19а-г). Повърхностната морфология на образците, третирани чрез плазмено цианиране, е по-хомогенна и с по-ниска порьозност в сравнение с цианираните образци в газова среда.



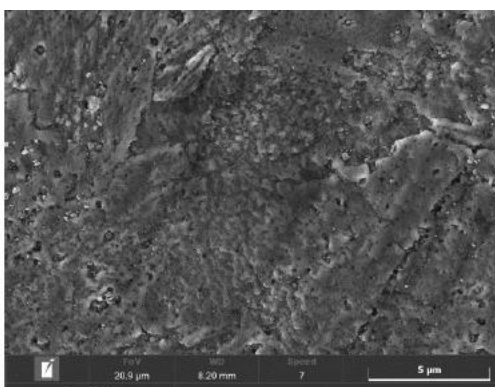
а.



б.



в.

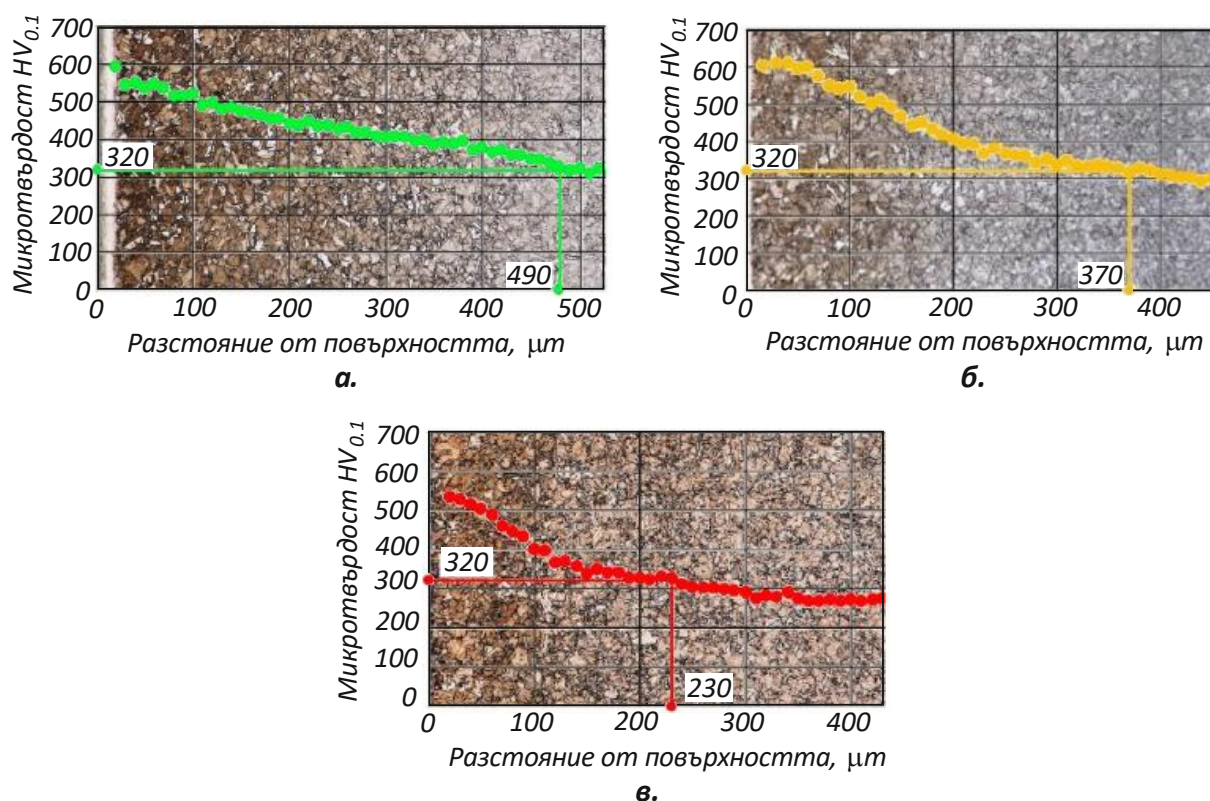


г.

Фиг. 4.19 SEM изображения ($\times 10000$) на повърхностната морфология (Prochazka et al, 2021)

**а). след термообработка; б). след газово цианиране за 6 h;
в). след плазмено цианиране за 6 h; г). след плазмено цианиране за 4 h**

Дълбочината на дифузионните слоеве е оценена в съответствие с ISO 18203:2016(E) на база на профилите на микротвърдостта и приетата гранична стойност на микротвърдостта в сърцевината ($HV_{0.1} = 320$) (фиг. 4.20а, б, в). Тази дълбочина съответства на разстоянието от повърхността, където се измерва микротвърдост, по-голяма с $HV = 50$ от приетата микротвърдост на сърцевината на материала. Дълбочината на дифузионния слой след газово цианиране за 6 h е $490 \mu m$ (фиг. 4.20а), а след плазмено цианиране със същата продължителност – $370 \mu m$ (фиг. 4.20б). Максималните стойности на $HV_{0.1}$ (измерени на разстояние $20 \mu m$ от повърхността) са почти едни и същи за двата процеса, но дълбочината на дифузионните слоеве се различава съществено. Този феномен се дължи на различния характер на двата процеса и е по-изразен с намаляване на времето (фиг. 4.20в). Всички изследвани процеси на цианиране осигуряват максимални стойности на микротвърдостта в диапазона $HV_{0.1} = 500 - 600$, като процесът на плазмено цианиране с продължителност 4 часа води до по-малка дълбочина на уякчения слой ($230 \mu m$) в сравнение с 6-часовите варианти.

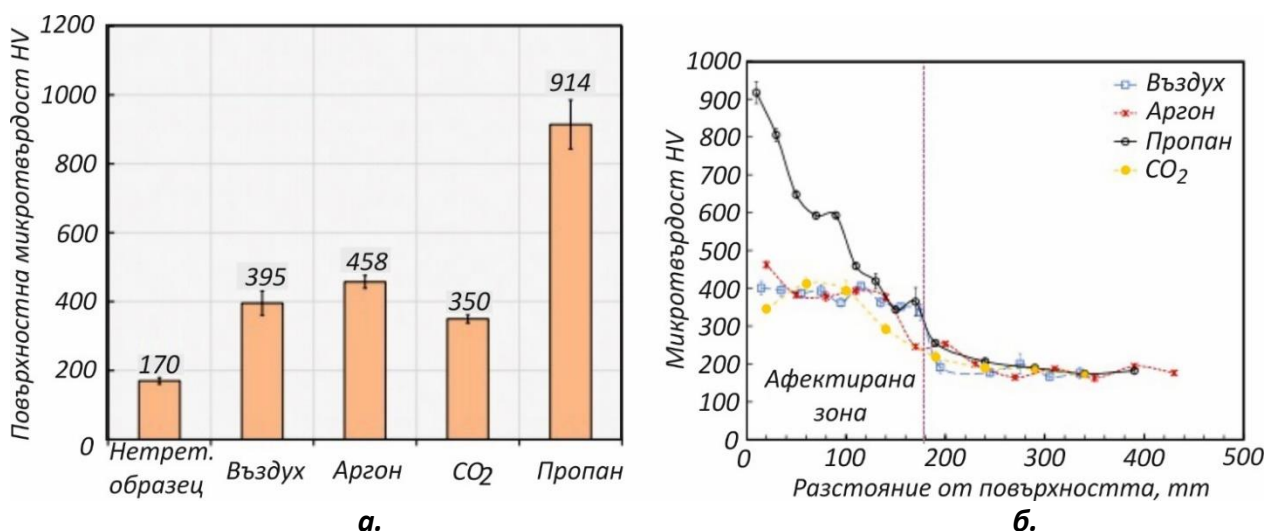


Фиг. 4.20 Профили на микротвърдостта ($\times 500$) (Prochazka et al, 2021)
а). след газово цианиране за 6 h; б). след плазмено цианиране за 6 h;
в). след плазмено цианиране за 4 h

Установено е, че и двата вида цианиране са полезни за модифициране на ПС на стомана AISI 3310, вкл. в аспект на по-малки деформации в сравнение с често използвания процес цеметация.

Значителните технологични възможности на процесите за термична и химико-термина обработка с КЕП до голяма степен са свързани с много големите скорости на нагряване и охлаждане, надвишаващи с няколко порядъка конвенционалните такива (виж Гл. 1, т. 4.4.2). В конвенционалния им вариант, лазерните техники, вкл. лазерното закаляване, не изискват вакуумна камера, поради което обикновено се реализират на въздух. Използването на контролирана газова среда позволява директна реакция на газа с третираната повърхност и разширява технологичните възможности на тези техники за модифициране на ПС. [Maharjan et al, \(2020\)](#) изследват директно лазерно закаляване на стомана AISI 1020 с помощта на газ, използвайки оптичен лазер с итербий в присъствието на четири различни газа – въздух, аргон, въглероден диоксид и пропан. За да се оцени ефективността на различните газове върху твърдостта и микроструктурата на стоманата, всички експерименти за лазерно закаляване са проведени при едни и същи параметри чрез поставяне на образеца в специална вакуумна камера. Във всички изследвани случаи лазерно закалените повърхности имат по-висока повърхностна микротвърдост от тази на основния материал (фиг. 4.23а). Закаляването на въздух води до около 2.3 пъти по-голяма повърхностна твър-

дост в сравнение с тази на основния материал. Аргонът осигурява малко по-голям уякчаващ ефект в сравнение с въздуха, тъй като предотвратява окисляването на повърхността. Пропанът осигурява много висока повърхностна микротвърдост ($HV = 914$) в сравнение с конвенционалния процес на лазерно закаляване ($HV = 395$). Този ефект е следствие от дифузията на въглерод в стоманата след разграждане на пропана, резултираща в голямо количество карбиди в ПС. Среда, съдържаща CO_2 , води до по-ниска повърхностна твърдост ($HV = 350$), въпреки високото съдържание на въглерод. Причината е окислителния ефект на CO_2 , който предизвиква обезвъглеродяване по време на лазерно закаляване.

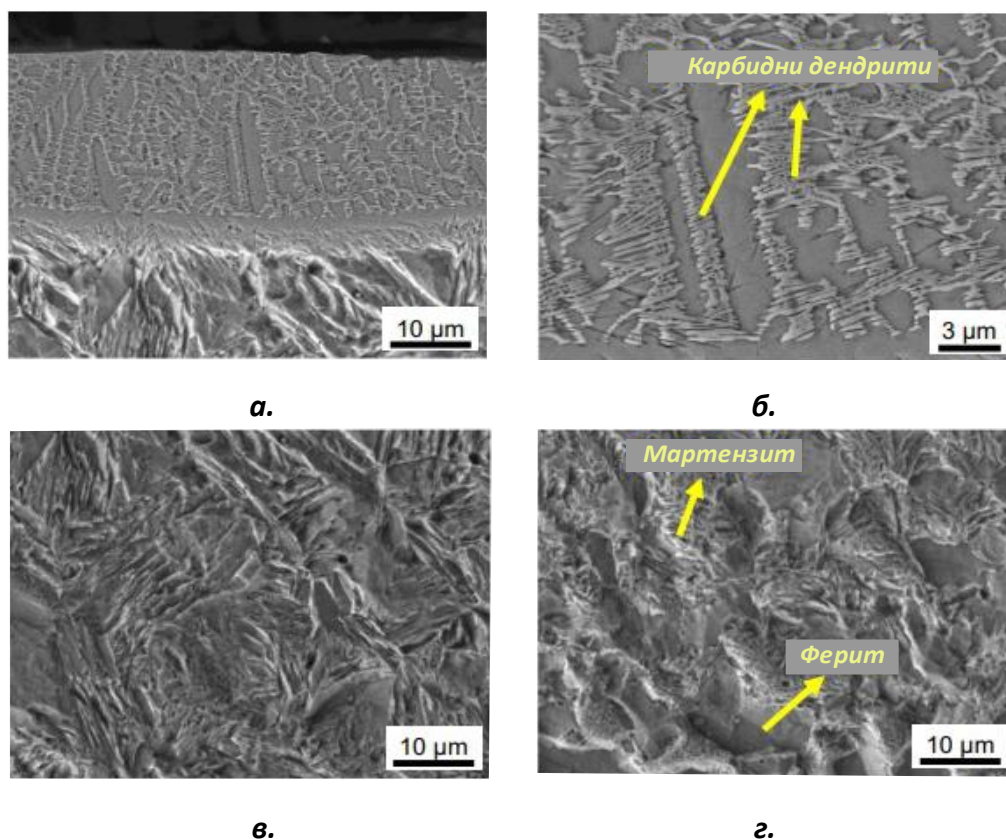


Фиг. 4.23 Влияние на вида на газовата атмосфера върху микротвърдостта след лазерно закаляване на стомана AISI 1020 (Maharjan et al, 2020)
а). повърхностна микротвърдост; **б).** разпределение в дълбочина

Профилите на микротвърдостта са показани на фиг. 4.23б. Максималната микротвърдост се наблюдава за образца, третиран в пропан. За образците, третирани във въздух и среда с аргон и CO_2 , твърдостта по дълбочина остава стабилна до дълбочина от около $140 \mu m$.

SEM изображения на микроструктурите на лазерно закаления образец в среда на пропан са показани на фиг. 4.24а-г. В действителност, процесът може да се отнесе към лазерна цементация, тъй като най-външният слой е обогатен с въглерод (фиг. 4.24а, б). На границата между обогатеният с въглерод външен слой и лазерно уякчената зона се наблюдава тънка леко гравирена лента (фиг. 4.24а) – индикатор за изключително висок въглероден потенциал, провокиращ дифузия на въглерод в твърдо състояние в матрицата (Maharjan et al, 2020). Фиг. 4.24в показва пластинчатата мартензитна структура в лазерно уякчената зона с максимална дълбочина до $250 \mu m$. Наличието на по-големи лазерно уякчени зони предполага, че термичният цикъл е причинил аустенизиране на зоната, предизвиквайки фазова трансформация в твърдо състояние. Количеството мартензит в лазерно уякчената зона се променя в дълбочина, като на по-голяма

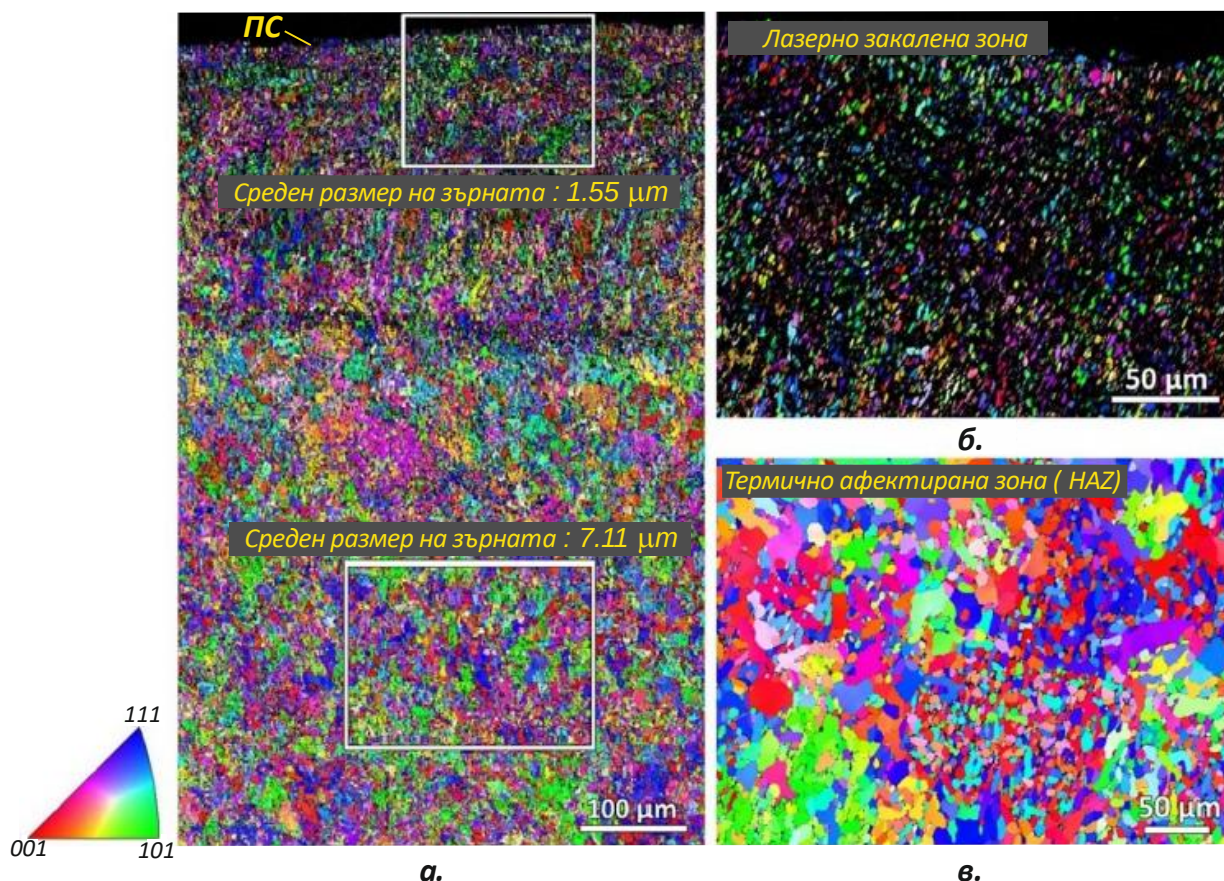
дълбочина се образува смесена микроструктура, съдържаща мартензит, ферит и неразтворени карбиди (фиг. 4.24г). Това доказва, че лазерното закаляване по същество е процес на повърхностно закаляване.



Фиг. 4.24 SEM изображения на микроструктурата след директно лазерно закаляване в среда на пропан (Maharjan et al, 2020)

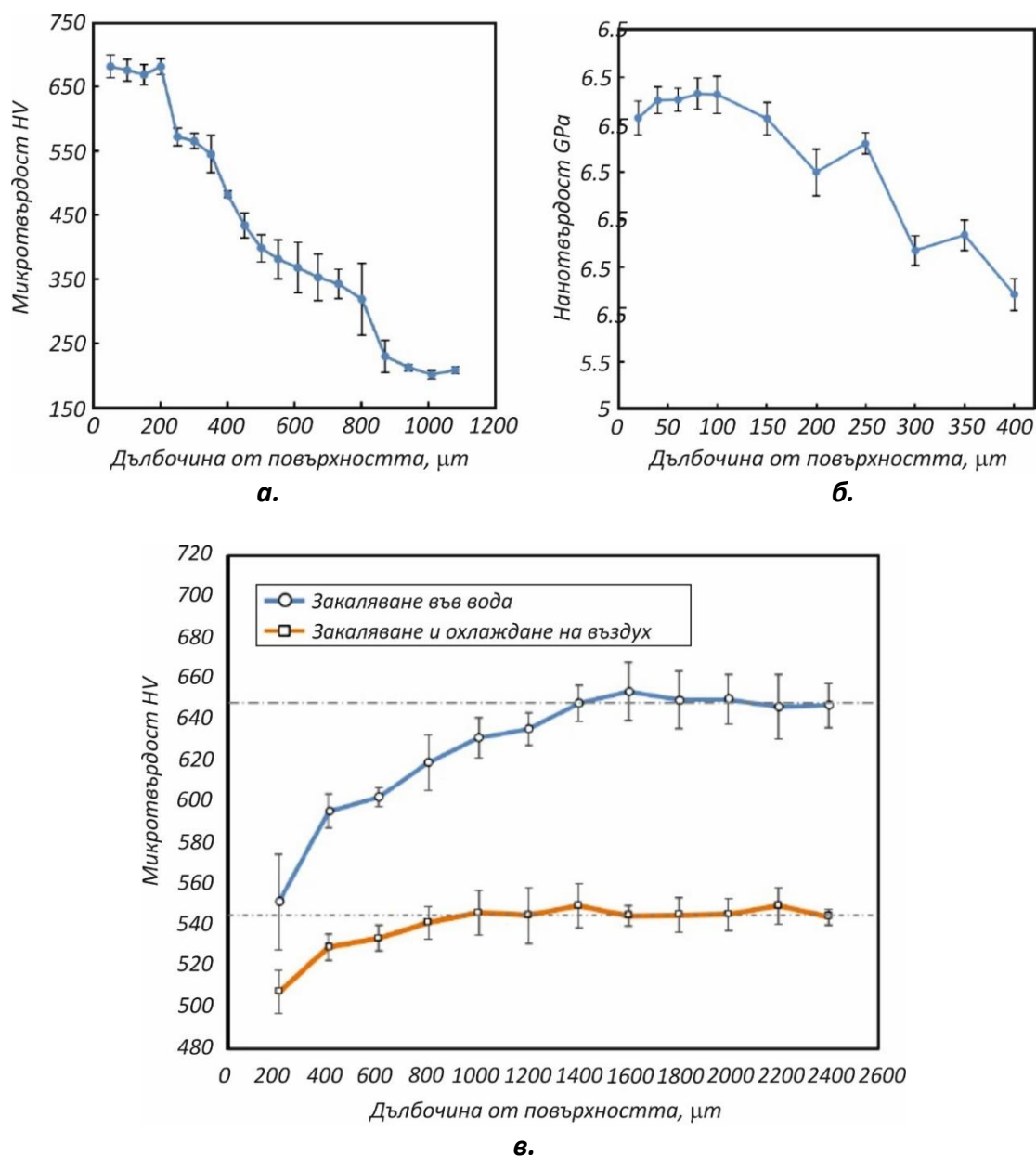
Както беше посочено по-горе, при лазерното повърхностно закаляване на стомани на въздух и в среда, съдържаща CO_2 , независимо от бързото нагряване, е възможно обезвъглеродяване на ПС. Обезвъглеродяването е феномен на повърхностна деградация, причинен от по-високата активност на въглерода по отношение на кислородните атоми в сравнение с железните атоми при високи температури. Резултатът е по-ниска якост, по-ниска износоустойчивост и влошена УД, и следователно, е индикатор за приложимостта на съответните лазерни техники. Aprilia et al, (2023) оценяват ефекта на обезвъглеродяване в плоски образци от неръждаема дуплексна стомана AISI 420 след лазерно закаляване на базата на сравнение с конвенционалния вариант на термична обработка – нагряване в пещ, закаляване във вода, последвано от охлаждане във въздух. За лазерно закаляване на стайна температура във въздух е използван високомощен диоден лазер LaserTec 65 3D с дължина на вълната 1064 nm със селектирани параметри, осигуряващи повърхностно уякчаване без съществено разтопяване на повърхността: мощност 480 W , скорост на лазерния лъч 20 mm/s , осигуряващ енергийна плътност 10.19 J/mm^2 , с едно преминаване с препокриване

40 %. Фиг. 4.25 показва EBSD IPF-γ карта на ПС на образец, подложен на лазерно закаляване, която показва различна ориентация на зърната и различен среден размер на зърната в двете зони (фиг. 4.25а). Средният размер на мартензитните зърна в лазерно уякчената зона е $1.55\ \mu\text{m}$, а в по-долно разположената термично афектирана зона средният размер на феритните зърна е $\sim 7.1\ \mu\text{m}$.



Фиг. 4.25 EBSD IPF карта на ПС на мартензитна неръждаема стомана AISI 420 след лазерно закаляване (Aprilia et al, 2023)

Като индикатор за количествена оценка на повърхностното обезвъглеродяване на образците е използвано измерването на микротвърдост и нано-твърдост, тъй като твърдостта на мартензитната фаза в стоманата е пряко свързана със съдържанието на въглерод в нея. Трябва да се отбележи, че определянето на микротвърдостта може да служи само като индикация за обезвъглеродяването предвид различните фактори, влияещи върху изменението на твърдостта – растеж на зърната, промяна в плътността на дислокациите и др. Профилът на микровърдостта на лазерно закаления образец показва, че лазерното повърхностно закаляване увеличава твърдостта на стоманата AISI 420 повече от три пъти (фиг. 4.26а) – в близост до повърхността микротвърдостта е $\sim HV = 675$, а на основния материал $\sim HV = 200$. Тъй като не се наблюдава намаляване на микротвърдостта близо до повърхността на образца, може да се заключи, че в ПС не настъпва обезвъглеродяване на повърхността.



Фиг. 4.26 Профили на микротвърдостта/нанотвърдостта в мартензитна неръждаема стомана AISI 420 (Aprilia et al, 2023)
 а). и б). след лазерно закаляване; в). след конвенционално закаляване

Разделителната способност на измерването на микротвърдост е около $50 \mu\text{m}$, т.е. обезвъглеродяване на по-малка дълбочина по този начин не може да бъде открито. Поради това, близо до повърхността на лазерно закаления образец е направено измерване на нанотвърдост на Berkovich (фиг. 4.26б). Намалването на нанотвърдостта на образца само с около 3% на дълбочина $40 \mu\text{m}$ е индикатор за обезвъглеродяване при лазерното повърхностно закаляване на AISI 420SS, но този ефект е незначителен. Профилите на микротвърдостта на образци, подложени на конвенционална обработка (нагряване в пещ при 980°C и закаляване във вода и закаляване и охлаждане на въздух) (фиг. 4.26в) показват значително увеличаване на микротвърдостта. Очаквано, микротвърдостта на закаления във

вода образец е по-висока от тази на закаления и охладен на въздух образец. Сравнението с конвенционалния вариант на термична обработка показва малко по-висока микротвърдост на лазерно закаления образец (Aprilia et al, 2023). Този ефект се дължи на следните фактори: 1). Температурата при лазерно закаляване е значително по-висока от тази при нагряване в пещ, което води до пълно или почти пълно разтваряне на карбидите, а разтварянето на въглерод в аустенита е по-изразено при по-високи температури на аустенизиране; 2). Скоростта на охлаждане при лазерно повърхностно закаляване е много по-висока от скоростта на охлаждане при конвенционално закаляване във вода.

5. Технологични възможности на статични процеси за ППД за подобряване на микротвърдостта и микроструктурата

5.1. ППД с контакт триене при търкаляне

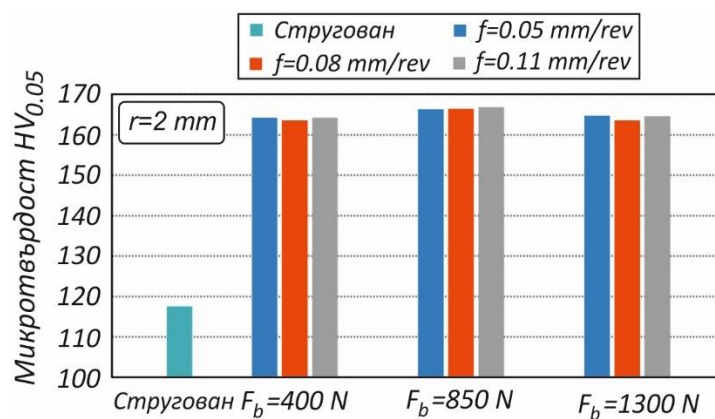
В Гл. 3, т. 5.2 са показани възможностите на ППД с ТР за въвеждане на полезни ОН на натиск в ротационни образци от високояка алуминиева сплав 2024-T3, респ. да се прилага като уякчаващ ППД процес (hardening burnishing) съгласно класификацията, предложена от Korzynsky (2009). Проведеното широко експериментално изследване на характеристиките на SI, в т.ч. получената грапавост и микротвърдост, доказва потенциалните технологични възможности на този процес да се прилага като смесен ППД процес (mixed burnishing) (Duncheva et al, 2020).

Фиг. 4.28а, б, в обобщава резултатите от проведения планиран експеримент от вида 3^3 (управляващи фактори са радиус r на тороидалната работна повърхнина на ролката, деформиращата сила F_b и подаването f) за получените средни стойности на измерената повърхностна микротвърдост $HV_{0.05}$ за всичките 27 образца. Разликата между най-голямата и най-малката средна стойност е 10.3 единици, което показва, че няма изразени тенденции за влиянието на управляващите фактори върху повърхностната микротвърдост.

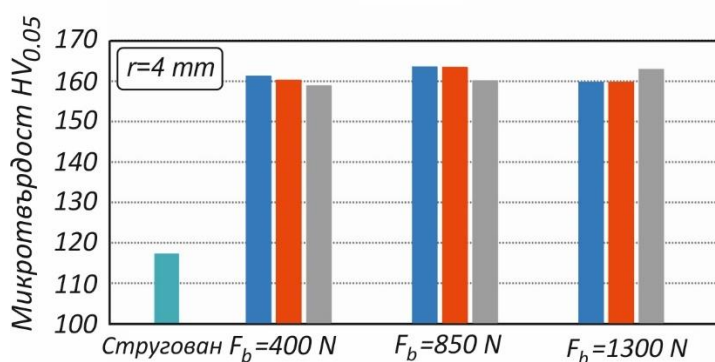
Повърхностната микротвърдост за всеки образец варира в тесни граници. Разсейването е 3.3 единици при $r = 2 \text{ mm}$, 4.7 единици при $r = 4 \text{ mm}$ и 2.8 единици при $r = 6 \text{ mm}$. Тези стойности на разсейване са в рамките на статистическата грешка на измерената микротвърдост. Следователно, ППД с ТР осигурява хомогенна уякчена повърхност на алуминиева сплав 2024-T3, като е постигната степен на уякчаване:

$$K_h = \frac{HV_{0.05} - HV_{0.05}^{init}}{HV_{0.05}^{init}} \times 100, \% = 37.6\%,$$

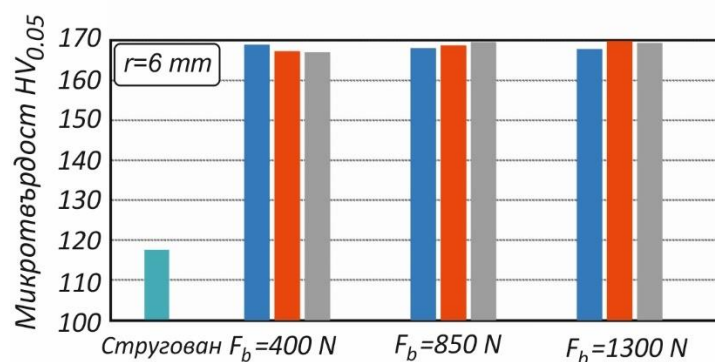
където: $HV_{0.05}^{init} = 117$ е началната средна микротвърдост след струговане (фиг. 4.28); $HV_{0.05} = 161$ е микротвърдостта, съответстваща на оптималните параметри на процеса, получени след оптимизация по критерий минимална грапавост, оценена с параметъра R_a .



а.



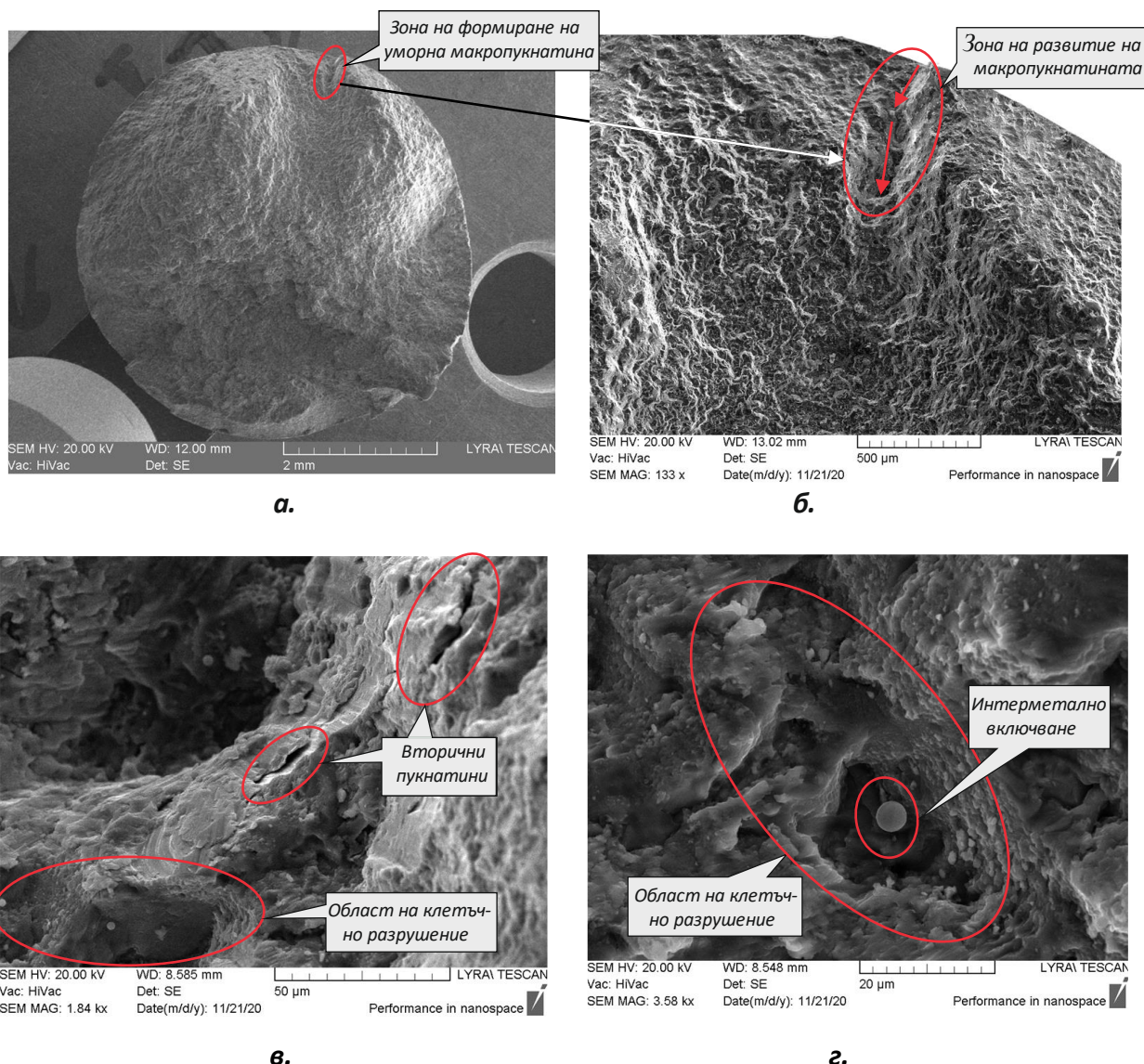
б.



в.

Фиг. 4.28 Изменение на повърхностната микротвърдост $HV_{0.05}$ в алуминиева сплав 2024-T3 след ППД с ТР

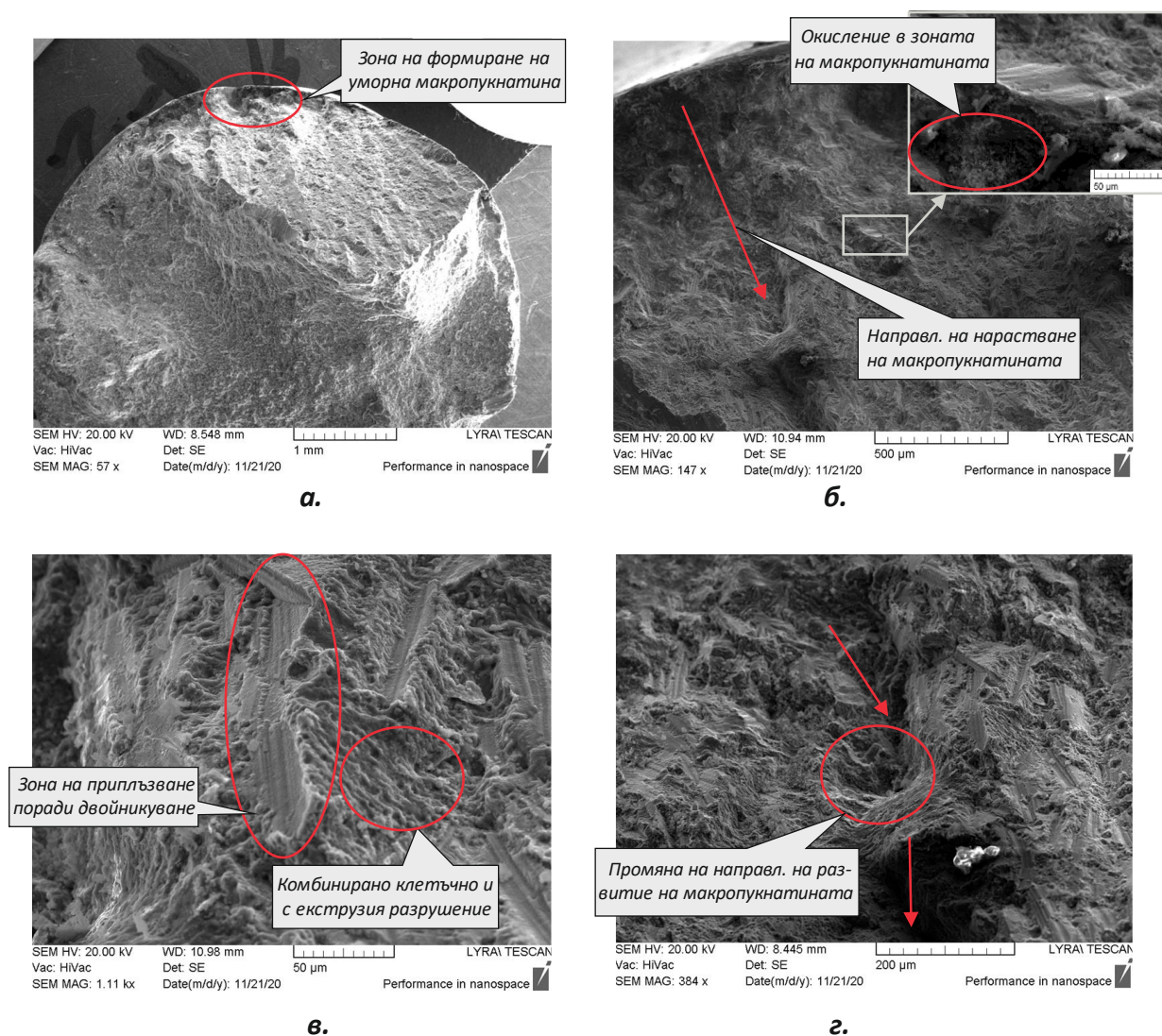
За да се оцени ефективността на ППД с ТР в корелация с уморното натоварване, е проведен сравнителен фрактографски анализ на SEM изображения на уморните ломове на три уморни образца след уморни тестове на триточково въртливо огъване (Duncheva et al, 2021), както следва: образец, обработен само чрез струговане, амплитуда на цикъла $\sigma_a = 195\text{ MPa}$, разрушен в многоцикловата област (фиг. 4.29); образец, подложен на ППД с ТР с радиус $r = 4\text{ mm}$, деформираща сила $F_b = 1300\text{ N}$, брой на преходите $n = 6$, амплитуда на цикъла $\sigma_a = 390\text{ MPa}$, разрушен в малоцикловата област (фиг. 4.30); образец, подложен на ППД с ТР с радиус $r = 4\text{ mm}$, деформираща сила $F_b = 1300\text{ N}$, брой на преходите $n = 6$, амплитуда на цикъла $\sigma_a = 300\text{ MPa}$, разрушен в многоцикловата област (фиг. 4.31).



Фиг. 4.29 SEM изображение на разрушена повърхнина на уморен образец (многоциклова област, $\sigma_a = 195 \text{ MPa}$), обработен само чрез струговане

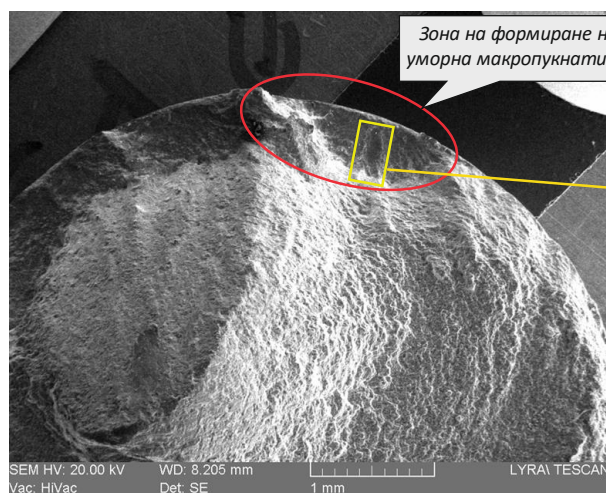
В стругования образец уморната пукнатина възниква в точка от повърхността (фиг. 4.29а) и се разпространява в радиална посока (фиг. 4.29б). Равнините на плъзгане са ориентирани перпендикулярно на предната част на главната макропукнатина. Микрорелеф със стръмна стъпка, дължащ се на механизма на екструзия, се наблюдава на фиг. 4.29в. На база на стръмния микрорелеф и тесните участъци на стъпалата може да се заключи, че разрушението в тази зона е квазикрехко. Локалната релаксация на напрежението е резултат от формирането на вторични микропукнатини. При по-голямо увеличение се наблюдава зона с клетъчно разрушение поради неметални и интерметални включения (фиг. 4.29г).

Образецът, обработен чрез ППД с ТР и подложен на уморен тест с амплитуда на цикъла $\sigma_a = 390 \text{ MPa}$, е натоварен в пластичната област. При тези условия благоприятният ефект от въведените ОН на натиск е значително редуциран и уморната макропукнатина стартира от повърхността (фиг. 4.30а).

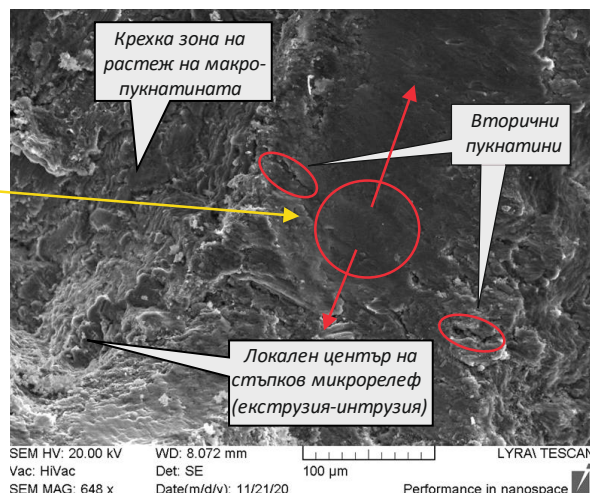


Фиг. 4.30 SEM изображение на разрушена повърхнина на уморен образец (малоциклова област, $\sigma_a = 390 \text{ MPa}$), обработен чрез ППД с тороидална ролка ($r = 4 \text{ mm}$, $F_b = 1300 \text{ N}$, $n = 6$)

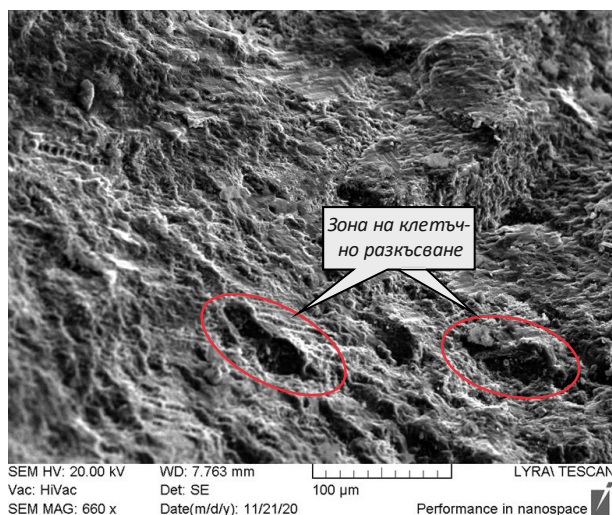
Доказателство за това е зоната на окисление, наблюдавана при по-голямо увеличение (фиг. 4.30б). Окислението изисква температури над 100°C и приток на кислород от атмосферата. Главната макрупукнатина се разпространява в радиална посока (фиг. 4.30б) на разстояние около $750 \mu\text{m}$ от повърхността, след което рязко променя посоката си почти успоредно на оста на образца. В двата етапа на развитие на уморната макрипукнатина (в радиално и аксиално направление) механизмът на разрушение е различен. В първия етап, поради големите напрежения на огъване, плъзгането се осъществява чрез двойникуване. Между двойниците се наблюдава комбинирано разрушение чрез екструзия и образуване на клетъчна зона между екструдирани повърхности (фиг. 4.30в). Във втория етап разпространението на микрупукнатината се дължи главно на екстудирани повърхности, разположени перпендикулярно на фронта на движението на пукнатината (фиг. 4.30г).



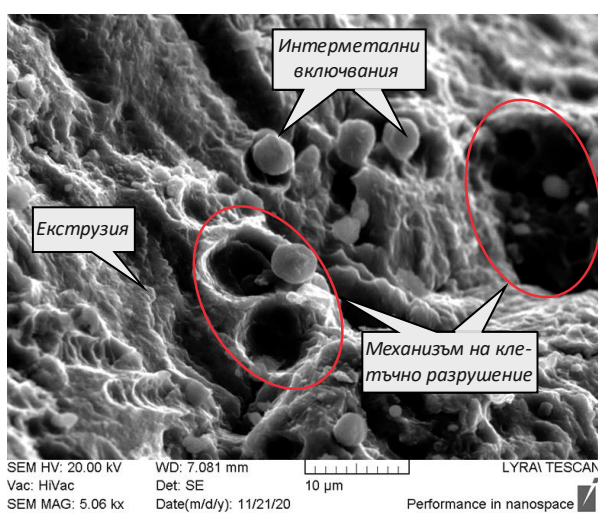
а.



б.



в.



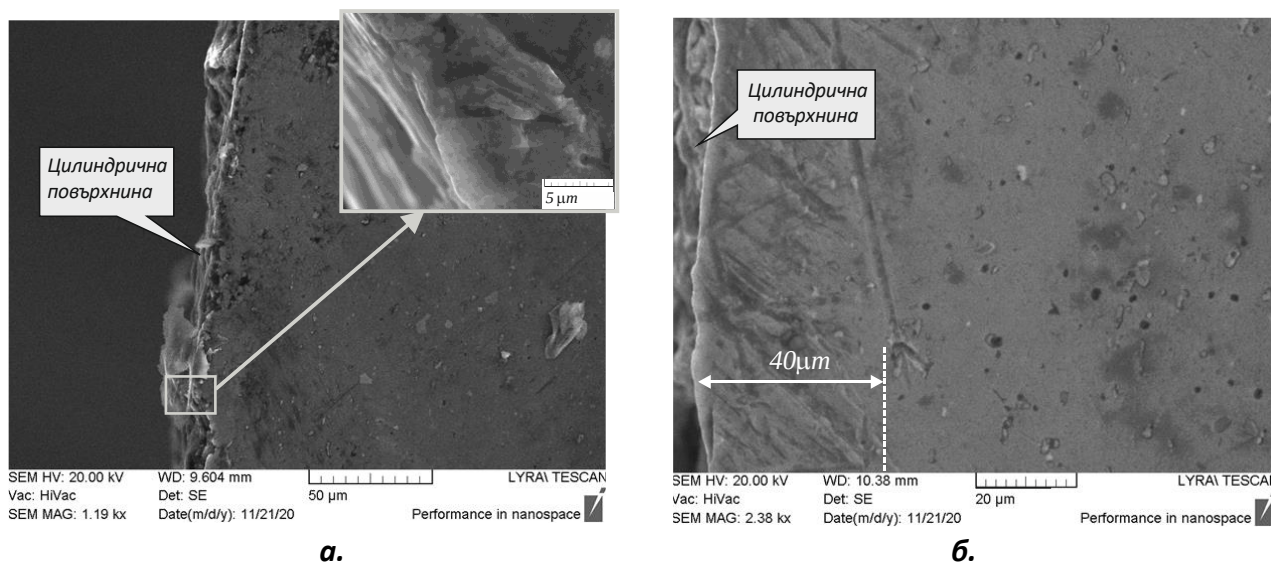
г.

Фиг. 4.31 SEM изображение на разрушена повърхнина на уморен образец (многоциклова област, $\sigma_a = 300 \text{ MPa}$), обработен чрез ППД с тороидална ролка ($r = 4 \text{ mm}$, $F_b = 1300 \text{ N}$, $n = 6$)

В образца, обработен чрез ППД с ТР със същите параметри, но натоварен с амплитуда на цикъла $\sigma_a = 300 \text{ MPa}$, от лявата страна на разрушената повърхност се наблюдават радиални линии, характерни за многоцикловата област. Въведените ОН на натиск преместват мястото на зараждане на уморната пукнатина от повърхността към ППС (фиг. 4.31а). Не се наблюдава окисление вследствие повишена температура. Уякченият ПС с въведени значителни ОН на натиск забавя развитието на пукнатината към повърхността (фиг. 4.31б). Перпендикулярно на посоката на развитие на макропукнатината се наблюдават вторични пукнатини, създаващи условия за локална релаксация на напрежението. От двете страни на макропукнатината се образува стъпаловиден микро-релеф (екструзия–интрузия), резултат от увеличената интензивност на напреженията в нето-сечението. В тази зона се наблюдава крехко рарушение (фиг.

4.31б). Фиг. 4.31в показва фрактографско изображение в дълбочина от повърхността. Наблюдава се смесен механизъм на разрушение, като между зоните на стъпаловиден микрорелеф настъпва клетъчно разрушение, което е индикатор за пластична зона. Клетъчно разрушение с междинни екструдирани зони е показано на фиг. 4.31г.

Според Ecoroll, процесът DR призважда три ефекта: заглаждане, уякчаване и въвеждане на полезни ОН на натиск. Тези ефекти обаче не възникват независимо един от друг. Те са пряко следствие от големината на еквивалентната пластична деформация на ПС и ППС. Тази интензивна пластична деформация води до модификация на микроструктурата на ПС и ППС, изразяваща се в издребняване на зърната и хомогенизиране. Такава модифицирана микроструктура се характеризира с повишена пластичност и устойчивост на уморни пукнатини. С други думи, физическият носител на трите полезни ефекта от процеса DR е модифицираната микроструктура на ПС и ППС. Следователно, полученото значително подобряване на УД на алуминиева сплав 2024-T3 чрез ППД с ТР (Duncheva et al, 2021), е следствие от тази модифицирана микроструктура.



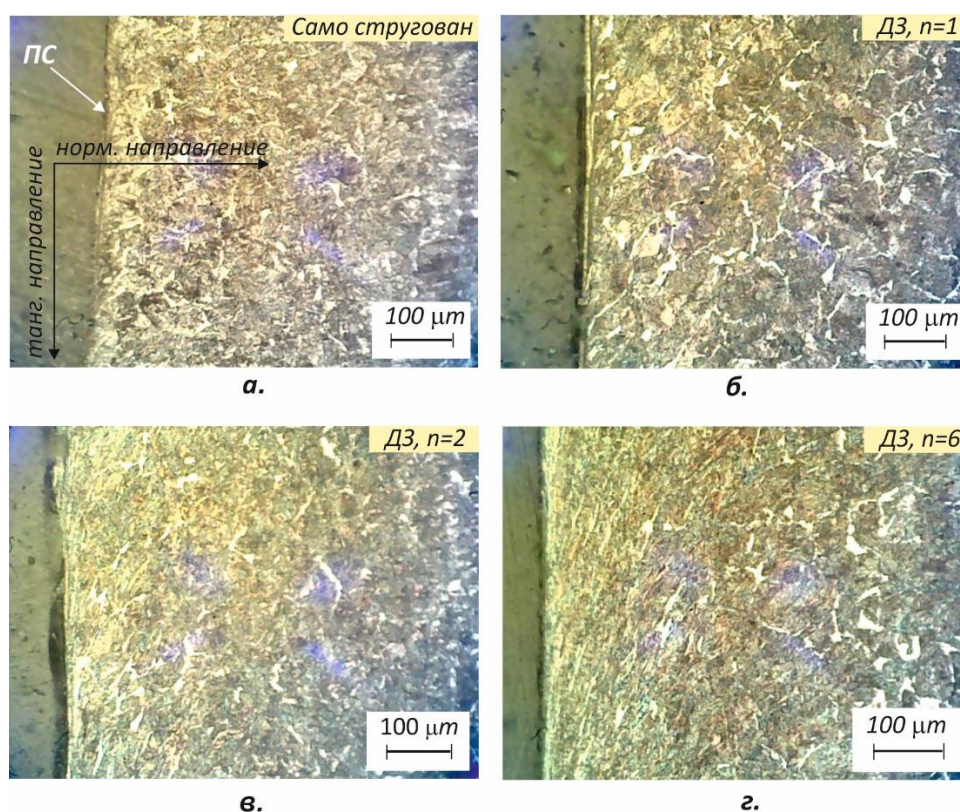
Фиг. 4.32 SEM изображения на микроструктурата на ПС и ППС
а). образец А; б). образец В

За да се оцени този ефект, е извършен микроструктурен анализ в съответствие с ISO 6507-1 и ISO 6508-1. За тази цел два цилиндрични образца с диаметър 20 mm и дължина 30 mm са обработени, както следва: образец А, обработен само чрез струговане; образец В, който след струговане е обработен чрез ППД с ТР със следните параметри: $r = 4 \text{ mm}$, $F_b = 1300 \text{ N}$, $f = 0.05 \text{ mm/rev}$, $v = 63 \text{ m/min}$ и $n = 6$. Тези параметри осигуряват максимална граница на умора (виж Гл. 5). SEM изображения на микроструктурите на подготвените шлифове от двата образца в близост до техните цилиндрични повърхнини са показани на фиг. 4.32а, б. Обработката само чрез струговане провокира значителна пластична деформация на ПС. Като следствие се наблюдава

значително разкъсване на ПС (фиг. 4.32а), което е предпоставка за формиране и развитие на уморни макрупукнатини. На Фиг. 4.32б ясно се забелязват линиите на Luders, които са индикатор за протекла пластична деформация както в ПС, така и в ППС. Тези линии се наблюдават на дълбочина до $40\text{ }\mu\text{m}$, което означава, че дълбочината на пластично деформирания слой след изследвания процес за ППД е най-малко $40\text{ }\mu\text{m}$.

5.2. ППД с контакт триене при плъзгане

В Гл. 2 беше обоснована термо-механичната природа на процеса ДЗ като типичен представител на процесите за ППД с контакт триене при плъзгане. Интерес представлява ефекта от многократно по-големите сили на триене и по-голямата пластична деформация върху микроструктурата на ПС.

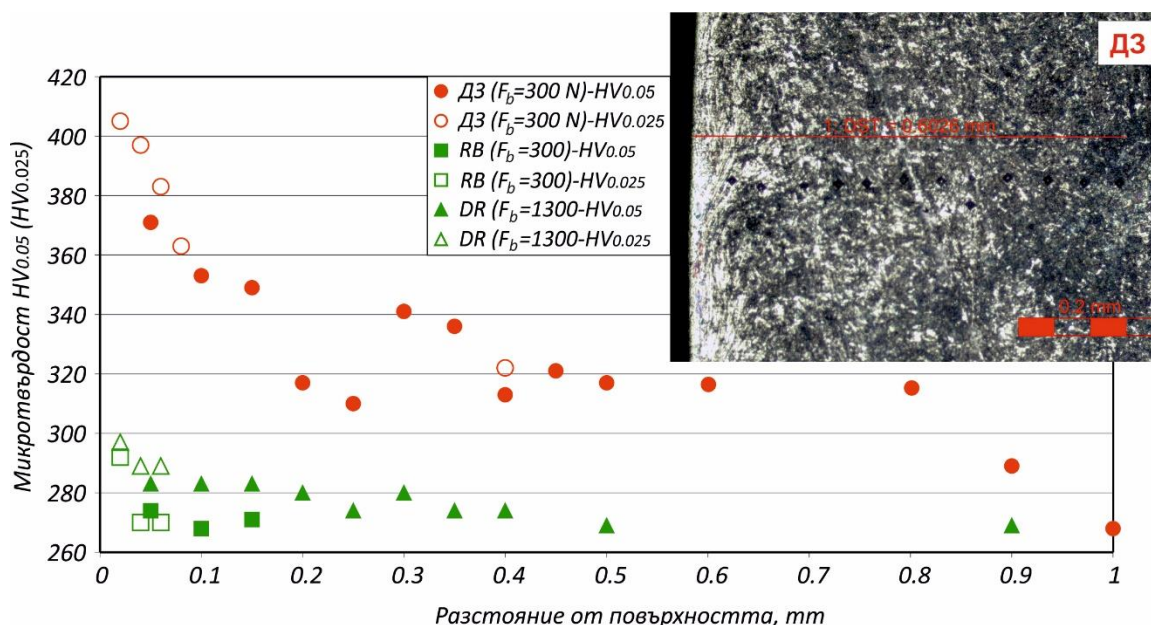


Фиг. 4.33 Оптични изображения на микроструктурата на ПС след струговане и след ДЗ с различен брой преходи

Фиг. 4.33 показва оптични изображения на микроструктурите на образци от средно-въглеродна нисколегирана стомана 37Cr4 след струговане (фиг. 4.33а) и след ДЗ с различен брой преходи, съответно $n = 1$ (фиг. 4.33б), $n = 2$ (фиг. 4.33в) и $n = 6$ (фиг. 4.33г) (Maximov et al, 2019a). Сравнението със стругования образец показва, че ДЗ причинява забележима еволюция на микроструктурата близо до повърхността. Модифициращият ефект се проявява в издребняване и удължаване на зърната в тангенциална посока, успоредна на скоростта на плъзгане. Микромеханизмът на това явление е следният. Контактното взаимодействие с

големи тангенциални напрежения между диамантния деформиращ елемент и обработваната повърхнина причинява разрушаване и деформиране на кристали в металния ПС. Зърната се удължават по направление на движение на деформиращия елемент спрямо обработваната повърхнина. По този начин в ПС се формира ориентирана влакнеста структура – текстура. Следствие интензивната пластична деформация микроструктурата на ПС се трансформира от кристална в диспергирана дребнозърнеста. Този ефект е по-изразен с увеличаване на броя на преходите (фиг. 4.33в, г).

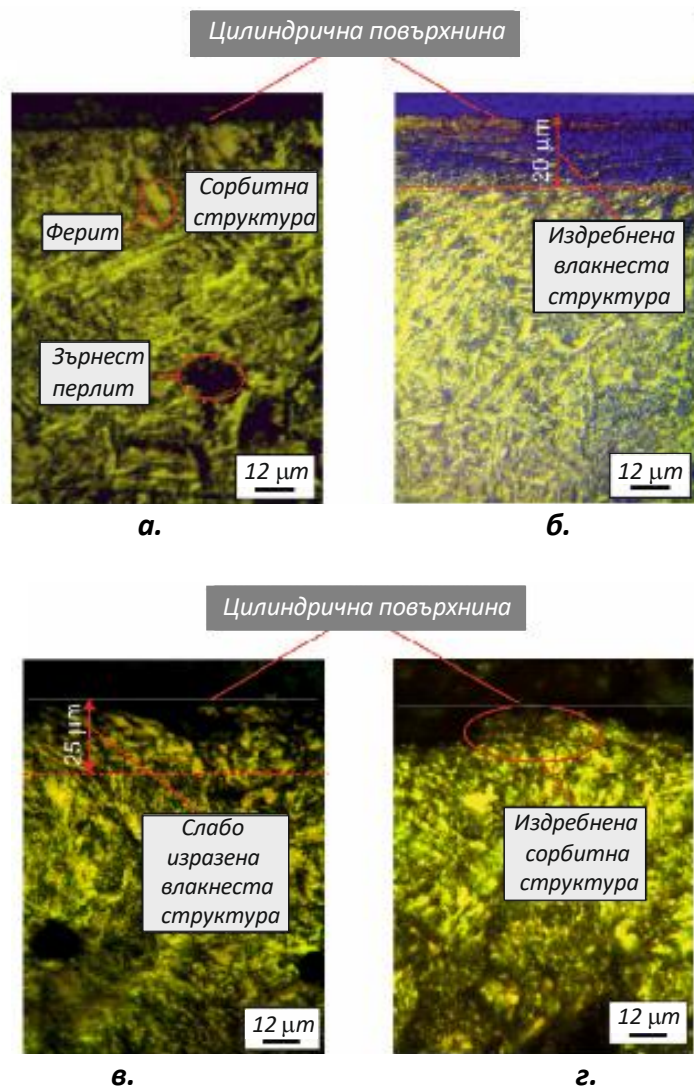
Проведеното сравнително експериментално изследване на процеса ДЗ с процесите RB и DR, използващи тангенциален контакт с триене при търкаляне, доказва по-голямата му ефективност в аспект на подобряване на микротвърдостта и микроструктура (Maximov et al, 2020). Обект на сравнение са: ДЗ, реализирано с деформираща сила $F_b = 300\text{ N}$, ППД с ТР със същата сила (RB) и ППД с ТР със сила $F_b = 1300\text{ N}$ (DR).



Фиг. 4.34 Сравнение на профилите на микротвърдостта в образци от стомана 41Cr4 след ДЗ, RB и DR

При всеки ППД процес са поддържани едни и същи технологични параметри: радиус на закръгление на деформиращите елементи $r = 4\text{ mm}$, подаване $f = 0.05\text{ mm/rev}$ и скорост на деформиране $v = 100\text{ m/min}$. Използвани са устройствата, показани на фиг. 2.28. Материалът е средновъглеродна нисколегирани стомана 41Cr4. Профилите на микротвърдостта след ППД са измерени върху напречните сечения на образците (микрошлифове) чрез прилагане на тест за твърдост $HV_{0.05}$, а непосредствено до повърхността – с тест за твърдост $HV_{0.025}$. Използван е микротвърдомер ZHVμ Zwick/Roell. Сравнението на получените профили на микротвърдостта доказва предимството на процеса ДЗ (фиг. 4.34).

Допълнителните измервания върху цилиндричната повърхност на образеца, подложена на ДЗ, показват още по-висока микротвърдост: $HV_{0.05} = 412$ и $HV_{0.025} = 446$. Този резултат може да се обясни с характера за разпределение на еквивалентната пластична деформация – най-високата стойност е на самата повърхност.



Фиг. 4.35 Оптични изображения на микроструктурата на образци от стомана 41Cr4
а). след струговане; **б).** след ДЗ ($F_b = 300\text{ N}$);
в). след RB ($F_b = 300\text{ N}$); **г).** след DR ($F_b = 1300\text{ N}$)

Анализът на микроструктурите на ПС и ППС на образците е проведен в съответствие с ISO 6507-1 и ISO 6508-1, използвайки микроскоп НЕОРНОТ 2. Обект на сравнителен анализ са микроструктурите на 4 образца: образец, обработен само чрез струговане и три образца, обработени съответно чрез ДЗ, RB и DR с описаните параметри. Оптични изображения на микроструктурите на образците са показани на фиг. 4.35а, б, в, г.

Стругованият образец (фиг. 4.35а) има относително хомогенна сорбитна структура с незначително количество гранулиран перлит, който се наблюдава към сърцевината. Тази структура е предопределена от карбидо-образуващите елементи манган и хром. Сорбитните зърна нарастват към сърцевината и хомогенността намалява за сметка

на феритната фаза. ПС на образеца, подложен на ДЗ, има силно издребнена сорбитна влакнестта структура (текстура) на дълбочина до $20\text{ }\mu\text{m}$ (фиг. 4.35б). Ефектът на текстуриране е значително по-силно изразен в сравнение с образците, подложени на RB (фиг. 4.35в) и DR (фиг. 4.35г). Микроструктурата се характеризира със значителен градиент в дълбочина (радиално направление), променяйки се от фини към по-едри зърна. В образеца, обработен чрез RB (фиг. 4.35в), ефект на издребняване на сорбитните зърна и слабо изразена текстура по

направление на скоростта на деформиране се наблюдава на дълбочина до $25 \mu m$ от повърхността. В образеца, подложен на DR, се наблюдава издребнена сорбитна структура на дълбочина до $12 \mu m$ (фиг. 4.35г), но към сърцевината структурата практически не се различава от тази на базовия (стругования) образец. Сравнението на микроструктурите показва, че многократно по-големите сили на триене и по-голямата еквивалентна пластична деформация в контактната зона при ДЗ осигуряват издребнена микроструктура на ПС на дълбочина до $20 \mu m$. Тази модифицирана повърхностна микроструктура е предпоставка за повишаване на УД на компоненти от изследвания клас стомани (виж Гл. 5).

Чрез експериментално изследване, включващо планиран експеримент, дисперсионен анализ (ANOVA), регресионен анализ и оптимизация, е доказана ефективността на процеса ДЗ за подобряване на SI, в т.ч. и микротвърдостта на цилиндрични компоненти от еднофазен алуминиево-железен бронз Cu-Al8-Fe3 (Duncheva et al, 2022b). Използван е оптимален композиционен план с управляващи фактори и нива на вариране според табл. 4.3.

Управляващи фактори и техните нива

Таблица 4.3

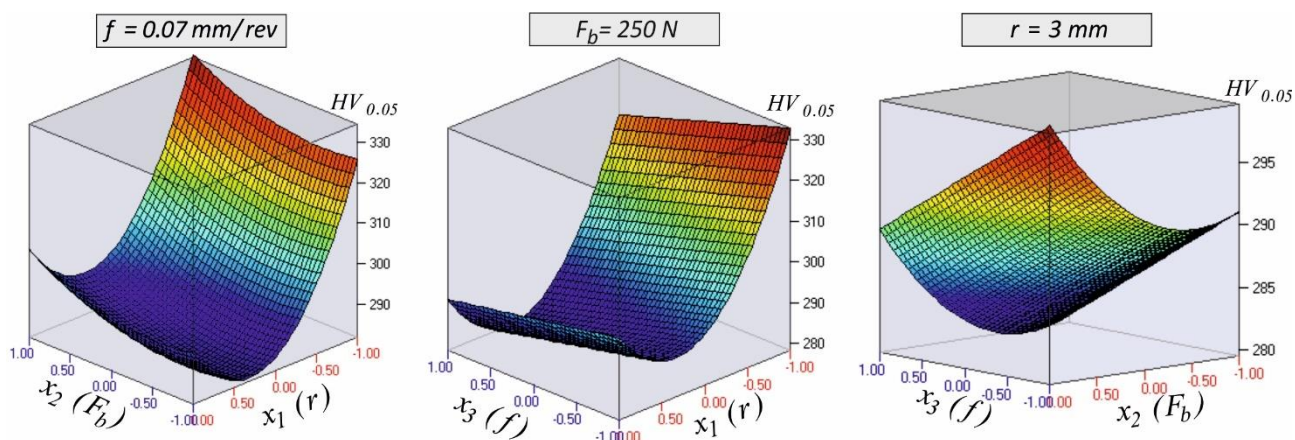
Управляващи фактори		Нива на факторите	
Натурални	Кодирани	Натурални	Кодирани
Радиус на сферичната повърхнина на диамантния накрайник, r , mm	x_1	2	-1
		3	0
		4	+1
Деформираща сила, F_b , N	x_2	150	-1
		250	0
		350	+1
Подаване, f , mm/rev	x_3	0.03	-1
		0.07	0
		0.11	+1

Измерванията на повърхностната микротвърдост $HV_{0.05}$ са проведени чрез микротвърдомер ZHV μ Zwick/Roell, включващ компютъризирана обработка на резултатите и време на задържане от 10 s. За всяка експериментална точка са направени двадесет и четири измервания, като крайната стойност съответства на центъра на групиране. Използвайки QStatLab (Вучков и Вучков, 2009) е получен следния регресионен модел на повърхностната микротвърдост:

$$Y_{HV_{0.05}} = 285.996 - 16.49 x_1 + 4.29 x_2 - 5.31 x_3 + 23.608 x_1^2 + 4.008 x_2^2 + 1.488 x_1 x_2 - 1.762 x_1 x_2 x_3 \quad (4.1)$$

Фиг. 4.36а,б,в визуализира влиянието на факторите върху повърхностната микротвърдост $HV_{0.05}$ чрез сечения на хипер-повърхнината на модела (4.1) с различни хипер-равнини, когато третият фактор е фиксиран съответно на долно, средно и горно ниво. Микротвърдостта се увеличава с увеличаване на дефор-

миращата сила F_b и намалява с увеличаване на подаването f . Микротвърдостта е най-висока, когато радиусът е на долното ниво ($r = 2 \text{ mm}$), а най-ниска, когато радиусът е в интервала $3 \leq r \leq 3.5 \leq \text{mm}$.



Фиг. 4.36 Сечения на хипер-повърхнината на модела на $HV_{0.05}$ с различни хипер-равнини

Посредством генетичен алгоритъм, използвайки QStatLab са намерени оптималните стойности на управляващите фактори, осигуряващи максимална микротвърдост (табл. 4.4), т.е. уякчаващо ДЗ.

Оптимални стойности на управляващите фактори по критерий максимална микротвърдост

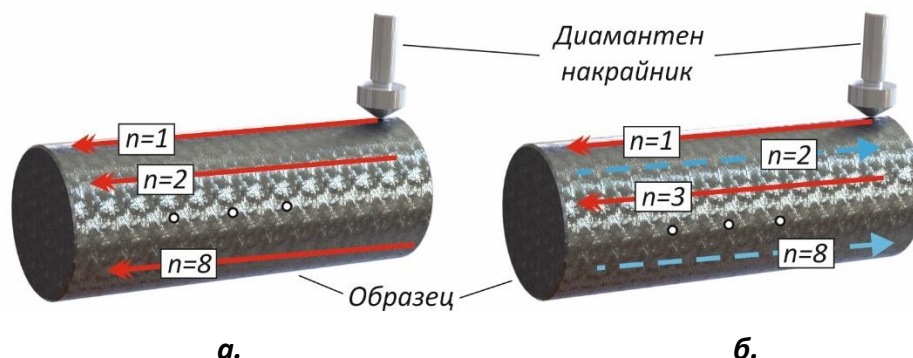
Таблица 4.4

Радиус на диамантния накрайник		Деформираща сила		Подаване		Максимална микротвърдост $\max HV_{0.05}$
Кодирана x_1	Натурална $r, \text{ mm}$	Кодирана x_2	Натурална $F_b, \text{ N}$	Кодирана x_3	Натурална $f, \text{ mm/rev}$	
-1.0000	2	1.0000	350.00	-1.0000	0.03	339.43

За да се оцени пълния потенциал на процеса ДЗ като смесен процес, са проведени експериментални изследвания на влиянието на допълнителните параметри на процеса – броя на преходите n и вида на работната схема (еднопосочна или разнопосочна) фиг. 4.37а,б. Експериментите са проведени с получените след многоцелева оптимизация управляващи фактори ($r = 4 \text{ mm}$, $F_b = 345 \text{ N}$, $f = 0.07 \text{ mm/rev}$) (Duncheva et al, 2022b), осигуряващи едновременно минимална грапавост и максимална микротвърдост. Намереният Парето-оптимален фронт е селектиран чрез софтуера QStatLab посредством недоминиран сортиращ генетичен алгоритъм (NGSA-II) (Deb et al, 2002).

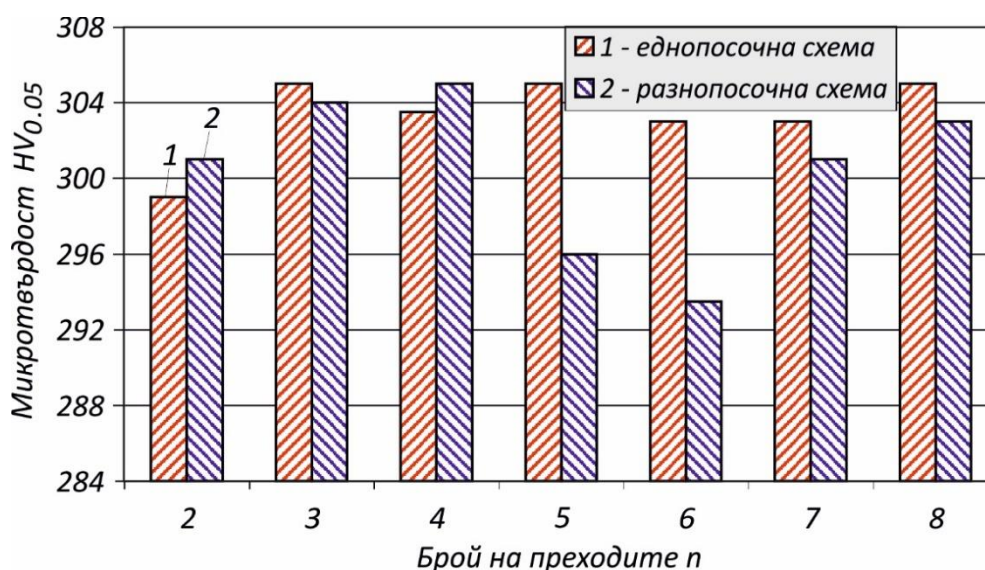
Когато ДЗ се изпълнява с повече от два прехода, обработването с еднопосочна работна схема осигурява почти постоянна повърхностна микротвърдост $HV_{0.05}$ (фиг. 4.38). Когато обаче ДЗ се реализира с двупосочна работна схема,

повърхностната микротвърдост $HV_{0.05}$ се увеличава до четвъртия преход, след което намалява.



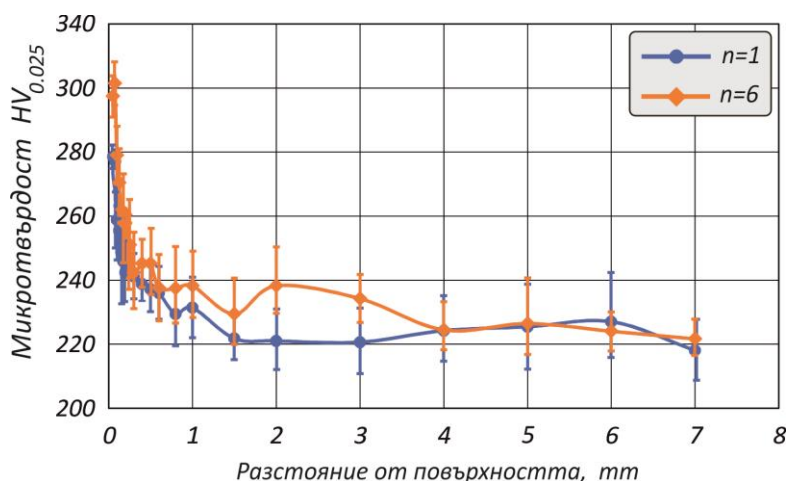
Фиг. 4.37 Работни схеми при ДЗ
а). еднопосочна; б). разнопосочна

Вероятна причина за това е смекчаващият ефект в ПС, провокиран от смяната на посоката на деформация и по-големия брой преходи. Следователно, от гледна точка на максимизиране на повърхностната микротвърдост в еднофазен бронз Cu-Al8-Fe3 , многопреходният процес ДЗ трябва да се реализира с еднопосочна схема на работа.



Фиг. 4.38 Влияние на броя на преходите и работната схема върху повърхностната микротвърдост при ДЗ на бронз Cu-Al8-Fe3

Ефектът от многопреходна еднопосочна обработка върху профилите на микротвърдостта $HV_{0.025}$ е изследвано в напречно сечение чрез микротвърдомер ZHV_{μ} . Приложената сила е намалена до 0.025 kgf с оглед на възможността за повече измервания непосредствено до ПС. Резултатите са показани на фиг. 4.39.



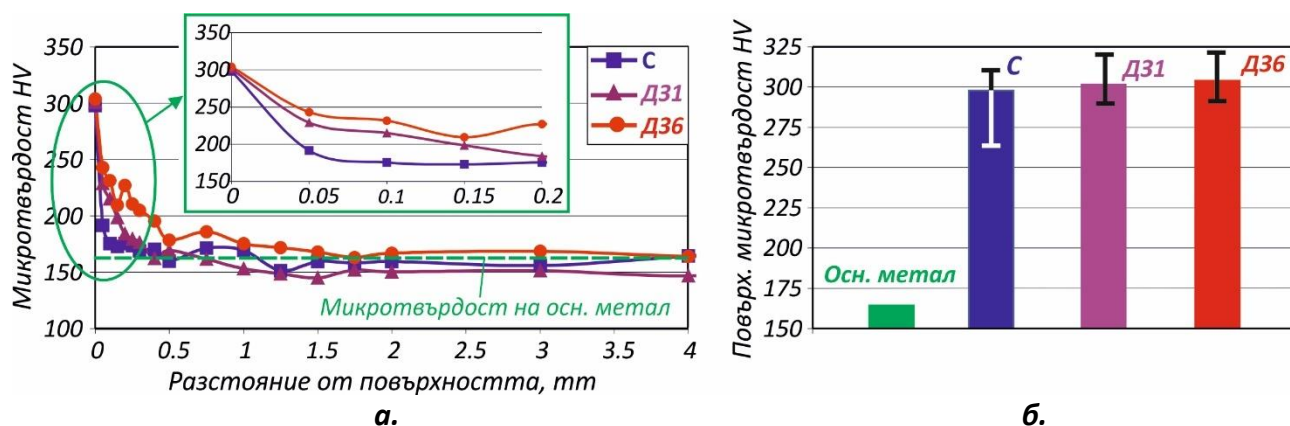
Фиг. 4.39 Профили на микротвърдостта в бронз Cu-Al8-Fe3 след ДЗ с $n = 1$ и $n = 6$

Наблюдава се забележима разлика в разпределението на микротвърдостта $HV_{0.025}$ в двата образца на разстояние до 4 mm от повърхността. Прилагането на ДЗ с шест прехода ($n = 6$) води до увеличение от 7.8% на микротвърдостта непосредствено на повърхността в сравнение с тази, получена чрез еднопроходен процес. От

друга страна, ДЗ с $n = 6$ създава пластифицирана зона на по-голяма дълбочина ~ 3.5 mm в сравнение с еднопроходния процес, при който пластичната деформация достига дълбочина ~ 1.5 mm. Относително голямата дълбочина на деформационно уякчените зони и в двата образца се дължи на високата пластичност на изследвания еднофазен бронз Cu-Al8-Fe3.

Най-често процесите за ППД с контакт триене при плъзгане се прилагат за довършващо обработване на външни цилиндрични повърхнини (62%), следвани от приложения за третиране на равнинни повърхнини (29%) (Maximov and Dunchева, 2023). Едва 6% от изследванията в периода 2029-2023 са насочени към ППД на отвори, което потвърждава тенденцията, наблюдавана от Maximov et al, (2019b). Експериментално е потвърдена ефективността на процеса ДЗ за подобряване на SI, в т.ч. и микротвърдостта, и износоустойчивостта в режим на гранично и сухо триене на отворите във втулки за плъзгащи лагери от двуфазен бронз Cu-Al9-Fe4 (Dunchева et al, 2022a). Обект на сравнение са три групи образци, чиито отвори са обработени, както следва: 1). Само чрез рязане (С); 2). ДЗ с един преход (ДЗ1); 3). ДЗ с шест прехода, използвайки разнопосочна работна схема (ДЗ6). Образците са сегменти, изрязани от втулки с номинални размери: вътрешен диаметър 26 mm, външен диаметър 39 mm и дължина 6 mm.

За измерванията на повърхностната микротвърдост $HV_{0.05}$ е използван микротвърдомер ZHV μ Zwick/Roell с компютъризирана обработка на резултатите, с натоварване от 0.05 kgf и време на задържане 10 s. За всеки образец са направени по 20 измервания, като крайната стойност на повърхностната микротвърдост съответства на центъра на групиране. В допълнение, разпределението на микротвърдостта в дълбочина е измерено при натоварване 0.025 kgf и време на задържане 10 s. Резултатите са показани на фиг. 4.40а,б.



Фиг. 4.40 Ефект от различни обработващи процеси върху микротвърдостта на отвори във втулки от бронз Cu-Al9-Fe4
а). разпределение в дълбочина; б). повърхностна микротвърдост

И трите обработки водят до приблизително еднаква повърхностна микротвърдост ($HV \approx 300$), но ДЗ постига по-високи, макар и по-слабо изразени стойности. ДЗ6 увеличава повърхностната микротвърдост малко повече в сравнение с ДЗ1. Друго предимство на ДЗ е, че осигурява по-малко разсейване (виж фиг. 4.40б), т.е. чрез ДЗ се постига по-хомогенна повърхностна микротвърдост в сравнение с конвенционалната обработка с рязане. Значително увеличение на микротвърдостта, дължащо се на ДЗ, се наблюдава в ППС до дълбочина $\approx 0.5 \text{ mm}$ (фиг. 4.40а). Бронз CuAl9Fe4 се характеризира с добра пластичност, поради което еквивалентната пластична деформация, причинена от ДЗ, засяга също и ППС на относително по-голяма дълбочина. Обратно, обработката на отворите с рязане увеличава само повърхностната микротвърдост – на дълбочина 0.5 mm микротвърдостта е равна на тази на основния метал. Полученото разпределение на микротвърдостта е предпоставка за повишаване на изнosoустойчивостта на отворите на втулките чрез ДЗ в сравнение с конвенционалната обработка с рязане (виж Гл. 5).

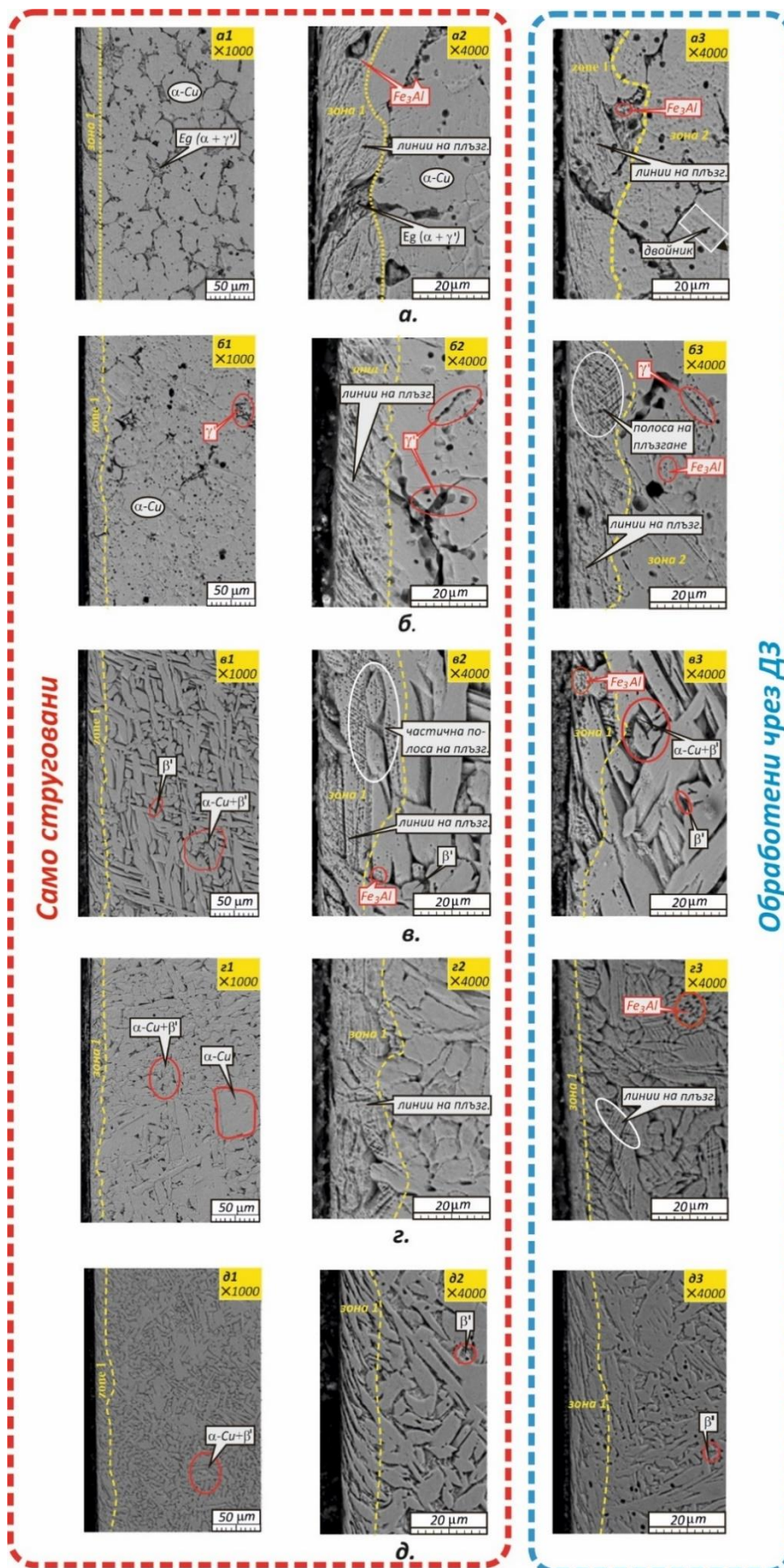
6. Технологични възможности на комбинирани SE процеси, включващи ППД, за подобряване на микротвърдостта и микроструктурата

Деформационното уякчаване (cold work) на ПС е феномен, присъщ на процесите за ППД. В резултат се подобряват двете основни физико-механични характеристики на SI – микроструктура и микротвърдост. От тази гледна точка, комбинираните процеси в SE, базирани върху ППД, имат голям потенциал за подобряване на тези характеристики. Особено перспективна е идеята за постигане на синергиен ефект чрез съчетаване на предимствата на процесите за ППД и процесите за термична/химико термична обработка.

Ефективността на различни термични обработки и интензивната пластична деформация, въведена чрез ДЗ, върху SI и механичните характеристики в корелация с уморното поведение и износоустойчивостта на бронз Cu-10Al-5Fe с β -трансформация е оценена чрез широко експериментално изследване (Maximov et al, 2022). Бронзът е доставен във вид на горещовалцовани пръти. За да се оцени ефекта от интензивната пластична деформация, обект на сравнително изследване са две основни групи образци, съответно без ДЗ (струговани) и подложени на ДЗ. Всяка основна група съдържа по пет групи образци, термообработени по различен начин, описан в табл. 3.2.

Микроструктурите на напречните сечения на цилиндричните пръти са наблюдавани чрез сканиращ електронен микроскоп (SEM, LYRA I XMU, Tescan), след полиране и ецване на образците с помощта на 20% разтвор на $FeCl_3$. Наблюдава се забележима разлика в микроструктурите на различните групи образци (фиг. 4.41). За групи 1 и 2 (съответно в състояние на доставка и отгряти при 720°C за 3 часа и охладени в пещта) (фиг. 4.41а, б) структурите показват дифузионен механизъм на фазова рекристализация и се състоят от равноосни (30 – 40 μm) кристали от α -Cu твърд разтвор. 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 в α -Cu. Следователно, прътите бронз Cu-10Al-5Fe в състояние на доставка вероятно се състоят от три фази. За образците, отгряти при 720°C (Фиг. 4.41б), се наблюдава както уголемяване на зърната до размери 60 – 80 μm , така и зърна с размери под 20 μm . Може да се заключи, че е извършена вторична прекристализация. Евтектоидните колонии са се разтворили в α -зърната и се наблюдават като γ' -утайки по границите на големите α -зърна или в самите зърна.

Следствие от механичното въздействие (струговане и DB) се разграничават две зони: зона 1 (директен контакт) и зона 2 (зона на деформационно влияние). Последната се наблюдава само при образците, подложени на ДЗ. Зоните са маркирани с прекъсната жълта линия. За група 1 (фиг. 4.41а), зона 1 е с дълбочина 25 μm , а линиите на плъзгане са по-груби за стругования образец следствие от отделяне на метала от повърхността. Зона 2 е ясно очертана за ДЗ образци, което се вижда при голямо увеличение и се характеризира с наличието на двойници. За отгрятите струговани образци (фиг. 4.41б), линиите на плъзгане са относително грапави, следствие от рязането на относително мек метал. За образците, третирани с ДЗ, в зона 1 линиите на плъзгане са по-фини и се наблюдава полоса на плъзгане. Поради значително по-голямата пластичност на темперираните образци съществува 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 двойници.



Фиг. 4.41 Микроструктури на групите образци
а). в състояние на доставка; **б).** след отгряване; **в).** след закаляване; **г).** след закаляване и отвърщане при 600°C; **д).** след закаляване и отвърщане при 300°C

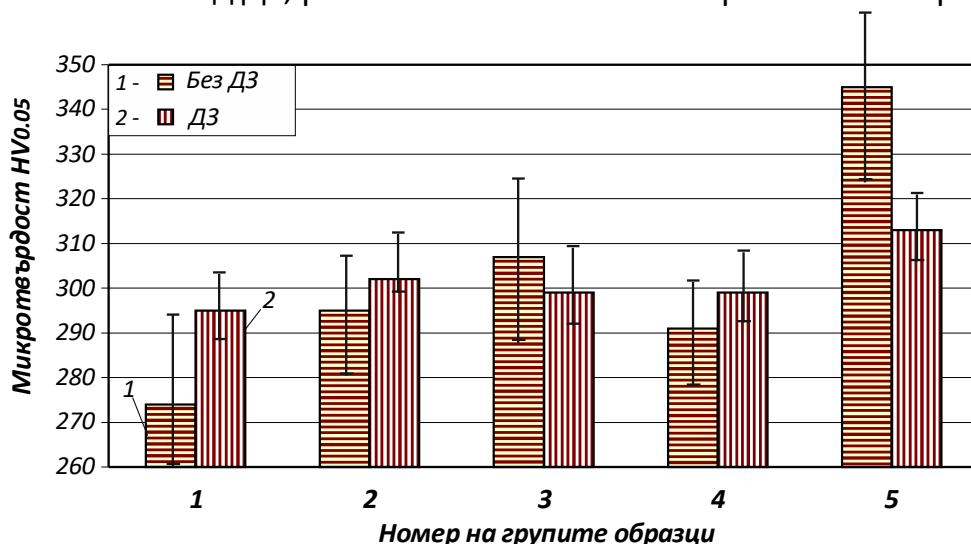
Микроструктурата на образците от група 3, закалени при 920°C във вода, е бейнито-подобна (фиг. 4.41в), с удължени пластинчати зърна. Основните фази след фазова рекристализация са богатата на Cu α -фаза и β' -фаза. След струговане зона 1 съдържа частично засегнати от линии на плъзгане зърна, които не са пълни по границите на целите зърна. Не се наблюдава плъзгане при зърна с висока твърдост. Наблюдаваната бейнито-подобна структура не е склонна към студено уякчаване, но частично разкрива ефектите му. В микроструктурата на образците, третирани с ДЗ (фиг. 4.41(в3)) липсва зона 2. В зона 1 линиите на плъзгане са в малка локална област. Наблюдава се деформация на повърхностните зърна по посока на относителното движение на деформиращия диамантен накрайник по обработваната повърхност.

Фиг. 4.41г показва микроструктурата на образците от група 4 (закалени при 920°C във вода и отвърнати при 600°C). Ниската температура (600°C) на повтаряща се фазова рекристализация, която е много близо до евтектоидната линия (565°C), е причина за образуването на две структурни групи. Едната е бейнито-подобна ($\alpha + \beta'$)-фази, а другата е съставена от отделни α - Cu зърна, които не са претърпели фазова рекристализация. След струговане се наблюдава зона 1 с дълбочина около $25\ \mu\text{m}$. След ДЗ се образуват две зони: тясна зона 1 със силно деформирани зърна по посока на относителното движение на диамантния накрайник и зона 2 с характерни линии на плъзгане, следствие от деформационна вълна в ПС.

Фиг. 4.41д показва микроструктурата на образците от група 5 (закалени при 920°C във вода и отвърнати при 300°C). Фазовият състав е бейнито-подобна ($\alpha + \beta'$) смес с ясно изразена β' -фаза. Наблюдава се по-голяма дисперсия на зърната в сравнение с образците от група 3 (само закалени при 920°C във вода). Механичното въздействие от струговане и ДЗ предизвиква само деформация на ПС, без проява на плъзгащ механизъм, като този ефект е значително по-изразен след ДЗ (фиг. 4.41(д3)).

Влиянието на термичната обработка и ДЗ върху микротвърдостта $HV_{0.05}$ е показано на фиг. 4.42. Наблюдава се голямото разсейване на всички образци (в състояние на доставка и термообработени) преди ДЗ. Интензивната пластична деформация при ДЗ хомогенизира структурата на ПС и близките ППС и увеличава тяхната специфична плътност (фиг. 4.41). В резултат значително се намалява разсейването на $HV_{0.05}$. С изключение на образците от групи 3 и 5, за всички останали образци повърхностната микротвърдост е повишена след ДЗ. Увеличението е най-голямо, когато образците са в състояние на доставка (група 1). Процесът ДЗ причинява циклично натоварване на точките от ПС поради неизбежния ефект на припокриване, дължащ се на значително по-големия радиус на диамантения накрайник в сравнение с подаването (Maximov et al, 2019a). При по-меките или отгряти метали този феномен води до уякчаване до достигане на стабилизиращ цикъл, а при закалените метали се проявява смекчаващ ефект. Поради това образците от групи 3 и 5, съдържащи твърда фаза, показват смек-

чаващ ефект на ПС след ДЗ, респ. имат намалена повърхностна микротвърдост.



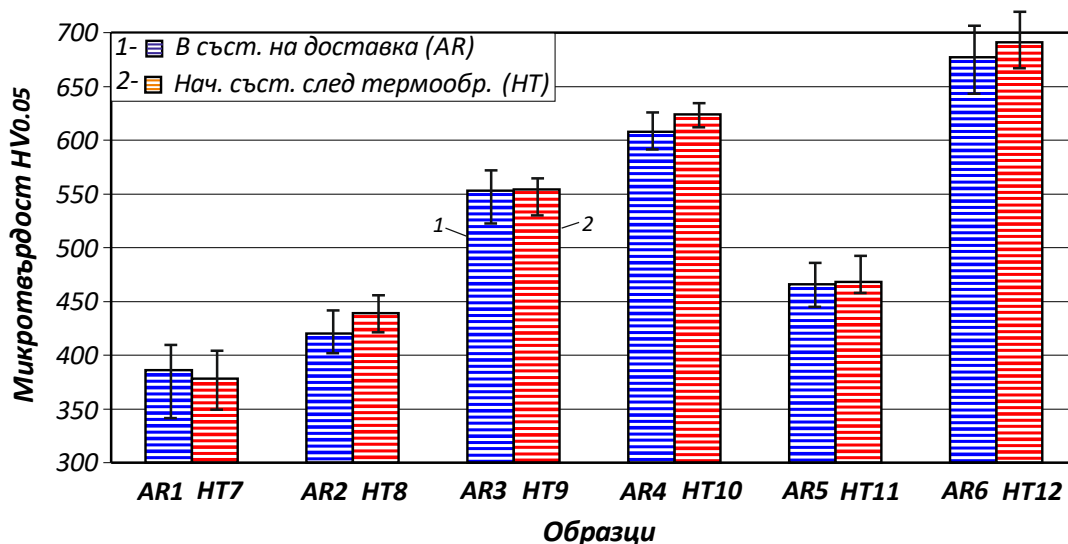
Фиг. 4.42 Влияние на термичната обработка и интензивната пластична деформация върху микротвърдостта на бронз Cu-10Al-5Fe

1- в състояние на доставка; 2- след отгряване; 3- след закаляване; 4- след закаляване и отвъръщане при 600°C; 5- след закаляване и отвъръщане при 300°C

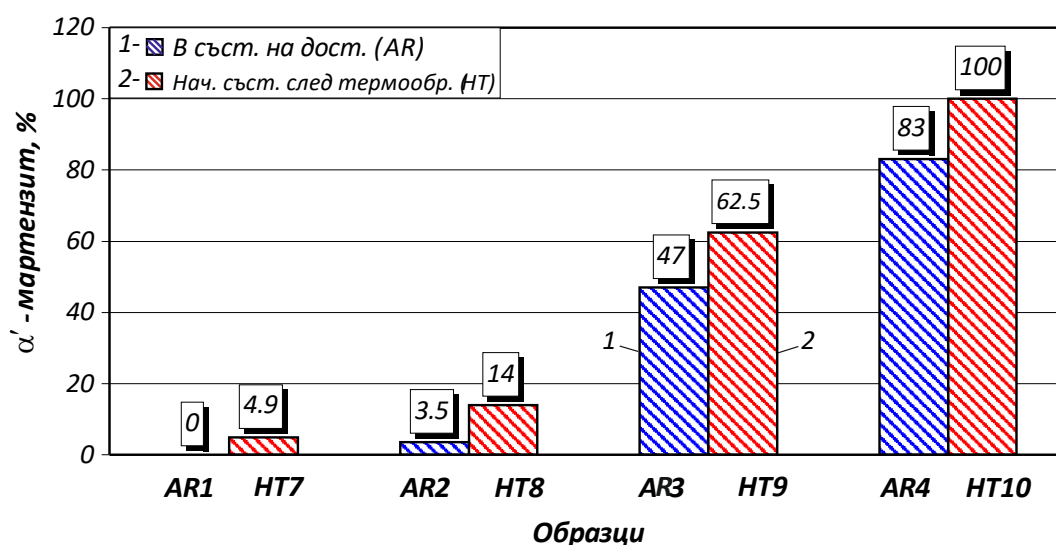
По отношение на хром-никеловите аустенитни стомани, предизвикателство е разработването на подходящ комбиниран процес, осигуряващ повишаване на микротвърдостта и изнosoустойчивостта, но без влошаване на основното им предимство – отличната корозионна устойчивост. Експерименталните резултати за изменението на микротвърдостта на стомана AISI 304 (Maximov et al, 2023), получени след прилагане на различни процеси за ДЗ (заглаждащо и уякчаващо) в съчетание с различна термична обработка, показват големите възможности на комбинираните процеси в аспект на уякчаване. Обект на сравнение са общо 12 комбинирани процеси, получени чрез съчетаване на две начални състояния на образците (1). в състояние на доставка; 2). първоначална термообработка – нагряване при 1100° C за един час с цел разтваряне на карбидите и последващо охлаждане във вода) с шест различни въздействия, описани в табл. 3.3. Детайлна информация за параметрите на двата процеса ДЗ е дадена в Гл. 3, т. 6.2.

Влиянието на вида на ДЗ и термичната обработка върху микротвърдостта е показано на фиг. 4.43. Всички комбинирани процеси, базирани върху ДЗ увеличават повърхностната микротвърдост в сравнение със струговането. Това увеличение е по-голямо за началното състояние на термична обработка поради по-голямата пластичност на стомана AISI 304 след закаляване. ДЗ причинява по-голяма пластична деформация на ПС и ППС, а оттам и по-голямо деформационно уякчаване. Очаквано, уякчаващото ДЗ с един преход ($n = 1$) за двете начални състояния (AR3 и HT9) води до по-голяма микротвърдост в сравнение с заглаждащото ДЗ (AR2 и HT8), като този ефект е по-изразен при по-голям брой преходи ($n = 5$) (AR4 и HT10). Нагряването при 350°C за три часа след ДЗ значително повишава микротвърдостта. По-голямо увеличение се наблюдава при уякчава-

що ДЗ с един преход (AR6 и HT12), като микротвърдостта е значително по-голяма в сравнение с уякчаващо ДЗ с пет прехода, но без последващо нагряване (AR4 и HT10). Следователно, комбинирания процес, базиран върху уякчаващо ДЗ с един преход ($n = 1$) и последваща термична обработка максимизира повърхностната микротвърдост на хром-никелова аустенитна стомана AISI 304.



Фиг. 4.43 Влияние на термичната обработка и ДЗ върху микротвърдостта на стомана AISI 304



Фиг. 4.44 Влиение на термичната обработка и ДЗ върху съдържанието на индуцирания α' - мартензит в ПС

***Забележка:** За образци HT11, AR6 и HT12 α' - мартензитът, ако не е претърпял дифузионно обратна трансформация α' - γ , е отвърнат.

Фиг. 4.44 показва влиянието на ДЗ и термичната обработка върху процентното съдържание на α' – мартензит, индуциран в ПС. Фазовият анализ е извършен посредством рентгенов дифрактометър Bruker D8 Advance. За определяне на позициите на пиковите е използвана отворената база данни за кристало-

графия. Процентното съдържание на индуциран деформационен α' - мартензит в ПС и ППС е определен чрез специализиран софтуер DIFFRAC.DQuant V1.5, разработен от Bruker (Billerica, MA, USA). Първоначалната термична обработка е предпоставка за по-високо съдържание на α' – мартензит поради повишената пластичност на материала. Уякчаващото ДЗ с пет прехода при начално термообработено състояние (HT10) причинява 100% съдържание на α' – мартензит в ПС. Нагряването при 350°C за три часа след ДЗ води до частична обратна трансформация $\alpha' - \gamma$.

Литература към Глава IV:

Aprilia A, Maharjan N, Zhou W (2023) Decarburization in Laser Surface Hardening of AISI 420 Martensitic Stainless Steel. Materials 2023, 16, 939. <https://doi.org/10.3390/ma16030939>

Deb K, Pratap A, Agarwal S, Meyarivan T (2002) A fast and elitist multiobjective genetic algorithm: NSGA-II. IEEE Trans Evol Comput 6(2):182–197

Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VD, Argirov YB, Kandeve-Ivanova M (2022a) Enhancement of the wear resistance of CuAl9Fe4 sliding bearing bushings via diamond burnishing. Wear 510-511 204491

Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB, Ganev N, Drumeva DK. (2022b) Improvement of surface integrity of CuAl8Fe3 bronze via diamond burnishing. Int J Adv Manuf Technol 119 5885-5902

Duncheva GV, Maximov JT, Dunchev VP, Anchev AP, Atanasov TP (2021) Improvement in Fatigue Performance of 2024-T3 Al Alloy Via Single Toroidal Roller Burnishing. Journal of Materials Engineering and Performance 30(3) 2256–2266

Duncheva GV, Maximov JT, Dunchev VP, Anchev AP, Atanasov TP, Capek J (2020) Single toroidal roller burnishing of 2024-T3 Al alloy implemented as mixed burnishing process. Int J Adv Manuf Technol DOI: 10.1007/s00170-020-06350-2

Godec M, Donik Č, Kocijan A, Podgornik B, Skobir Balantič DA (2020) Effect of post-treated low-temperature plasma nitriding on the wear and corrosion resistance of 316L stainless steel manufactured by laser powder-bed fusion. Additive Manufacturing 32 101000 <https://doi.org/10.1016/j.addma.2019.101000>

Grudić V, Bošković I, Martinez S, Knežević B (2018) CORROSION INHIBITION MILD STEEL IN NaCl SOLUTION IN THE PRESENCE OF PROPOLIS EXTRACT. Macedonian Journal of Chemistry and Chemical Engineering 37 (2) 203–213 DOI: 10.20450/mjcce.2018.1513

Habibolahzadeh A, Hassani A, Bagherpour E, Taheri M (2013) Dry friction and wear behavior of in-situ Al/Al3Ti composite. Journal of Composite Materials 0 1-11 DOI: 10.1177/0021998313482153 jcm.sagepub.com

Hong Y, Wu CL, Chen JH (2019) Precipitation of γ' nitrides in N-saturated ferrite at high temperature and its effect on nitriding. J. Alloys Compd. 792 818–827

Jasim AM, He Xiaoqing, White TA, Xing Y (2020) Nano-layer deposition of metal oxides via a

condensed water film. COMMUNICATIONS MATERIALS 1:9 <https://doi.org/10.1038/s43246-020-0010-9> | www.nature.com/commsmat

Kannan M (2018) Transmission Electron Microscope - Principle, Components and Applications Illumination system (Electron gun and condenser lenses) Electron gun (In book: A Textbook on Fundamentals and Applications of Nanotechnology pp. 93-101. Daya Publishing House® A Division of Astral International Pvt. Ltd. New Delhi

Korzynski M (2009) A model of smoothing slide ball-burnishing and an analysis of the parameter interaction. J Mater Process Technol 209 (1) 625-633

Krolczyk Grzegorz, Legutko Stanislaw, Nieslony Piotr, Gajek Maksymilian (2014) STUDY OF THE SURFACE INTEGRITY MICROHARDNESS OF AUSTENITIC STAINLESS STEEL AFTER TURNING. Tehnicki vjesnik 21 (6) 1307-1311

Liu X, Chen X, Liang Z, Zou T, Liu Z, Hu B (2022) Effects of Strength-Modified Grinding on the Surface Microstructure and Mechanical Properties of 30CrMnSiA Bearing Steel. Metals 12 1713 <https://doi.org/10.3390/met12101713>

Maharjan N, Zhou W, Wu N (2020) Direct laser hardening of AISI 1020 steel under controlled gas atmosphere. Surface & Coatings Technology 385 125399

Maximov J, Duncheva G (2023) The Correlation between Surface Integrity and Operating Behaviour of Slide Burnished Components—A Review and Prospects. Appl. Sci. 13 3313. <https://doi.org/10.3390/app13053313>

Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB, Nikolova MP (2023). Effects of heat treatment and diamond burnishing on fatigue behaviour and corrosion resistance of AISI 304 austenitic stainless steel. Applied Sciences 13 2570

Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB, Todorov VP, Mechkarova T (2022) Effects of heat treatment and severe surface plastic deformation on mechanical characteristics, fatigue and wear of Cu-10Al-5Fe bronze. Materials 15 8905

Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ganev N, Dunchev VP (2019a) Effect of cyclic hardening on fatigue performance of slide burnished components made of low-alloy medium carbon steel. Fatigue Fract Eng Mater Struct 42(6) 1414-1425

Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ichkova MD (2019b) Slide burnishing—review and prospects. Int J Adv Manuf Technol DOI: 10.1007/s00170-019-03881-1

Maximov JT, Duncheva GV, Dunchev VP, Anchev AP (2020) Slide burnishing versus deep rolling – a comparative analysis. Int J Adv Manuf Technol DOI: 10.1007/s00170-020-05950-2

Park HJ, Kim BS, Ahn CS, Cho KT, Moon KI, Kim SS (2022) Fracture Behavior of Ion Nitrided AISI 4140 Steel in accordance with Variable Applied Current Density. Advances in Materials Science and Engineering, Article ID 6244566, 10 pages, <https://doi.org/10.1155/2022/6244566>

Prochazka J, Pokorny Z, Jasenak J, Majerik J, Neumann V (2021) Possibilities of the Utilization of Ferritic Nitrocarburizing on Case-Hardening Steels. Materials 14 3714. <https://doi.org/10.3390/ma14133714>

Proust G, Retraint D, Chemkhi M, Roos A, Demangel C (2015) Electron Backscatter Diffraction and Transmission Kikuchi Diffraction Analysis of an Austenitic Stainless Steel Subjected to Surface Mechanical Attrition Treatment and Plasma Nitriding. Microscopy and Microanalysis 1- 8 doi:10.1017/S1431927615000793

Ratajski J (2009) Relation between phase composition of compound zone and growth kinetics of

diffusion zone during nitriding of steel. Surf. Coat. Technol. 203 2300–2306

Shanmugam R, Baloor SS, Koklu U, Polishetty A, Bolar G (2023) Machining Temperature, Surface Integrity and Burr Size Investigation during Coolant-Free Hole Milling in Ti6Al4V Titanium Alloy. Lubricants, 11, 349. <https://doi.org/10.3390/lubricants11080349>

Wu L, Qiu L, Du Y, Zeng F, Lu Q, Tan Z, Yin L, Chen L, Zhu J (2021) Structure and Mechanical Properties of PVD and CVD TiAlSiN Coatings Deposited on Cemented Carbide. Crystals 11 598. <https://doi.org/10.3390/cryst11060598>

Вучков И Н, Вучков И И (2009) QStatLab Professional, v. 5.5. Ръководство за употреба, София 2009

Илюкович БМ (1983) Введение в теорию пластичности. Киев, Вища школа

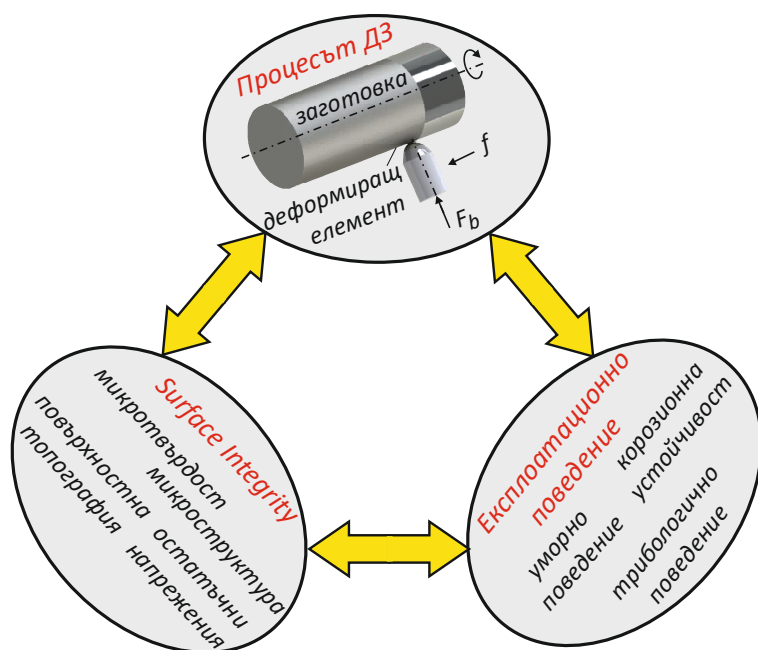
ГЛАВА V

КОРЕЛАЦИИ МЕЖДУ КОМПОНЕНТИТЕ НА SE. КЛАСИФИКАЦИЯ НА ПРОЦЕСИТЕ В ОБХВАТА НА SE. СТАТИЧНИ ПРОЦЕСИ ЗА ППД ЗА ПОДОБРЯВАНЕ НА ЕКСПЛОАТАЦИОННОТО ПОВЕДЕНИЕ НА ИНЖЕНЕРНИ МАТЕРИАЛИ. ЕФЕКТИВНОСТ НА КОМБИНИРАНИ ПРОЦЕСИ С ППД ЗА ПОДОБРЯВАНЕ НА ЕКСПЛОАТАЦИОННОТО ПОВЕДЕНИЕ

1. Корелации между компонентите на SE

1.1. Същност на интегрирания подход в SE

В основата на SE е идеята за разработване на рентабилни техники/процеси за модифициране на ПС и по този начин да се подобри експлоатационното/функционалното поведение на компонентите. Това изисква интегриран подход за изучаване на корелациите между трите основни компонента в SE ([Maximov and Duncheva, 2023](#)): 1). Процес за довършващо обработване; 2). Комплексът характеристики на SI; 3). Експлоатационното поведение (ЕП). Този подход схематично е представен по отношение на процеса ДЗ (фиг. 5.1).



Фиг. 5.1 Схематично представяне на корелациите „ДЗ-SI-ЕП“

Целта е да се идентифицира подходящият процес за довършващо обработване за даден материал, който осигурява желаното ЕП – уморно, трибологично и/или корозионно. Междинното (свързващо) звено е базата данни, получена за зависимостта на характеристиките на SI от технологичните параметри на съответния довършителен процес. Следователно, когато крайната цел е постигната, избраният процес за довършващо обработване е както в началото, така и в края на този интегриран

изследователски подход.

В литературата едни и същи термини се споменават в различен контекст – като метод и като процес. Типичен пример в това отношение е „roller burnishing” – от една страна съществува методът за ППД „roller burnishing”, а от друга страна Ecoroll презентира процеса „roller burnishing” като заглаждащ ППД процес ([Ecoroll–catalog http://teco.net.au/-pdf/-ecoroll/-ecoroll-catalog_en_web.pdf](http://teco.net.au/-pdf/-ecoroll/-ecoroll-catalog_en_web.pdf)). Ясно разграничение между понятията „метод” и „процес” е направено от [Maximov et al., \(2019\)](#). Независимо, че дефинициите са в контекста на концепцията ППД, в същността си те могат да се отнесат към SE:

♣ *Методът за обработване е кохерентно време-пространствено подреждане на две тела (инструмент и третирана повърхнина) в механичен смисъл, с определена геометрия, физични и химични свойства;*

♣ *Процесът е обмен на енергия и маса в резултат на кохерентното взаимодействие между две тела (инструмент и третирана повърхнина) с ясно определени количествени характеристики.*

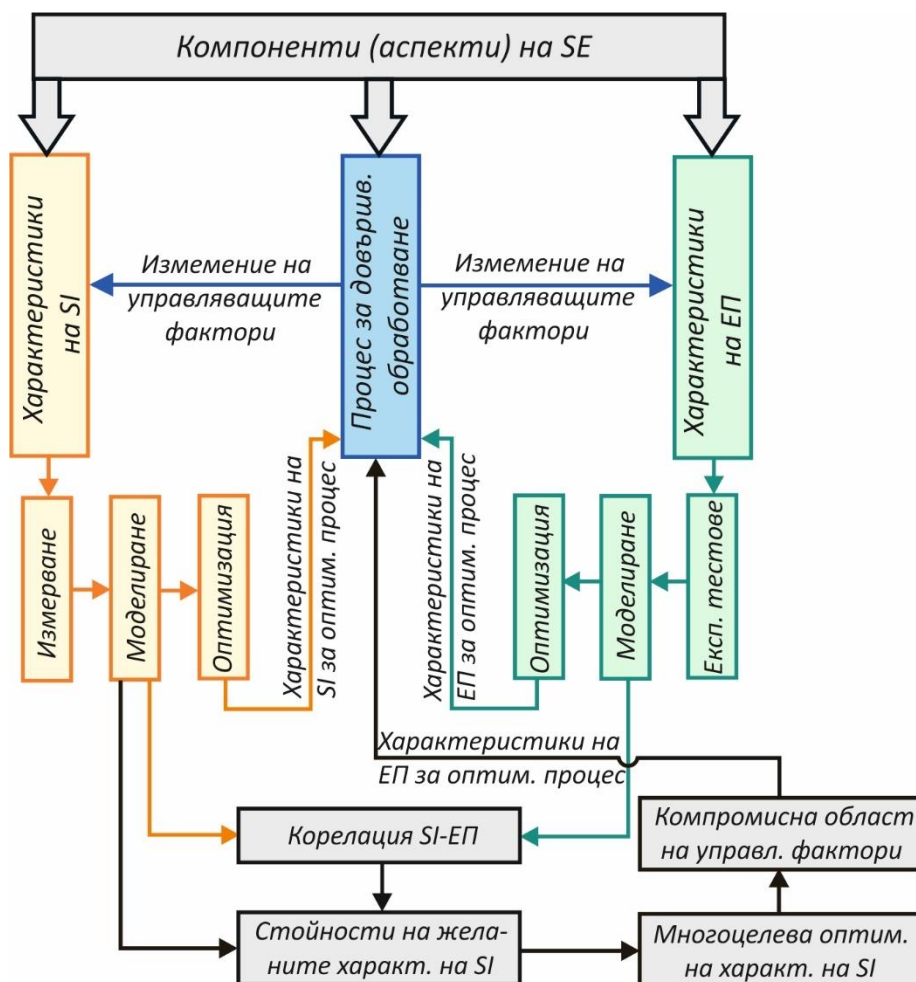
Използвайки един и същи метод, но с различни количествени технологични параметри (управляващи фактори), могат да се реализират много различни SE процеси. В резултат на това обработените компоненти ще имат различни характеристики на SI, които ще доведат до различно ЕП. Следователно, идентифицирането на даден процес се свежда до определяне на количествените стойности на основните и допълнителните технологични параметри (управляващи фактори), с които се реализира. Теоретично процесите, реализиращи даден метод, са безкрайно множество, тъй като броят на комбинациите от величини на управляващите фактори е безкраен.

1.2. Анализ на корелациите между компонентите на SE

Предназначението на конструкционните и машинните елементи е да изпълняват зададено функционално предназначение, удовлетворявайки необходимите изисквания за условия и срок на експлоатация. Основната задача в SE е да се дефинира технологично и икономически ефективен довършващ обработващ процес (ОП), който удовлетворява желаните експлоатационни характеристики на компонента, т.е. изходната информация е известна, а се търси входната информация. С други думи, задачата, която трябва да се реши, е обратна, т.е. задача на синтеза ([Maximov and Duncheva, 2023](#)). Първият начин за решаване на тази задача е да се проучи пряката корелация „ОП – ЕП” (Фиг. 5.1). Този подход изглежда по-кратък на пръв поглед. Основният недостатък е, че характеристиките на SI не се определят количествено. По този начин корелациите „ОП–SI” и „SI–ЕП” остават скрити. Поради тази причина получената информация за корелацията „ОП–ЕП” (намерена е определена комбинация от големините на управляващите фактори на съответния процес, т.е. дефиниран е ОП) може да се използва само за друг аналогичен случай. Вторият начин за решаване на задачата включва по-дългия път на изследване „ОП–SI–ЕП” (Фиг. 5.1), тъй като характе-

ристиките на SI също се определят в количествен и качествен аспект. Предимството на този подход е възможността да се оцени влиянието на основните характеристики на SI върху ЕП. Например, известно е, че по-големите ОН на натиск в ПС осигуряват по-голяма якост на умора, комбинация от параметрите на формата на ПТ $R_{sk}(S_{sk}) < 0$ и $R_{ku}(S_{ku}) > 3$ осигурява по-висока износоустойчивост при плъзгане в режим на гранично триене и т.н.

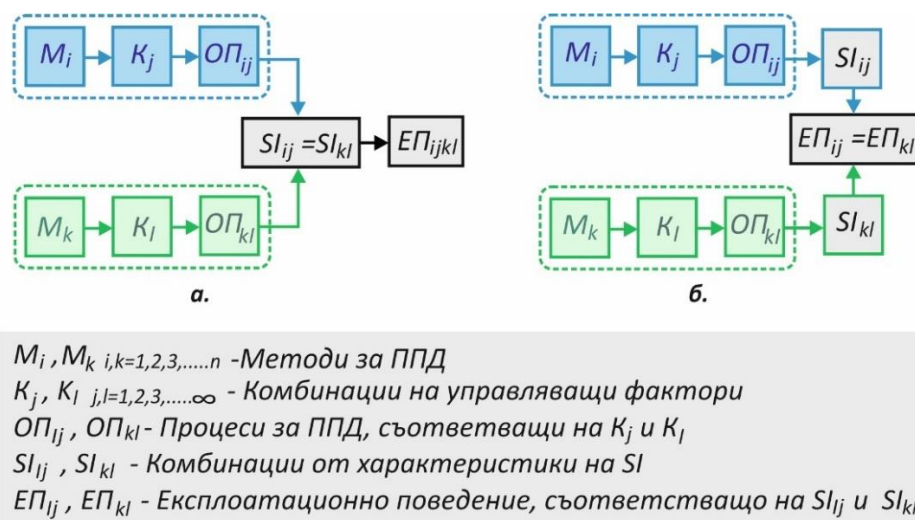
Количественото определяне на характеристиките на SI обикновено изисква по-малко време, усилия и ресурси, отколкото тестовите за оценка на ЕП (уморни тестове, трибологични изпитания и изпитания на корозия). От тази гледна точка от голямо значение е получената за даден процес база данни за корелацията SI–ЕП, тъй като позволява да се прогнозира ЕП и за други процеси на основа на директната корелация ОП–SI. Следователно, в повечето случаи задачата може да бъде решена само на базата на корелацията ОП–SI. Компонентите на SE, корелациите между тях и необходимите оптимизации за решаване на основната задача за синтез на подходящ довършващ ОП са визуализирани на фиг. 5.2.



Фиг. 5.2 Компоненти на SE, корелации между тях и оптимизации

Възможните корелации за даден материал в контекста на интегрирания

подход в SE са илюстрирани на фиг. 5.3а и б. В действителност, желаните характеристики на SI могат да бъдат получени чрез множество методи. Следователно, дадена комбинация от характеристики на SI може да бъде постигната чрез краен брой ОП, включващи различни методи, тъй като броят на методите е краен (фиг. 5.3а). Същевременно, конкретно ЕП (например якост на умора за 10^7 цикъла за дадена амплитуда на напрежение) може да бъде получена чрез различни комбинации от характеристики на SI, получени следствие ОП, включващи два или повече метода (фиг. 5.3б). Например, граница на умора 580 MPa за хром-никелова аустенитна стомана AISI 304 може да бъде постигната чрез заглаждащо ДЗ и последващо нагряване за три часа при 350°C (Maximov et al, 2023) или чрез нискотемпературно азотиране след предварително фино струговане.



Фиг. 5.3 Възможни корелации: а. различни обработващи процеси реализират едно и също SI; б. различни комбинации от характеристики на SI водят до едно и също експлоатационно поведение

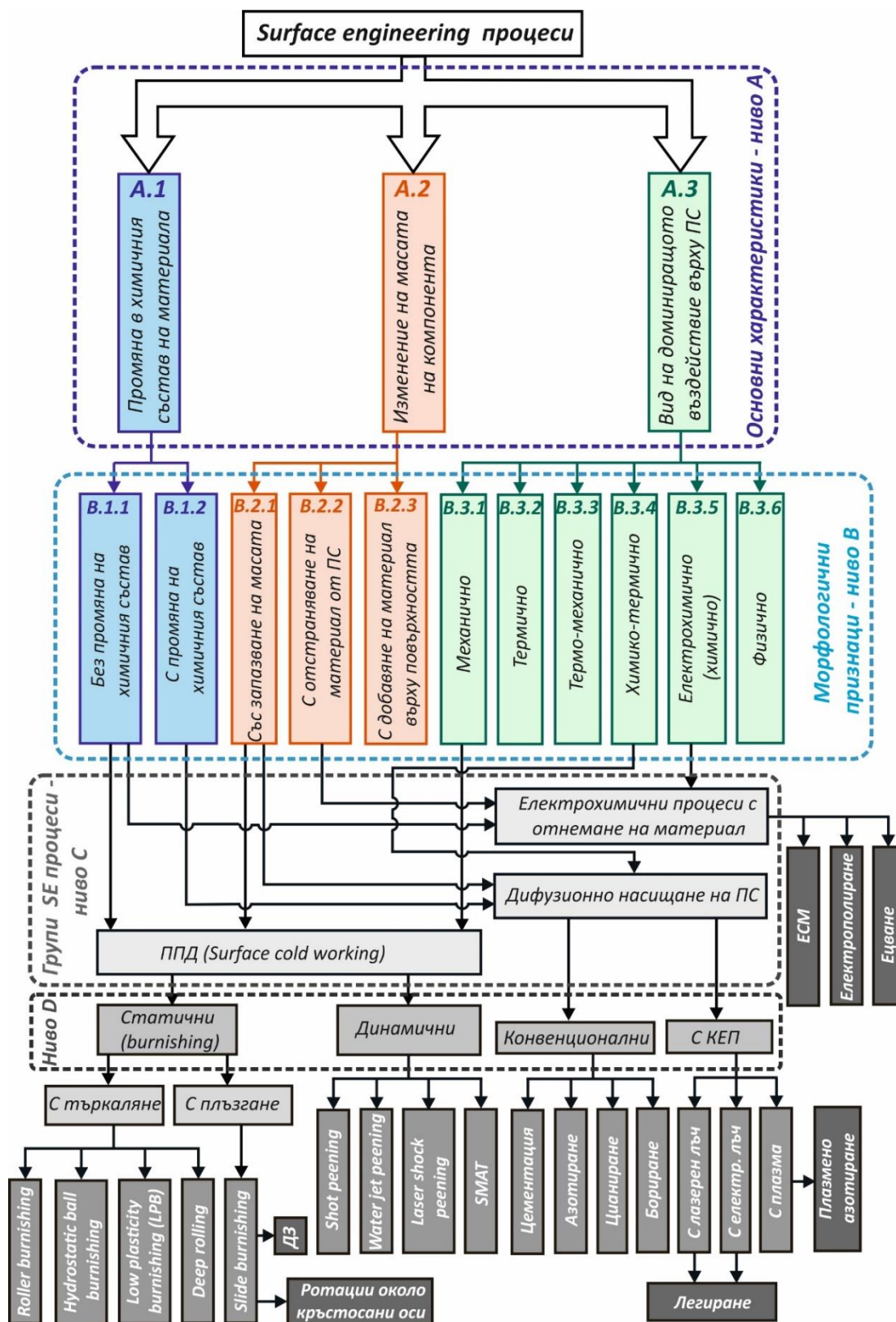
Във всички случаи обаче, за конкретен материал, дадена комбинация от характеристики на SI съответства на конкретно ЕП, т.е. пряката корелация SI–ЕП е недвусмислено определена. Ето защо, за да може да се назначи подходящ ОП, е необходимо да се познава корелацията между отделните характеристики на SI и съответното ЕП (износване, умора, корозия). Наличието на такава корелация за даден материал елиминира необходимостта от експериментални изследвания на ЕП, които изискват значително време и средства.

2. Класификация на процесите в обхвата на SE

2.1. Процеси с едно доминиращо въздействие

Известни са класификации на процесите с едно въздействие в обхвата на SE според различни признаци (Dwivedi, 2018). Използвайки диференциално-морфологичния метод (Дунчева, 2017), е разработена йерархична класификационна

схема на тези процеси (фиг. 5.4). Схемата е базирана върху следните три основни характеристики на ниво А: 1). Възможност за промяна на химичния състав в ПС; 2). Възможност за изменение на масата на компонента; 3). Видът на доминиращото въздействие върху ПС.



Фиг. 5.4 Класификационна схема на процесите с едно въздействие

Морфологичните признаци, характеризиращи процесите, са показани на ниво В (фиг. 5.4). От гледна точка на получения комплекс SI, интерес представлява въздействието върху ПС, независимо от вида на въздействието, свързано с използвания енергиен източник на входа. Например, при процеса laser shock reening на входа е КЕП, използвайки импулсен лазер, но полученото въздействие върху ПС е механично ударно, с голяма скорост на пластичната деформация. Видът на входящия енергиен източник може да се използва за характеризиране на конкретния процес на следващи нива в йерархията. В съответствие с класификационната схема, на ниво В всеки процес в SE може да се опише с еднозначна комбинация от три морфологични признаци.

На следващо ниво – ниво С, се разглеждат групите процеси в SE. Тъй като практически е невъзможно да се визуализира голямото многообразие от групи процеси в SE, на фиг. 5.4 са показани някои типични групи процеси. Например, процесите за ППД (Surface cold working), като част от процесите в SE, се характеризират със запазване на химическия състав и масата на обработвания детайл и с доминиране на механичното въздействие върху ПС. Очевидно е, че според тези морфологични признаци процесите за ППД принадлежат към екологосъобразните процеси. На следващо ниво (ниво D), те са разделени на две основни групи – статични (burnishing) и динамични. На последно ниво в йерархичната схема са идентифицирани типични процеси за ППД.

На ниво С процесите за модифициране чрез дифузионно насищане на ПС се характеризират с промяна на химичния състав на материала в ПС, запазване на масата и химико-термично въздействие върху ПС, а на ниво D те се диференцират на две подгрупи според типа на използвания енергиен източник на входа: конвенционални и с КЕП.

На ниво С е показана и групата на електрохимични процеси с отнемане на материал, от която на следващо ниво произтичат съответните SE процеси (електрохимично обработване (ECM), електрополиране и ецване) (фиг. 5.4). Използването на следващи йехерархични нива след ниво С зависи от спецификата на съответната група SE процеси.

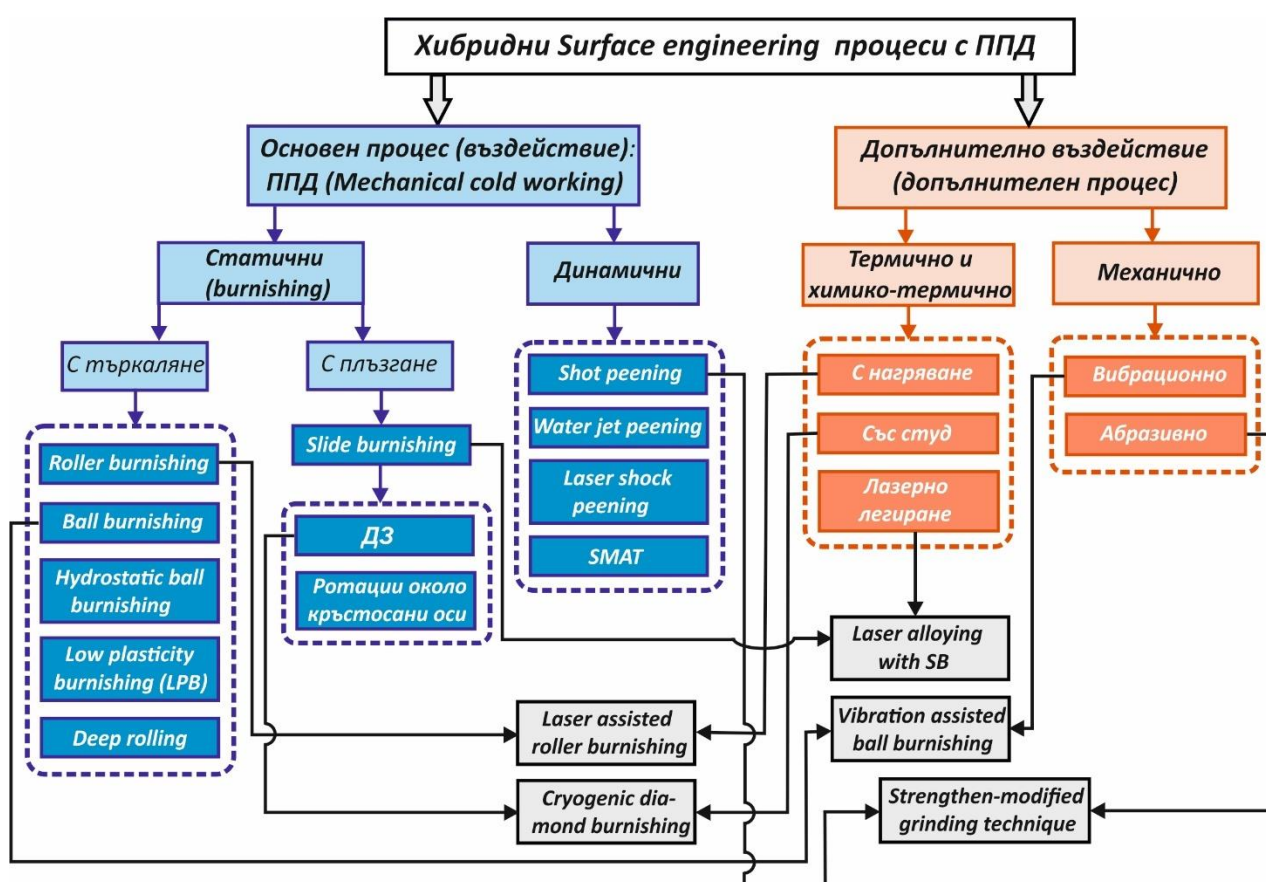
2.2. Процеси с повече от едно въздействие

Процесите, базирани върху използване на две и повече въздействия върху ПС имат голям потенциал за подобряване на SI, тъй като могат да се съчетават предимствата на отделните процеси по подходящ начин, така, че да се постигне синергиен ефект. Както беше посочено в Гл. 3, т.6, за да се избегне двусмислието в използваната терминология, в настоящия труд процесите, включващи повече от едно въздействие, са разделени на две групи според начина на съчетаване на въздействията във времето: 1). Хибридни (въздействията се прилагат едновременно); 2). Комбинирани (въздействията се прилагат последователно).

2.2.1. Хибридни SE процеси

Основната идея при хибридните процеси е да се подпомогне доминиращото въздействие, характеризиращо основния SE процес, с подходящо допълнително въздействие върху ПС. В тези случаи два фактора имат ключово значение: 1). Спецификата на обработвания материал; 2). Технологичната съвместимост между основния процес и допълнителното въздействие/допълнителния процес. Последното значително ограничава възможностите за синтез на хибридни процеси.

Предвид доказаната ефективност на процесите за ППД, на фиг. 5.5 е показана морфологична схема за синтез на хибридни SE процеси, в които основният процес е вариант на ППД.

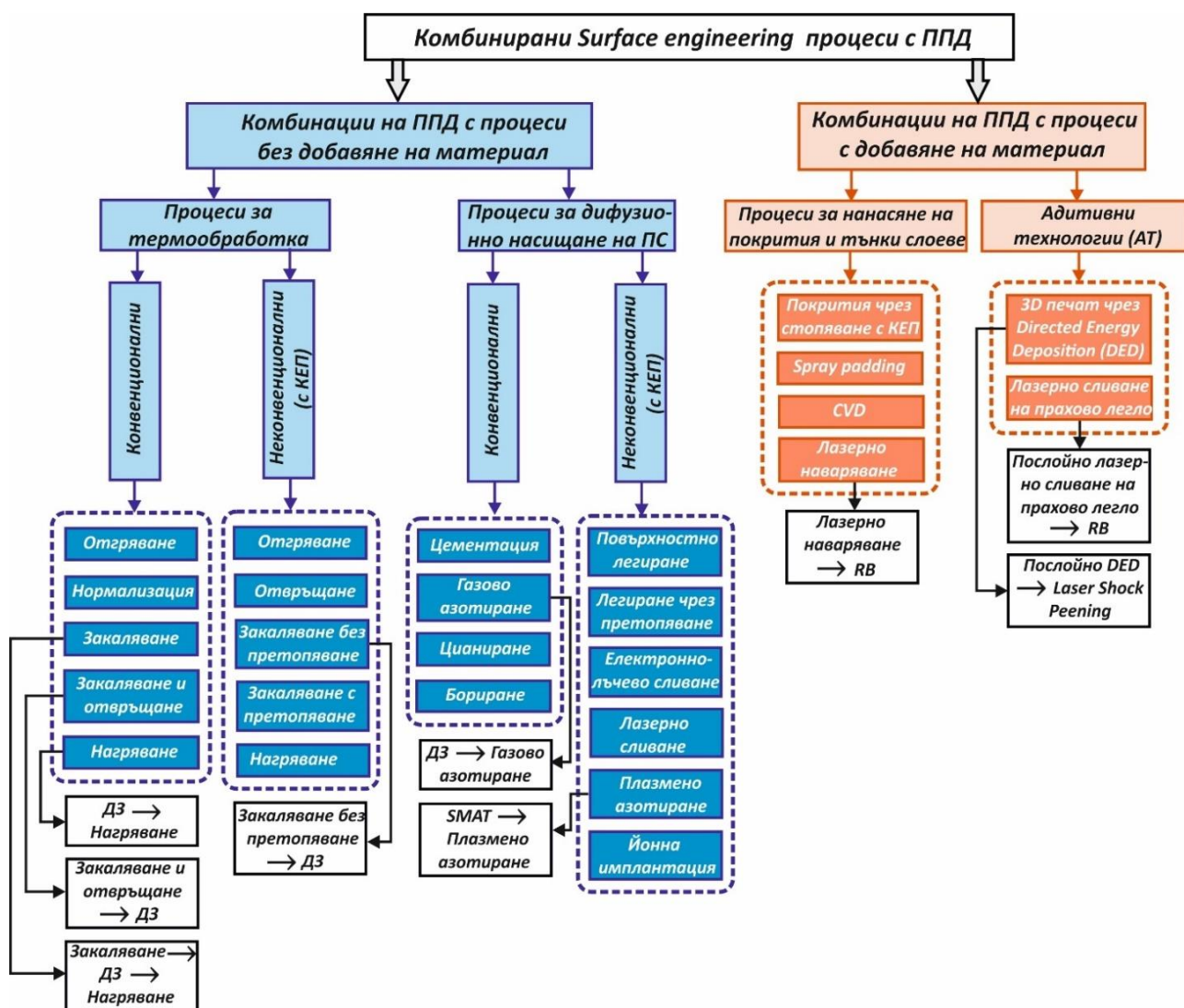


Фиг. 5.5 Морфологична схема за синтез на хибридни SE процеси с ППД

Хибридните процеси, показани на фиг. 5.5, са известни в литературата (информация за повечето от тях е дадена в Гл. 3, т. 6.1 и Гл. 4, т. 3). Те са синтезирани чрез наслагване върху доминиращото механично въздействие при ППД на следните две допълнителни въздействия: 1). Термично/химико-термично въздействие; 2). Механично – динамично вибрационно или абразивно. Когато допълнителното термично/химико-термично въздействие е чрез нагряване, се използва лазерен лъч, тъй като за техническата реализация на този вид КЕП не се изисква специална среда (за разлика от електронно-лъчевите техники). От

друга страна, когато хибридните процеси се базират върху статични ППД процеси – например, Laser assisted roller burnishing (Tian and Shin, 2007), използването на лазерен лъч позволява прецизно насочване на КЕП в зоната на третиране. Radziejewska and Skrzypek, (2009) разработват хибриден процес за третиране на равнинни образци от въглеродна стомана на основата на slide burnishing и лазерно легиране с кобалтов стелит. Използван е непрекъснат CO_2 лазер и специално устройство с два деформиращи елемента от синтеровани карбиди, устойчиви при повишена температура. Морфологичната схема на фиг. 5.5 е отворена и може да се допълва с нови хибридни процеси.

2.2.2. Комбинираните SE процеси



Фиг. 5.6 морфологична схема за синтез на комбинираните SE процеси с ППД

Отчитайки голямото многообразие на процеси в обхвата на SE и възможността за съчетаване на повече от два последователни процеса (въздействия), теоретично съществуват неограничен брой варианти на комбинираните SE процеси. За да се приложи на практика обаче даден комбиниран процес, същият

трябва да бъде ефективен. Ефективността на комбинираните SE процеси се определя от следните критерии: 1). Полученият синергиен ефект в аспект на подобряване на SI и/или ЕП; 2). Отношението „цена/качество (SI)”. Следователно, от ключово значение е да се познава корелацията между аранжирането на последователните процеси във времето и еволюцията на SI.

На фиг. 5.6 е показана морфологична схема, която показва направленията за синтез на комбинирани SE процеси, включващи процеси за ППД. Морфологичната схема показва моментна снимка на изследванията в тази област, тъй като по-голямата част от показаните комбинирани процеси са известни от литературата. Фиг. 5.6 показва, че комбинирането на процеси за ППД с конвенционални или процеси с КЕП за термична обработка или такива за дифузионно насищане на ПС в различна последователност имат най-голям потенциал за постигане на синергиен ефект по отношение на SI и ЕП [(Maximov et al, 2023); (Maximov et al., 2022); (Proust et al., 2015); (Tobola and Kania, 2018); (Tobola et al., 2020); (Tobola et al., 2021)]. Процесите, при които ППД се комбинира с електронно-лъчеви техники или техники с лазерен лъч, имат значителен потенциал за постигане на синергичен ефект. Локализираният топлинен ефект с висока концентрация върху много малка площ, присъщ на техниките с КЕП, води до нехомогенна структура на ПС. Тази нехомогенност е в корелация с използваната траектория на сканиране на третираната повърхнина и ефекта на припокриване на нагретите зони. В този аспект, прилагането на подходящ ППД процес върху покрития, получени чрез стопяване с КЕП (melt coating), може да подобри до известна степен хомогенността и плътността на материала и да подобри SI. Представлява научен интерес използването на ППД преди прилагане на техники с КЕП, когато обработваният материал е конструкционна въглеродна стомана – на фиг. 5.6 е посочен пример за следната последователност процеси „Закаляване без претопяване (с КЕП)→ДЗ“. При подходящо избрани параметри на двата процеса може да се очаква синергиен ефект вследствие деформационно уякчаване на по-голяма дълбочина след ДЗ и трансформационно уякчаване (поради мартензитна трансформация) близо до повърхността след закаляване без претопяване например. Като цяло, този подход за синтез на комбинирани процеси е относително по-достъпен и икономически по-ефективен в сравнение с комбинираните процеси, при които ППД се прилага след всеки слой, получен чрез АТ – например (DED) (Madireddy et al., 2019) или laser-based powder bed fusion (лазерно сливане на прахово легло) (Sunny et al, 2022) (фиг. 5.6).

3. Статични процеси за ППД за подобряване на експлоатационното поведение на инженерни материали

3.1. Ефективност на ДЗ за подобряване на уморното поведение на средно-въглеродни ниско-легираны стомани

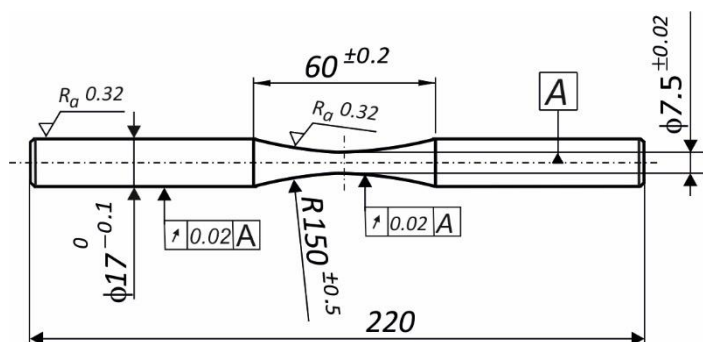
Разпределението на ОН в ПС на металните конструкционни елементи е основен индикатор, но не може да бъде доказателство за точно предсказване на

уморното поведение поради еволюцията на микроструктурата в процеса на експлоатация и свързания с това процес на релаксация на ОН. Следователно, когато целта е да се докаже ефективността на даден SE процес в аспект на УД, уморните тестове са без алтернатива. В допълнение към метода на Wöhler, съществуват различни методи, които могат да се използват за изследване на уморното поведение. Те могат да бъдат разделени на две основни групи: 1). Методи за изследване на наклона на кривата на Wöhler (вкл. малоцикловата умора); 2). Методи за определяне на границата на умора. Тъй като по-голямата част от конструкционните и машинните елементи работят при относително ниски натоварвания, втората група методи е от съществено значение. Тази група включва две подгрупи: 2a). Методи с голяма продължителност (методът „probit“, методът на Dixon–Mood, методът на Robbins–Monro, методът на Freudenthal и др.); 2б). Ускорени методи (метод на Pro-Nedeshan, температурен метод, метод на електрическо съпротивление; метод на разсейване на енергия; метод на Locati и др.). От всички ускорени методи за определяне на границата на умора, методът на Locati осигурява най-добро приближение до метода на Wöhler. Методът на Locati се основава на хипотезата за линейните повреди на Palmgren–Miner, която е частен случай на общата теория за натрупаните повреди (Reemsnyder, 1961). За реализацията му е необходим един образец, който се подлага на стъпаловидно нарастващи амплитуди на напрежението с постоянна стъпка. Първоначалната амплитуда на напрежението е по-малка от приетата граница на умора, а броят на циклите n_i е един и същи за всяка амплитуда на напрежението, с изключение на тази на разрушаващото напрежение. Натоварването се увеличава до разрушаване на образца. За да се определи броя на циклите до разрушение N_i , трябва да се построи предполагаемата крива на Wöhler. Целесъобразно е да се изберат поне три граници на умора, т.е. да се построят поне три криви на Wöhler. За всяка крива се изчислява сумата от натрупаните повреди:

$$\sum_i^{\bar{k}} \left(\frac{n_i}{N_i} \right), \quad (5.1)$$

където $\bar{k}$ е броят на амплитудите на напрежението. Напрежението, получено чрез интерполация за $\sum_i^{\bar{k}} \left(\frac{n_i}{N_i} \right) = 1$ е границата на умора.

Maximov et al., (2020a) използват метода на Locati за определяне на границата на умора на образци от стомана 41Cr4, подложени на ДЗ с различни комбинации на радиуса на диамантния накрайник r и деформиращата сила F_b . За всяка комбинация на r и F_b са използвани по три уморни образца тип „пясъчен часовник“ (фиг. 5.7). По този начин, границата на умора σ_{-1} за всяка комбинация, респ. експериментална точка, е получена като средно-аритметична стойност от резултатите за трите образца. Образците са подложени на ДЗ с постоянни стойности на подаването ($f = 0.05 \text{ mm/rev}$) и скоростта на плъзгане



Фиг. 5.7 Геометрия на уморните образци – тип „пясъчен часовник“

($v = 100 \text{ m/min}$), но с различни стойности за r и F_b , вариращи на четири нива в съответствие с табл. 5.1. Поликристални диамантени вложки са използвани при ДЗ в присъствието на смазка Hасut 795-H. Планът на експеримента и експерименталните резултати са показани в табл. 5.2.

техните нива

Управляващи фактори и
Таблица 5.1

Управляващи фактори		Нива на факторите			
		Кодирани			
		-1	-0.333	+0.333	+1
Натурални $\tilde{x}_i$	Кодирани x_i	Натурални			
Радиус на диамантния накрайник r [mm], $\tilde{x}_1$	x_1	2	3	4	5
Деформираща сила F_b [N], $\tilde{x}_2$	x_2	100	200	300	400

План на експеримента

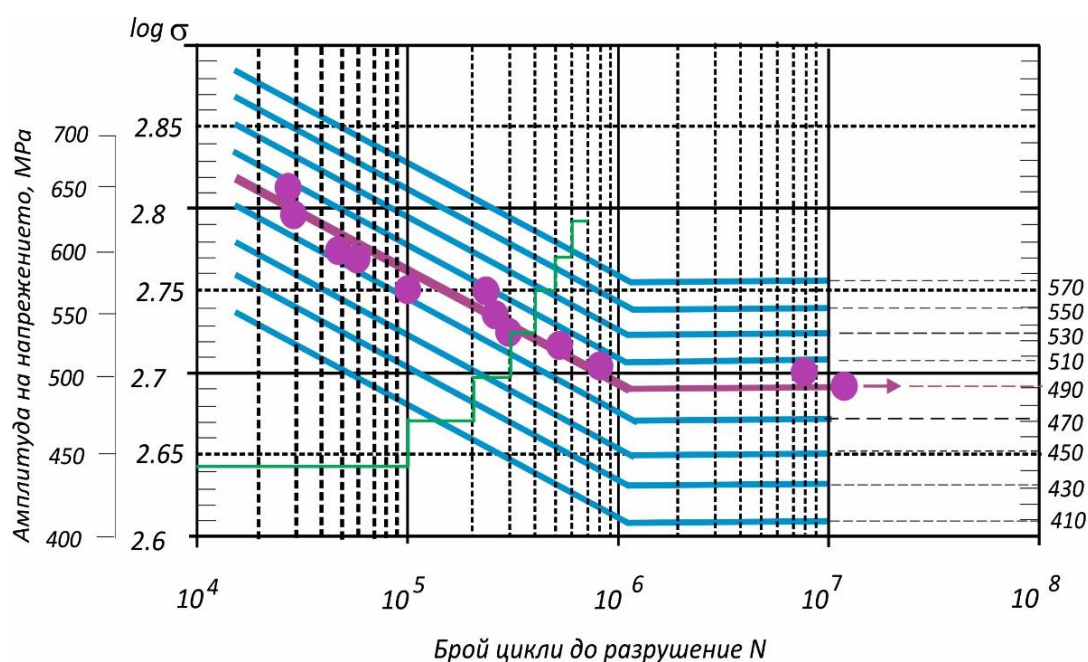
Таблица 5.2

№	r, x_1	F_b, x_2	Експеримент				Модел	Грешка, %
			$\sigma_{-1}^{(1)}, \text{MPa}$	$\sigma_{-1}^{(2)}, \text{MPa}$	$\sigma_{-1}^{(3)}, \text{MPa}$	σ_{-1}, MPa	$\bar{\sigma}_{-1}, \text{MPa}$	
1	-1	-1	495.0	495.4	488.1	492.83	494.38	0.3145
2	+1	-1	489.4	482.8	479.1	483.77	484.41	0.1323
3	-1	+1	537.1	514.5	528.0	526.53	525.56	-0.1842
4	+1	+1	514.0	533.7	523.9	523.80	528.17	0.8343
5	-1	-0.333	505.1	524.8	506.9	512.27	510.11	-0.4216
6	-1	+0.333	516.0	528.9	522.2	522.37	523.94	0.3006
7	+1	-0.333	498.4	493.5	499.4	497.10	498.20	0.2213
8	+1	+0.333	504.0	532.5	530.4	522.30	516.22	-1.1641
9	-0.333	-1	489.9	497.3	483.8	490.33	491.12	0.1611
10	+0.333	-1	452.9	459.7	474.7	462.43	459.43	-0.6487
11	-0.333	+1	537.5	530.3	526.3	531.37	534.38	0.5665
12	+0.333	+1	508.1	518.8	512.9	513.26	506.89	-1.2411
13	-0.333	-0.333	515.4	517.4	506.7	513.17	508.83	-0.8457
14	+0.333	-0.333	474.3	469.1	470.0	471.13	476.50	1.1398
15	-0.333	+0.333	523.7	529.9	524.9	526.17	526.69	0.0281
16	+0.333	+0.333	488.4	483.6	503.3	491.77	495.75	0.8093

Изследвано е уморното поведение при въртливо огъване (с коефициент на асиметрия на цикъла $R = -1$) и честота 100 Hz на въздух. Уморните тестове са

проведени върху електромеханична изпитвателна машина MUI-6000.

Предполаганите криви на Wöhler и стъпаловидното нарастване на амплитудата на напрежението са показани в двойна логаритмична координатна система на фиг. 5.8. Основната крива (централната крива на фиг. 5.8), съответстваща на граница на умора $\sigma_{-1} = 490 \text{ MPa}$, е получена в (Maximov et al., 2019a) за стомана 42Cr4, като образците са подложени на ДЗ със следните параметри: $r = 3 \text{ mm}$, $F_b = 225 \text{ N}$, $f = 0.1 \frac{\text{mm}}{\text{rev}}$, $v = 100 \text{ m/min}$. Другите осем криви са построени две по две успоредно на основната крива, като границата на умора се променя от 410 до 570 MPa със стъпка от 20 MPa. Постепенно нарастващата амплитуда на напрежението започва от 440 MPa и се увеличава на стъпки от 30 MPa. За всяка стъпка основният брой цикли е $n_i = 10^5$ (стъпката, в която образецът се разрушава, се изключва).

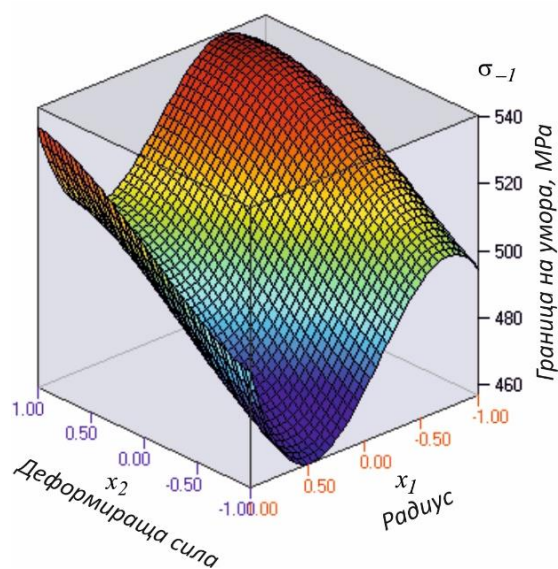


Фиг. 5.8 Експериментални и предполагаеми криви на Wöhler и стъпаловидно нарастваща амплитуда на напрежението в двойна логаритмична координатна система

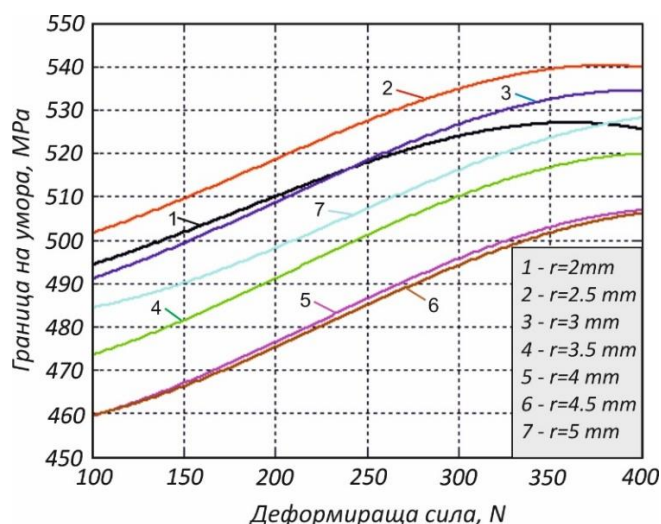
Регресионният анализ на експерименталните резултати е проведен посредством QstatLab (Vuchkov and Vuchkov, 2009). Регресионният модел е полином със степен, не по-голяма от три, тъй като управляващите фактори се променят на четири нива. За границата на умора е получен следният модел:

$$\begin{aligned} \sigma_{-1} = & 501.177 - 53.1935x_1 + 28.989x_2 + 11.443x_1^2 - 4.486x_2^2 \\ & + 47.904x_1^3 - 5.817x_2^3 + 3.143x_1x_2 - 4.439x_1^2x_2 + 3.451x_1x_2^2 \\ & 5.817x_2^3 + 3.143x_1x_2 - 4.439x_1^2x_2 + 3.451x_1x_2^2 \end{aligned} \quad (5.2)$$

Максималното отклонение (относителна грешка) на модела (5.1) спрямо експерименталните резултати е по-малко от 1,25% (виж табл. 5.2). Графична визуализация на модела (5.1) е показана на фиг. 5.9. За всички стойности на радиуса, увеличаването на деформиращата сила води до увеличаване на границата на умора, което може да се обясни с увеличената дълбочина на зоната с ОН на натиск (Maximov et al., 2019a). Влиянието на радиуса е по-сложно и трябва да се търси в благоприятната комбинация от микро- (модифицирана микроструктура) и макро- (полезни ОН) ефекти.

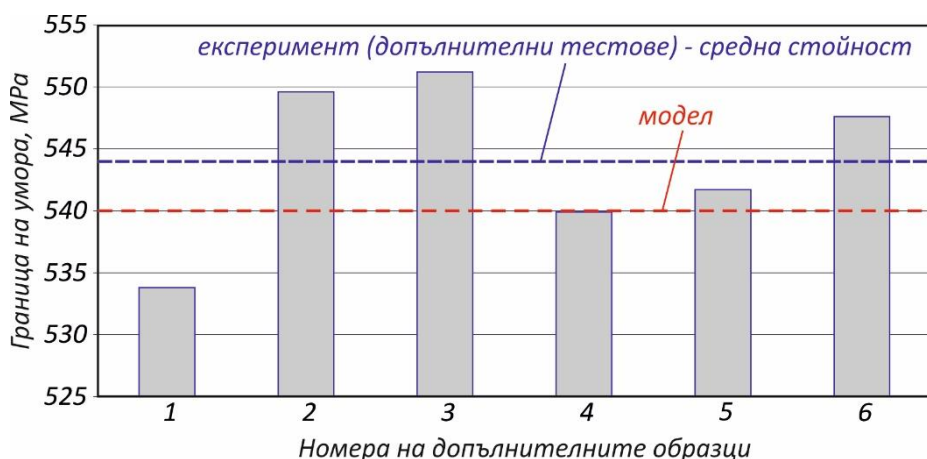


Фиг. 5.9 Зависимост на границата на умора от деформиращата сила и радиуса



Фиг. 5.10 Сечения на повърхнината на границата на умора с различни равнини

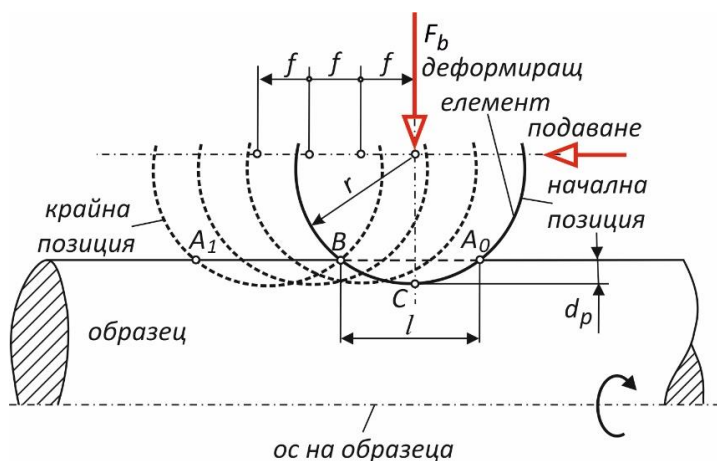
За определяне на максималната граница на умора, предсказана от модел (5.2), е проведена едноцелева оптимизация, използвайки генетичния алгоритъм на QstatLab. Оптималните стойности на управляващите фактори са: $x_1^{opt} = -0.6311$ (съответно $r = 2.553 \text{ mm}$) и $x_2^{opt} = 0.8803$ (съответно $F_b = 382 \text{ N}$), осигуряващи граница на умора $\sigma_{-1} = 540.35 \text{ MPa}$. Тъй като радиусите на произведените диаманти са дискретни числа (променят се със стъпка от 0.5 mm), на фиг. 5.10 са показани сечения на повърхнината на границата на умора (в естествени координати) с равнини $r_i = \text{const}$. Очевидно, радиус $r = 2.5 \text{ mm}$ в комбинация с деформираща сила $F_b = 380 \text{ N}$, осигурява граница на умора $\sigma_{-1} \approx 540 \text{ MPa}$. Следователно, оптималните параметри на ДЗ по критерий „максимална граница на умора“ са: $r = 2.5 \text{ mm}$, $F_b = 380 \text{ N}$, $f = 0.05 \text{ mm/rev}$ и $v = 100 \text{ m/min}$. След ДЗ на стомана 41Cr4 с тези основни параметри (броят на преходите е $n = 1$), границата на умора на обработените образци се повишава с 22,7% (Maximov et al., 2019a) – от 440 MPa (за конвенционалния случай на обработване само със струговане) на 540 MPa .



Фиг. 5.11 Сравнение на границата на умора, получена от допълнителните тестове с предсказаната от модела

чрез метода на Locati като средна аритметична стойност на резултатите за допълнителните образци. Сравнението между експерименталните данни (фиг. 5.11) и предсказаните от модела показва добро съгласие. Това доказва достоверността на получения модел за предсказване на границата на умора след ДЗ на стомана 41Cr4.

Важна особеност на статичните процеси за ППД, в т.ч. и ДЗ, е ефектът на препокриване на контактните зони вследствие съотношението между радиуса на деформиращия елемент и подаването: $r \gg f$. В резултат елементарният обем в околност на всяка точка (който се намира в контакт с деформиращия елемент) от третираната повърхност е подложен на циклично натоварване, което провокира деформационна анизотропия – повърхността на провлачване се разширява



Фиг. 5.12 Схема за определяне на коефициента на циклично натоварване m

и се премества неравномерно в пространството на напреженията (Дунчева, 2017). Цикличното натоварване по време на ДЗ води до циклично деформационно уякчаване на обработвания материал. От гледна точка на постигане на максимална УД, интерес представлява да се установи корелацията между цикличното деформационно уякчаване и уморното поведение на компонентите. Задълбочено изследване на този проблем е проведено от Maximov et al., (2019b).

и се премества неравномерно в пространството на напреженията (Дунчева, 2017). Цикличното натоварване по време на ДЗ води до циклично деформационно уякчаване на обработвания материал. От гледна точка на постигане на максимална УД, интерес представлява да се установи корелацията между цикличното деформационно уякчаване и уморното поведение на компонентите. Задълбочено изследване на този проблем е проведено от Maximov et al., (2019b).

ледване на този проблем е проведено от Maximov et al., (2019b).

Когато ДЗ се извършва с един преход ($n = 1$), всяка точка е подложена на циклично натоварване поради ефекта на припокриване, илюстриран на фиг. 5.12. Сечение A_0BA е от образуващата на цилиндричната повърхнина на заготовката, а т. C е върхът на деформиращия инструмент. Тъй като $r \gg f$, всяка точка от повърхнината, се натоварва няколко пъти в рамките на един преход. Този ефект е визуализиран на фиг. 5.12 за точка B . Когато $n = 1$, върхът на инструмента – т. C , контактува само веднъж с точка B от заготовката. За този конкретен случай ($n = 1$) е важно да се определи дали цикличното натоварване е с контролирано напрежение, т.е. амплитудата на цикличното натоварване е постоянна. Когато броят на преходите е повече от един ($n > 1$), точка C на инструмента контактува с т. B на заготовката толкова пъти, колкото е броят на преходите. В случай на многопреходно обработване ($n > 1$), амплитудата на цикличното натоварване в т. B е постоянна. Следователно, цикличното натоварване, дължащо се на броя на преходите, е цикъл с контролирано напрежение.

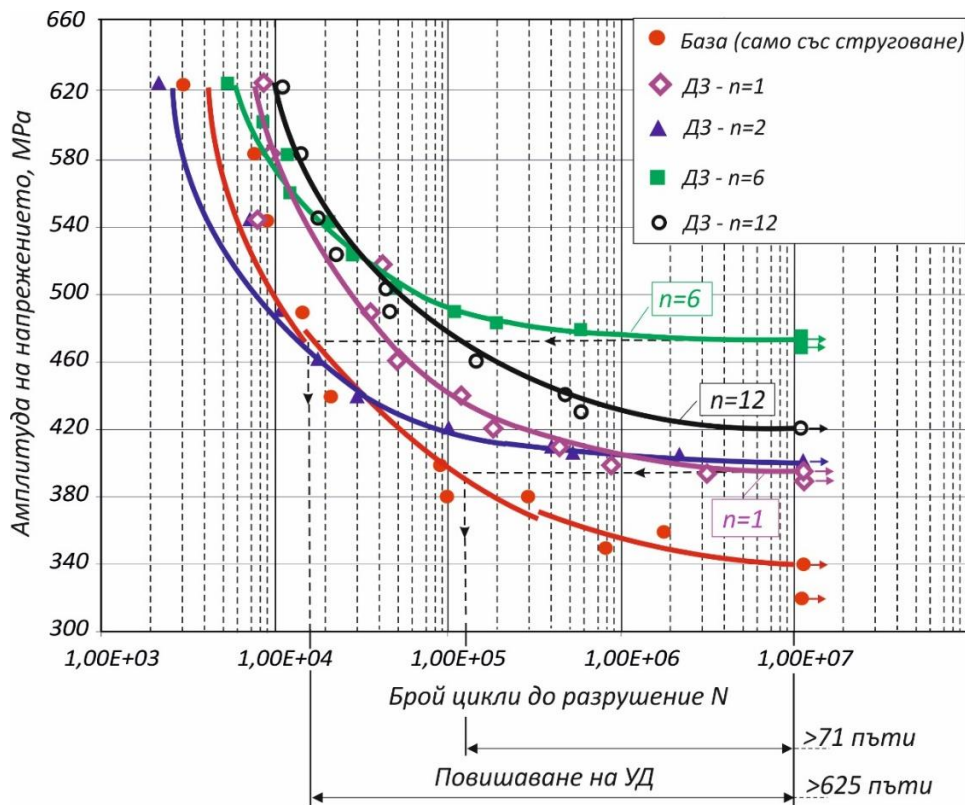
Последователните позиции на деформиращия сферичен елемент с радиус r по оста на образца са разделени на разстояние, равно на подаването f (фиг. 5.12). Под действие на деформиращата сила F_b , деформиращият елемент прониква на дълбочина d_p , а размерът на контактната зона между деформиращия елемент и заготовката по оста y (виж фиг. 5.12) е l . Отношението $m = l/f$ показва броя на циклите натоварване – разтоварване в околност на т. B в рамките на един преход. Като се вземат предвид геометричните зависимости на фиг. 5.12, за m следва:

$$m = \frac{l}{f} = \frac{2\sqrt{r^2 - (r - d_p)^2}}{f}, \quad (5.3)$$

където m е коефициент на циклично натоварване CLC (cyclic loading coefficient). Дефинираният CLC е мярка за броя на циклите на натоварване, когато ДЗ се реализира с един преход. На базата на КЕ резултати за еквивалентното напрежение и еквивалентната пластична деформация в околност на точките от ПС след симулация на процеса ДЗ с един преход е доказано, че цикличното натоварване не може да се характеризира нито като контролирано по сила (респ. по напрежение), така и като контролирано по деформация. Следователно, CLC е количествена мярка за цикличното натоварване при ДЗ, но този коефициент не може да се приеме като критерий за достигане на стабилизирания цикъл (Maximov et al., 2019b). На основата на тест на проникване (instrumented indentation test) в стомана 37Cr4 е установено, че броят на преходите може да се разглежда като критерий за достигане на стабилизирания цикъл. Последният е цикълът, в който дълбочината на проникване d_p остава постоянна (в случая за $n = 6$).

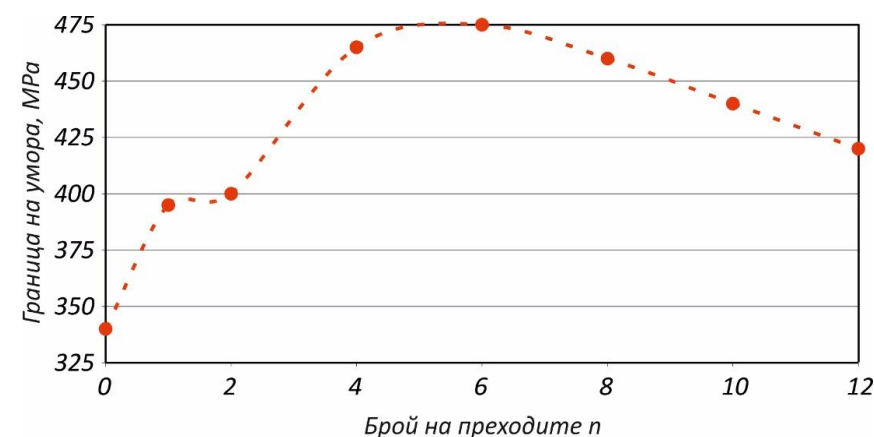
В контекста на горното интерес представлява да се оцени влиянието на броя на преходите и коефициента на циклично натоварване CLC върху УД. За тази цел са проведени уморни тестове на въртеливо огъване ($R = -1$) с честота 100 Hz.

Изработени са уморни образци от средно-въглеродна ниско легирана стомана 37Cr4 тип „пясъчен часовник“ с минимален диаметър 7.5 mm, обработени чрез ДЗ с параметри, осигуряващи минимална грапавост ($r = 3\text{ mm}$, $F_b = 300\text{ N}$, $f = 0.05\text{ mm/rev}$, $v = 100\text{ m/min}$). Фиг. 5.13



Фиг. 5.13 S-N криви — Влияние на броя на преходите

показва сравнение на S-N, получени за базата (образците са обработени само със струговане) с образци, обработени чрез ДЗ с различен брой преходи. За стругованите образци якостта на умора при 10^7 цикъла (границата на умора за стомана) е 340 MPa. След ДЗ с един преход ($n = 1$),

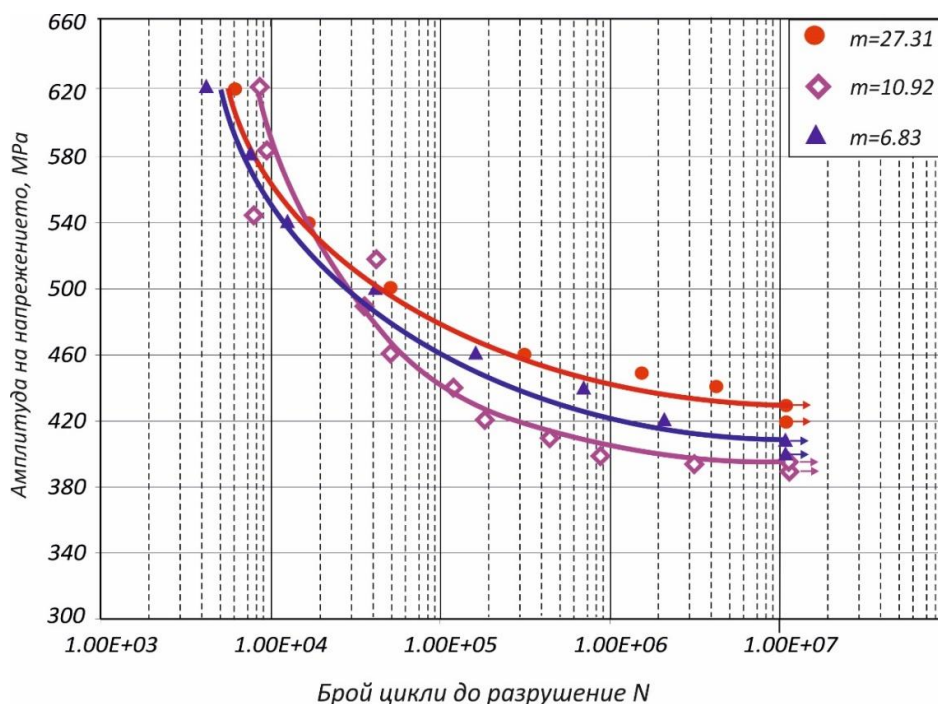


Фиг. 5.14 Сравнение на границите на умора на всички групи образци

границата на умора се увеличава с 16,1% — от 340 MPa на 395 MPa, а УД се увеличава по-вече от 71 пъти в сравнение с базата. Сравнението е направено при амплитуда на напрежението 395 MPa. След ДЗ с $n = 2$ се получава допълнително незначително увеличение на границата на умора в сравнение с $n = 1$ — от 395 MPa до 400 MPa. След ДЗ с $n = 6$, границата на умора се увеличава с 39,7% от 340 MPa на 475 MPa, а УД се увеличава с повече от 625 пъти в сравнение с базата (фиг. 5.13). Сравнението е направено при амплитуда на нап-

режението 475 MPa. Очевидно, достигането на стабилизиран цикъл значително увеличава границата на умора и УД. Важно е да се отбележи, че разсейването на получените резултати за броя на циклите до разрушение по отношение на съответната S-N крива е най-голямо за стругованите образци. Образците от останалите групи, подложени на ДЗ, показват по-малко разсейване, което е най-малко след достигане на стабилизиран цикъл (S-N кривата за $n = 6$).

Фиг. 5.14 показва сравнение на границата на умора за всички групи. При $n = 1$ и $n = 2$ практически не се достига стабилизиран цикъл на ПС, поради което границите на умора за двата случая малко се различават. Границата на умора е



Фиг. 5.15 S-N криви – влияние на коефициента на циклично натоварване

с форма на пясъчен часовник, обработени чрез ДЗ със следните параметри: $r = 3 \text{ mm}$, $F_b = 300 \text{ N}$, $v \approx 100 \text{ m/min}$ и $n = 1$. Трите групи са обработени с различно подаване, съответно $f = 0.02 \text{ mm/rev}$, $f = 0.05 \text{ mm/rev}$ и $f = 0.08 \text{ mm/rev}$. Дълбочината на проникване е $d_p = 0.01246 \text{ mm}$ и е установена чрез FE симулация (Maximov et al., 2019b). В съответствие с ф-ла (5.3) за трите групи образци големината на $m = CLC$ е съответно 27.31, 10.92 и 6.83. Получените S-N криви са показани на фиг. 5.15. Очевидно, влиянието на CLC върху якостта на умора е подчертано по-слабо изразено в сравнение с влиянието на броя на преходите.

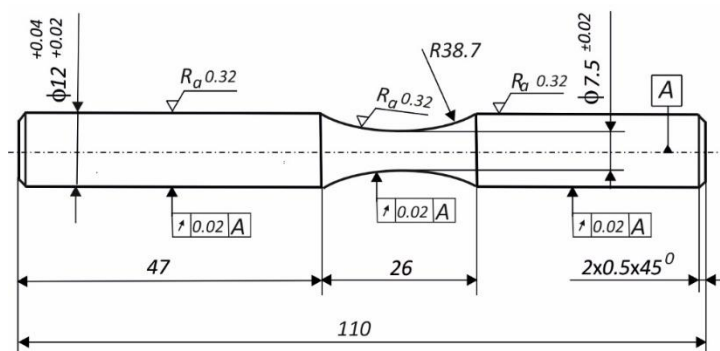
В Гл. 2 (т. 3.2), Гл. 3 (т. 5.2) и Гл. 4 (т. 5.2) са показани по-големите възможности на процеса ДЗ в сравнение с процесите RB и DR (реализирани с TP) за осигуряване на по-ниска грапвост (виж фиг. 2.28), въвеждане на по-големи по абсолютна стойност ОН на натиск в ПС (виж фиг. 3.45) и получена по-голяма микротвърдост и модифицирана микроструктура (виж фиг. 4.34). Интерес представлява сравнението между тези процеси в аспект на повишаване на УД. Когато те се реализират с едни

максимална за $n = 6$, когато е достигнат стабилизиран цикъл.

По-нататъшното увеличаване на броя на преходите води до намаляване на якостта на умора.

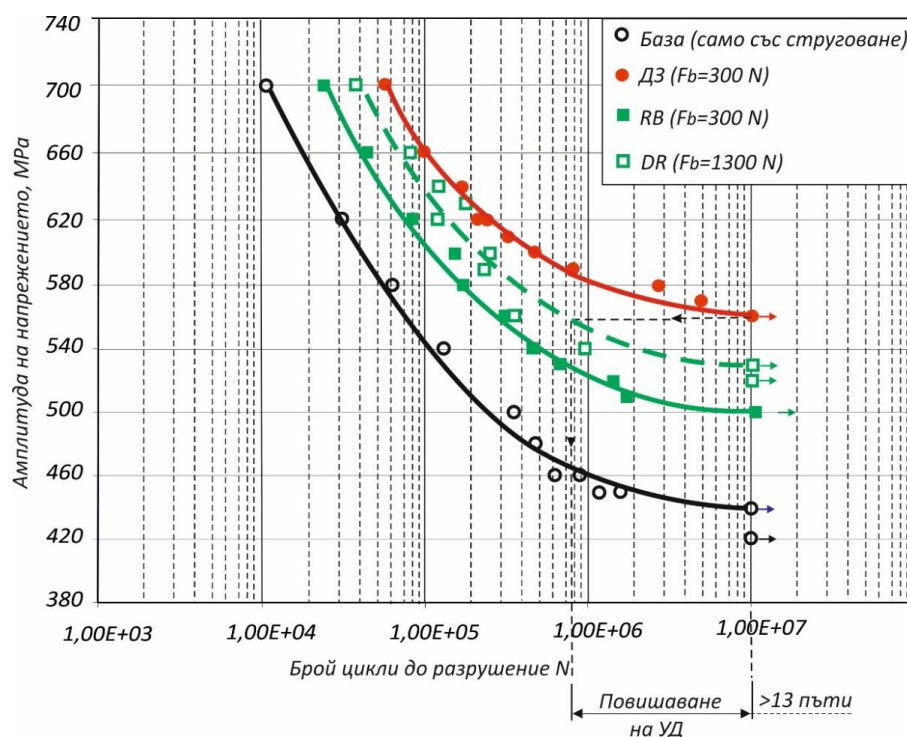
За да се определи ефектът на CLC върху уморното поведение на образци от стомана 37Cr4, обект на сравнение са три групи уморни образци

и същи технологични параметри, основната разлика е вида на контакта между деформиращия елемент и третираната повърхнина – с триене при плъзгане при ДЗ и с триене при търкаляне при RB и DR. Сравнение на УД на тези процеси е



Фиг. 5.16 Геометрия на уморните образци

направено по отношение на средно-въглеродна нисколегирана стомана 41Cr4, използвайки уморни образци с геометрия, показана на фиг. 5.16 (Maximov et al., 2020a). Избраните по-къси образци осигуряват по-голяма огъвна коравина при ППД върху CNC струг T200. Сравняваните процеси са реализирани посредством устройствата, показани на фиг. 2.28а, б. Обект на сравнение е уморното поведение на четири групи образци. Първата група образци са обработени само със струговане. Последната операция е фино струговане, за да се осигури минимална възможна грапавост. Тази група е базата, с която се сравняват другите групи. Образците от останалите три групи са подложени на: ДЗ с деформираща сила $F_b = 300\text{ N}$, RB със същата деформираща сила – $F_b = 300\text{ N}$ и DR с деформираща сила $F_b = 1300\text{ N}$. За всеки от тези три ППД процеса другите управляващи фактори са $r = 4\text{ mm}$, $f = 0.05\text{ mm/rev}$ и $v \approx 100\text{ m/min}$. RB и DR са проведени с тороидална ролка с външен диаметър 26 mm .



Фиг. 5.17 S-N криви – сравнение на процесите ДЗ, RB и DR

500 и 530 MPa. Най-високата граница на умора се постига чрез ДЗ – 560 MPa.

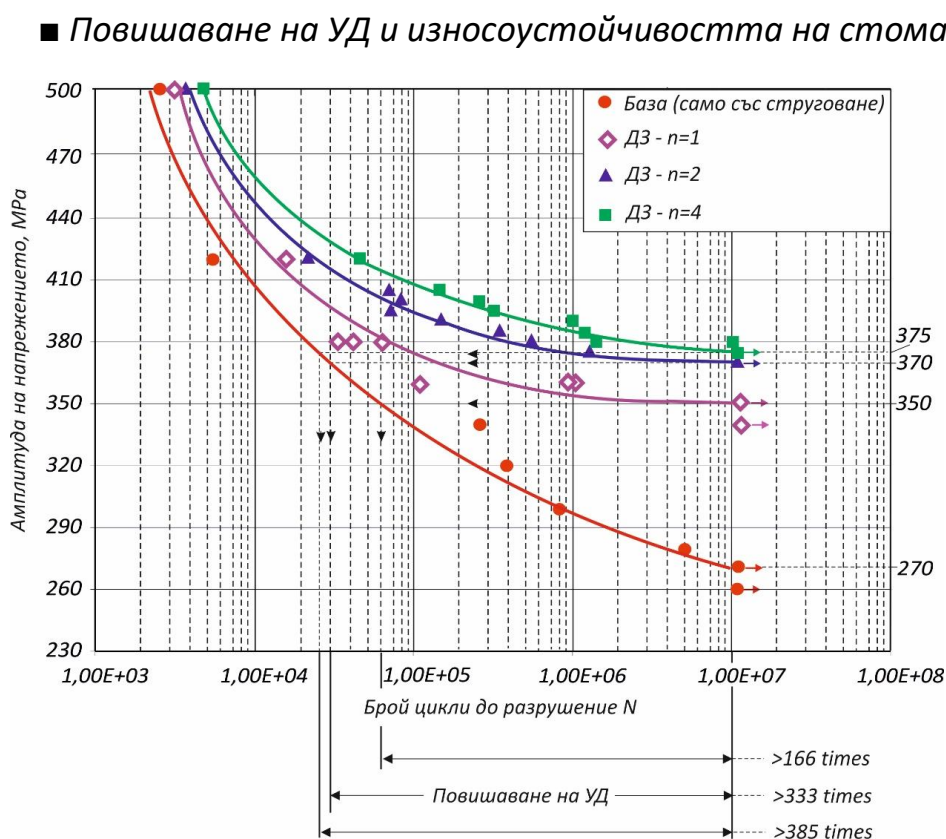
Фиг. 5.17 показва сравнение между S–N кривите за на четирите групи образци. Базовата група има якост на умора при 10^7 цикъла, за стомани равна на границата на на умора от 440 MPa. В сравнение с базата, процесите RB ($F_b = 300\text{ N}$) и DR ($F_b = 1300\text{ N}$) повишават границата на умора съответно с 13,6% и 20,4%, респ. от 440 MPa до съответно

500 и 530 MPa. Най-високата граница на умора се постига чрез ДЗ – 560 MPa.

Спрямо базовата група увеличението е 27,2%. Процесът ДЗ осигурява 5,66% повишена граница на умора от DR и увеличава УД повече от 13 пъти в сравнение с процеса DR (фиг. 5.17).

3.2. Ефективност на ДЗ за повишаване на УД и изнosoустойчивостта на хром-никелови аустенитни стомани

Приложенията на хром-никеловите аустенитни стомани са свързани с основното им предимство – отличната им устойчивост на корозия, но по-ниската твърдост и якост ограничават експлоатацията им. В този аспект интерес представляват процесите за модифициране на ПС, насочени към подобряване на уморното поведение и изнosoустойчивостта на този клас стомани. Ефективността на процеса ДЗ в това отношение е доказана чрез широки експериментални изследвания за стомана AISI 316Ti [(Maximov et al., 2018); (Maximov et al., 2022a)] и AISI 321 (Duncheva et al., 2023).



Фиг. 5.18 S-N криви

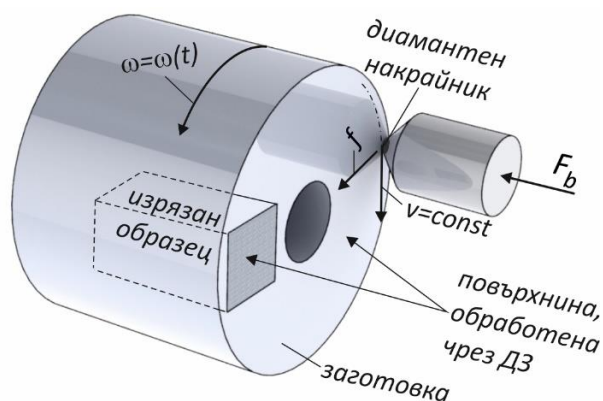
Ефективността на процеса ДЗ за повишаване на УД на стомана AISI 316Ti е оценена чрез уморни тестове на въртеливо огъване ($R = -1$), проведени при честота 100 Hz във въздух (Maximov et al., 2018). S-N кривите са получени, като за всяка амплитуда на напрежението е тестван един образец. В случай, че има значител-

на разлика между очакваните и действителните резултати (налице е голямо разсейване), тестът със съответната амплитуда се повтаря. Геометрията на уморните образци е в съответствие с фиг. 5.7.

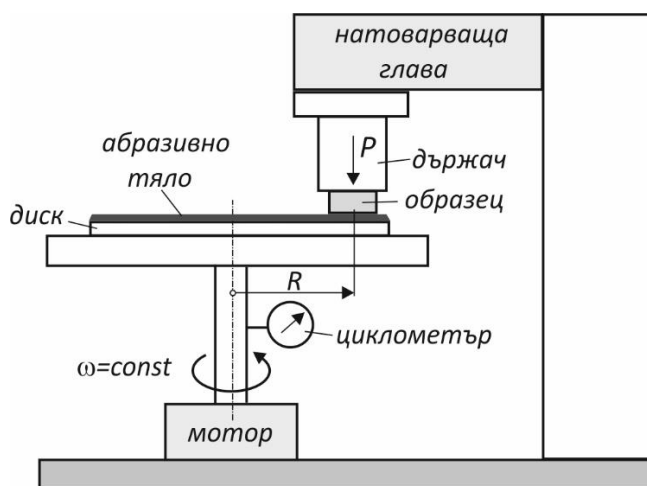
Обект на сравнение е уморното поведение на четири групи образци. Първата – базова група образци, е обработена само чрез струговане (на CNC струг T200), използвайки твърдосплавна режеща пластина CCMT120408-F2 с

кръгъл режещ ръб. Постигната е средна грапавост $R_a = 0.8 \mu m$. Образците от втората група са обработени чрез ДЗ с намерените на основа на експериментално изследване оптимални стойности на основните управляващи параметри на процеса ($r = 4 mm$; $F_b = 200 N$; $f = 0.06 mm/rev$; $v = 100 m/min$) с един преход ($n = 1$). Процесът ДЗ е проведен, използвайки поликристален диамант в условията на мазане със смазка Hасut 795-Н. Третата и четвъртата група образци са обработени като втора група, но с брой на преходите, съответно $n = 2$ и $n = 4$, използвайки двупосочна работна схема (виж фиг. 4.376).

S–N кривите за четирите групи образци са показани на фиг. 5.18. Базовата група има якост на умора при 10^7 цикъла (това е границата на умора за стомана) от $270 MPa$. След ДЗ с един преход ($n = 1$), границата на умора се увеличава с 29,6% - от 270 на $350 MPa$. Същевременно УД се увеличава с повече от 166 пъти. Увеличението се дължи на редузираната грапавост на повърхността, въведените полезни ОН и повишената микротвърдост на ПС вследствие деформационното уякчаване. След ДЗ с два прехода ($n = 2$) се получава значително увеличение на границата на умора в сравнение с базта - от 270 на $370 MPa$ – границата на умора се увеличава с 37%, а УД – с повече от 333 пъти. След ДЗ с четири прехода ($n = 4$), границата на умора се повишава с 38,9% - от 270 на $375 MPa$, а УД се увеличава с повече от 385 пъти. Очевидно, по-нататъшното увеличаване на броя на преходите не е препоръчително.



Фиг. 5.19 Образец за тест на износване



Фиг. 5.20 Функционална схема на триботестер тип „палец-диск“.

Изследвано е влиянието на броя на преходите и вида на работната схема при ДЗ върху масовото износване и износоустойчивостта на образци от аустенитна неръждаема стомана AISI 316Ti в режим на сухо триене (Maximov et al., 2018). Образците са изрязани от части, чиито челни повърхнини са обработени чрез ДЗ, както е показано на фиг. 5.19. Образците са с размери $10 \times 10 \times 22 mm$. Образецът, който служи за база, е изработен само чрез рязане, а останалите четири образци са подложени на ДЗ с намерените оптимални параметри на процеса, но

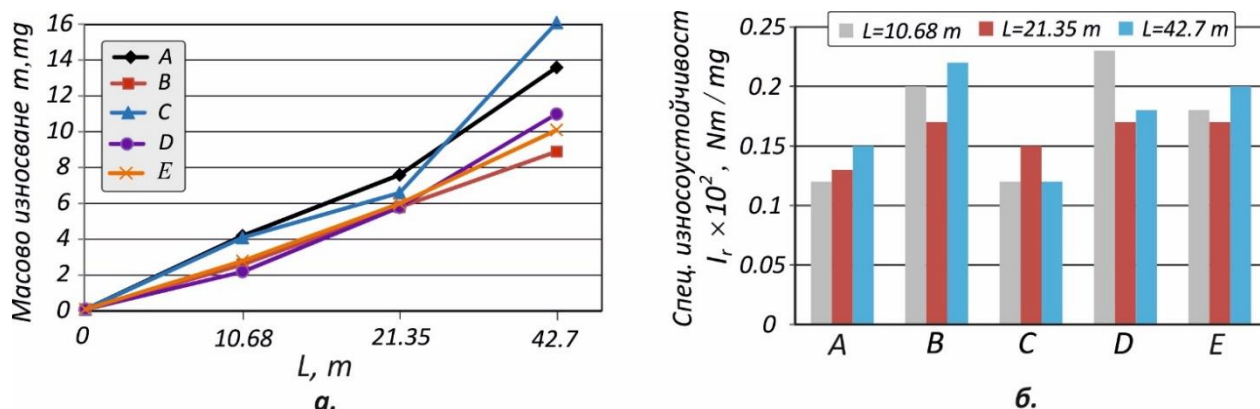
с различни работни схеми и различен брой проходи. Образците са означени, както следва: (А) – базов образец; (В) – подложен на ДЗ с един преход ($n = 1$); (С) – подложен на ДЗ с шест прехода ($n = 6$) при едноросочна работна схема; (D) – подложен на ДЗ с четири прехода ($n = 4$) при двуросочна работна схема; (Е) – подложен на ДЗ с шест прехода ($n = 6$) при двуросочна работна схема.

Изследването е проведено върху триботестер тип „палец-диск“ съгласно функционалната схема, показана на фиг. 5.20. Образецът се фиксира към държача, който се поставя в натоварващата глава. Предната повърхност на образца контактува с работната повърхност на абразивното тяло, фиксирано към хоризонтален диск. Последният се върти с постоянна ъглова скорост около вертикална централна ос. Нормалното натоварване P се прилага в центъра на контактната зона на образца, а пътят на триене се задава от броя на циклите на циклометъра. Експериментът е проведен при следните условия: номинална контактна площ $A = 1 \times 10^{-4} \text{ m}^2$, скорост на плъзгане $v = 0.155 \text{ m/s}$; път на триене, съответно $L = 10.68 \text{ m}$, $L = 21.35 \text{ m}$ и $L = 42.70 \text{ m}$; нормално натоварване $P = 4.57 \text{ N}$; абразивна повърхност тип – *Corundum P 320*. За измерване масата на образците преди триене m_0 и след съответния брой цикли (път на триене) m_1 се използва електронна везна с точност 0.1 mg . Преди всяко измерване пробите се почистват от механични и органични частици и се изсушават с етилов алкохол с цел да се предотврати електростатичният ефект. Изчисляват се следните трибологични характеристики:

$$m = m_0 - m_i, \text{ mg} \quad (5.4)$$

$$I_r = \frac{P L}{m}, \text{ Nm/mg}, \quad (5.5)$$

където m е масовото износване; I_r е специфичната износоустойчивост.



Фиг. 5.21 Експериментални резултати от теста на износване
а). масовото износване; б). специфичната износоустойчивост

Експерименталните резултати за масовото и специфичната износоустойчивост в зависимост от пътя на триене на износване са показани на фиг. 5.21а, б. Масовото износване m на всички образци, подложени на ДЗ, е по-слабо изразено от това на базовия образец (А) за път на триене $0 < L \leq 21.35 \text{ m}$ (фиг. 5.21а). Изключение прави образец (С) в интервала $26 < L \leq 42.7 \text{ m}$, който е

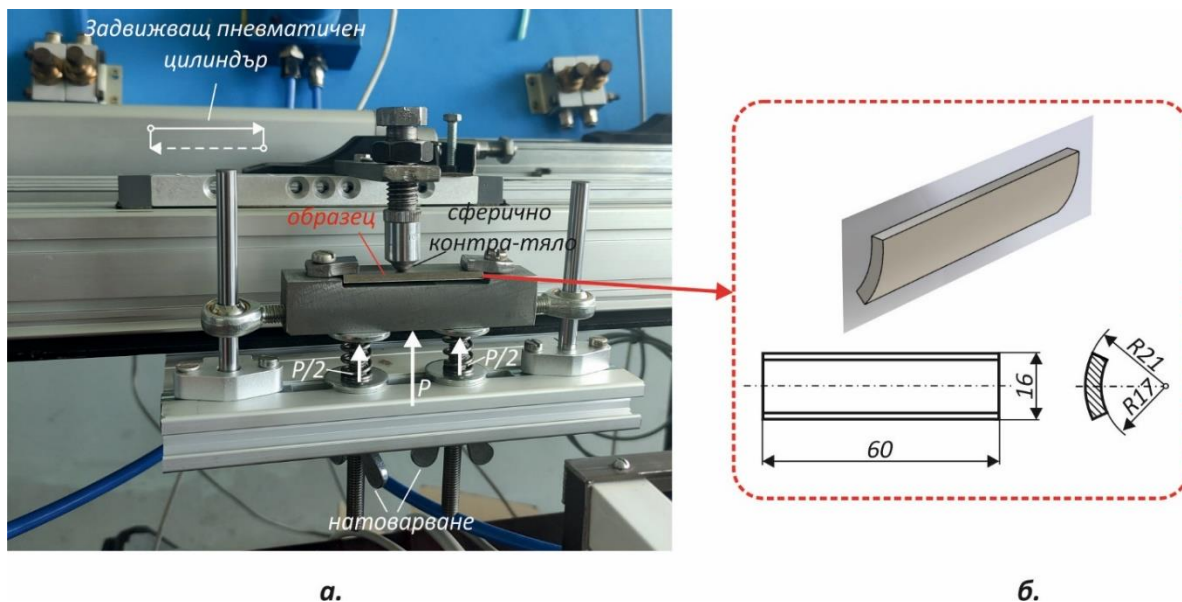
подложен на ДЗ с $n = 6$, прилагайки еднопосочна работна схема. Като цяло, устойчива тенденция с най-малко износване за целия път на триене се наблюдава за образец (В), който подложен на ДЗ с един преход ($n = 1$). Масовото износване на образец (В) в сравнение с базовия образец (А) е $1,31/1,64$ пъти по-малко за целия път на триене. Това рефлектира във висока специфична износоустойчивост I_r на образец (В) (фиг. 5.21б). Експерименталните резултати за m и I_r са сходни за образците, подложени на ДЗ с двупосочна схема: образец (D) — $n = 4$ и образец (E) — $n = 6$. Следователно, от гледна точка на износоустойчивост на стомана AISI 316 Ti, целесъобразно е процесът ДЗ да се прилага с един преход или чрез двупосочна работна схема с шест прехода ($n = 6$).

■ *Повишаване на износоустойчивостта на отвори в силови цилиндри с малка дължина в стомана AISI 321*

AISI 321 е висококачествена стабилизирана с титан хром-никелова аустенитна неръждаема стомана. Добавянето на титан и ниобий, чиято активност към въглерода е значително по-голяма от тази към хрома, стабилизира тази стомана срещу образуването на хромови карбиди, като значително повишава нейната устойчивост на междукристална корозия в температурния диапазон $450 - 850^\circ\text{C}$ за разлика от по-ниския клас AISI 304. В допълнение, AISI 321 има висока устойчивост дори при криогенни температури, отлична устойчивост на корозионно напукване под напрежение и е немагнитен материал. Благодарение на тези свойства, AISI 321 е предпочитан материал за различни индустриални приложения в широк температурен диапазон – компоненти в самолети, химическата и хранително-вкусовата индустрия, в медицината и фармацевтичната индустрия. В тези приложения често се използват компоненти тип силови цилиндри, чиито жизнен цикъл се лимитира от SI на ПС около отворите. Тези зони често са подложени на относително плъзгане, обикновено в присъствието на масло или активна среда (органично или неорганично вещество), в резултат на контакт с други елементи (най-често бутало). При тези условия износването при плъзгане в режим на гранично триене е от решаващо значение. Технология за повишаване на износоустойчивостта на отворите в цилиндри с по-малка дължина е разработена от [Duncheva et al., \(2023\)](#). Технологията е базирана върху широко експериментално изследване, съдържащо планиран експеримент, регресионен анализ, многоцелева оптимизация и тестове на износване при възвратно-постъпателно плъзгане.

Трибологичните тестове са проведени при едни и същи условия за всички образци в два режима на триене: 1). Сухо триене; 2). Гранично триене, при което маслото се подава със скорост на потока 2 капки в минута. Експерименталните образци са изрязани от съответните цилиндри след обработването на отворите. Размерите на образците са показани на фиг. 5.22б. Масовото износване m на всеки образец за даден път на триене L е определено чрез следната методология: 1). Измерва се първоначалната маса на образца m_0 преди триене с

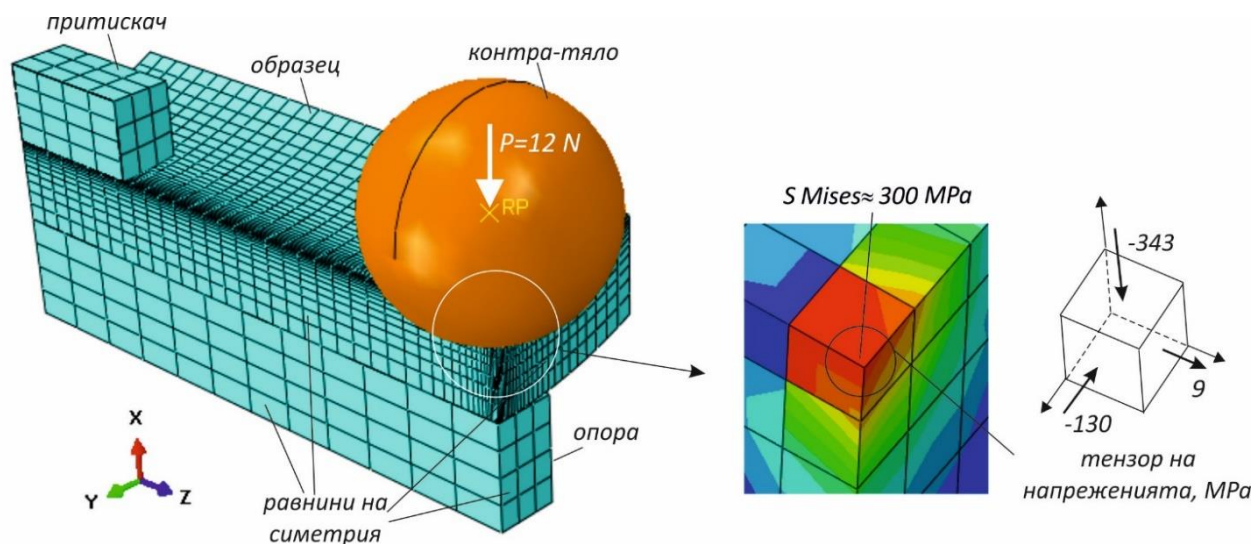
точност от 0.1 mg с помощта на електронна везна WPS 180/C/2. За да се предотвратят електростатични ефекти, всеки образец се почиства с етилов алкохол за отстраняване на механични и органични частици; 2). Измерва се масата на образца m_i за зададен път на триене L_i . Масовото износване Δm_i се изчислява по формулата: $\Delta m_i = m_0 - m_i, \text{ mg}$; 3). Изчислява се средния темп (скорост) на износване γ_i чрез формулата $\gamma_i = \frac{m_i}{L_i}, \text{ mg/m}$.



Фиг. 5.22 Изпитване на износване при възвратно-постъпателно движение
а). експериментална установка;
б). форма и размери на експерименталните образци

Експерименталната установка за провеждане на тестовете на износване при възвратно-постъпателно плъзгане е показана на фиг. 5.22а. Контра-тялото извършва възвратно-постъпателно движение по направление на образуващата от цилиндричната повърхнина в равнината на симетрия на образца. Тази схема възпроизвежда характера на експлоатация на цилиндрите. Тази трибо-система може да се разглежда като модификация на добре познатата схема с “щифт върху диск”, при която въртеливото движение е заменено с възвратно-постъпателно движение. Силата на притискане P се задава с помощта на две двойки винтове, разположени симетрично спрямо образца и две винтови пружини. Движението на контра-тялото се осъществява посредством пневматичен цилиндър (фиг. 5.22а).

Нормалната притискаща сила P в тестовете на износване е избрана на основа на следното условие: максималното контактно еквивалентно напрежение в точката от повърхността на образца в контакт със сферичната повърхнина на контра-тялото трябва да бъде равно на границата на провлачване на основния материал. За определяне на P е приложен КЕ подход, използвайки Abaqus Standard v. 6.12-1 и имплицитен анализ. КЕ модел е показан на фиг. 5.23.



Фиг. 5.23 *KE модел за определяне на притискащата сила*

В съответствие с експерименталната установка (фиг. 5.22а), една четвърт от системата контра-тяло – образец – опора – притискач е моделирана поради двойната симетрия (контратялото е позиционирано в средата на образца). За притискача и опората е прието еластично поведение на закалена въглеродна стомана. Сферичното контра-тяло е моделирано като идеално твърдо тяло, а образецът е моделиран като еластично-пластично тяло с конститутивен модел на материала, съгласуван с получената диаграмата "напрежение-деформация" от проведения опънов тест и модел на изотропно уякчаване, тъй като повърхнината на провлачване не се премества в пространството на напреженията. Грапавостта и ОН в ПС на образца са пренебрегнати. Дефинирани са общо три "master-sleeve" контакта. Зададено е преместване по линеен закон в псевдовремето на референтната точка (RP) на контра-тялото по ос x (фиг. 5.23). След това P се измерва като реакция (по направление на x) на RP. Избрани са линейни крайни елементи тип C3D8R и е установено, че размерите на KE, контактуващи с контра-тялото по трите оси, са приблизително 0.08 mm . Като резултат, максимално еквивалентно напрежение от 300 MPa в точката на контакт между контра-тялото и образца е получено следствие приложена сила на натиск $\approx 12\text{ N}$. Последната е използвана в тестовите на износване при възвратно-постъпателно плъзгане.

На основата на one-factor-at-a-time предварителен експеримент са избрани управляващите фактори и нивата им съгласно табл. 5.3.

Управляващи фактори и техните нива

Таблица 5.3

Управляващи фактори			Нива					
	Натурални	Кодирани	Натурални			Кодирани		
Радиус на диаманта, mm	r	x_1	2	3	4	-1	0	1
Деформираща сила, N	F_b	x_2	80	160	240			
Подаване, mm/rev	f	x_3	0.05	0.075	0.1			

Тъй като управляващите фактори се променят на три нива, за планирания експеримент е избран оптимален композиционен план от втори ред. На базата на обосновка на функционалното значение на характеристиките на SI са избрани осем целеви функции, пет от които са 2D параметри на ПТ (Y_{Ra} , Y_{Rq} , Y_{Rv} , Y_{Rsk} , Y_{Rku}), повърхностната микротвърдост Y_{HV} и повърхностните осови $Y_{\sigma_a^{res}}$ и окръжни $Y_{\sigma_t^{res}}$ ОН. Оптимизационната задача е поставена и формулирана по отношение на вектора на целевите функции по следния начин:

$$\{\vec{Y}(\{X\})\} = [Y_{Ra} \ Y_{Rq} \ Y_{Rv} \ Y_{Rsk} \ Y_{Rku} \ Y_{HV} \ Y_{\sigma_a^{res}} \ Y_{\sigma_t^{res}}]^T, \quad (5.6)$$

където:

$$\begin{cases} Y_{Ra} \rightarrow \min, & Y_{Rq} \rightarrow \min, & Y_{Rv} \rightarrow \max, & Y_{Rsk} \rightarrow \min, \\ Y_{Rku} \rightarrow \max, & Y_{HV} \rightarrow \max, & Y_{\sigma_a^{res}} \rightarrow \min, & Y_{\sigma_t^{res}} \rightarrow \max \end{cases} \quad (5.7)$$

$$\{X\} = [x_1 \ x_2 \ x_3]^T \in \Gamma_x \quad (5.8)$$

Γ_x е пространство на управляващите фактори.

Ограничения са назначени за две от целевите функции, а именно – skewness Y_{Rsk} и kurtosis Y_{Rku} , ограниченията за които произтичат от функционалното предназначение на третираната повърхност; това е желанието за максимална устойчивост на износване в присъствието на смазка [(Sedlacek et al., 2012); (Korzynski et al., 2018)]:

$$Y_{S_{sk}} < 0 \text{ и } Y_{S_{ku}} > 3 \quad (5.9)$$

Векторът $\{X^*\}$ трябва да бъде намерен така, че големините на целевите функции $Y_k(\{X^*\})$ да удовлетворяват (5.7) и (5.9) и

$$\{X^*\} = [x_1^* \ x_2^* \ x_3^*]^T \in \Gamma_x,$$

където x_1^* , x_2^* и x_3^* са компромисни оптимални стойности на управляващите фактори.

Дефинираната многоцелева оптимизационна задача е решена чрез подхода на Парето – оптималните решения посредством недоминиран сортиращ генетичен алгоритъм-II (NSGA-II) (Deb, et al., 2002), наличен в QstatLab. Тъй като номиналните размери на радиуса на диамантения накрайник са цели числа (2, 3 и 4 mm), са наложени допълнителни ограничения върху този управляващ фактор: за 2 mm x_1 е ограничен в интервала $-1 \leq x_1 \leq -0.9$; за 3 mm, x_1 е ограничен в интервала $-0.1 \leq x_1 \leq 0.1$; и за 4 mm, x_1 е ограничен в интервала $0.9 \leq x_1 \leq 1$. По този начин са получени три бази данни Парето-оптимални решения (за всеки от трите размера на радиуса), всяка от които съдържа 50 решения, предложени от QStatLab. От тези 50 решения е избрано едно решение за всеки радиус (табл. 5.4). Използвайки тези компромисни оптимални стойности на управляващите фактори, отворите в образците (по три образца за

всеки от трите радиуса) с дължина 60 *mm* са обработени чрез ДЗ. Измерените стойности на избраните характеристики на SI (целеви функции) са показани в табл. 5.4, като всяка стойност е получена като средно-аритметично от стойностите за трите образеца за определен радиус. Сравнението с табл. 5.4 показва добро съответствие на измерените стойности с тези от оптимизацията.

Избрани Парето-оптимални компромисни решения

Таблица 5.4

№	<i>r</i> , <i>mm</i>	<i>F_b</i> , <i>N</i>	<i>f</i> , <i>mm</i> <i>/rev</i>	<i>R_a</i> , <i>μm</i>	<i>R_q</i> , <i>μm</i>	<i>R_v</i> , <i>μm</i>	<i>R_{sk}</i>	<i>R_{ku}</i>	<i>HV</i>	σ_t^{res} , <i>MPa</i>	σ_a^{res} , <i>MPa</i>
1	2	80	0.088	0.163	0.197	0.601	-0.314	2.893	453.8	46.8	-458.9
2	3	221	0.078	0.077	0.093	0.426	-0.485	3,372	409.3	-84.9	-207.7
3	4	218	0.054	0.057	0.0752	0.355	-0.549	4.379	408.3	77.9	-321.5

За да се докаже ефективността на DB, е направено сравнение с традиционно използвания метод шлифване. Отворите на три образеца са шлифовани върху шлифовъчна машина STUDER S33, като е използван инструмент с диаметър 30 *mm* от кубичен борен нитрид. Честотите на въртене на детайла и инструмента са съответно 200 *min*⁻¹ и 35000 *min*⁻¹, а дълбочината на рязане и подаването са съответно 0.01 *mm* и 1000 *mm/min*.

Измерените стойности на избраните параметри на грапавостта, микротвърдостта и остатъчните напрежения са показани в табл. 5.5, като всяка стойност е получена като средно-аритметична стойност на получените за трите образеца за сравняваните довършващи процеси. Амплитудните параметри на грапавостта (*R_a*, *R_q* и *R_v*) за всички групи образци, обработени чрез ДЗ, са по-ниски от тези на шлифования образец. Тези параметри намаляват с увеличаване на радиуса на диамантения накрайник. По отношение на параметрите на формата на ПТ, всички довършващи процеси осигуряват отрицателни стойности на параметъра *R_{sk}* и относително високи стойности на параметъра *R_{ku}*. Очевидно, шлифоването води до най-ниската повърхностна микротвърдост, следствие от по-малката степен на студена пластична деформация, присъща на процесите чрез рязане.

Характеристики на SI на отвори, обработени чрез ДЗ и шлифване

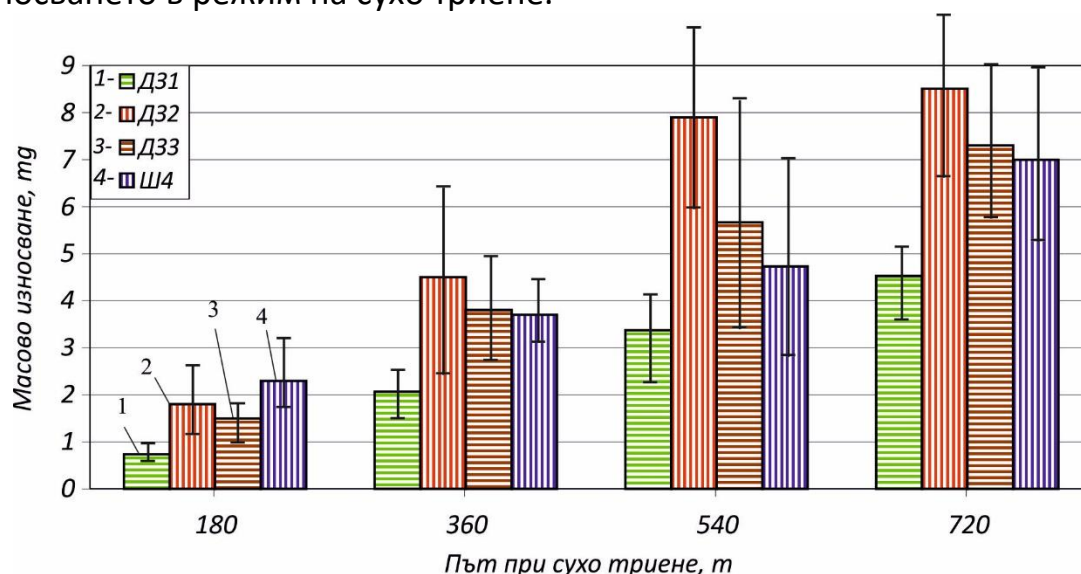
Таблица 5.5

Група №	Обработващ процес	<i>R_a</i> , <i>μm</i>	<i>R_q</i> , <i>μm</i>	<i>R_v</i> , <i>μm</i>	<i>R_{sk}</i>	<i>R_{ku}</i>	<i>HV</i>	σ_t^{res} , <i>MPa</i>	σ_a^{res} , <i>MPa</i>
1	ДЗ с <i>r</i> = 2 <i>mm</i>	0.228	0.304	0.891	-0.193	3.574	470.1	26.2	-588.1
2	ДЗ с <i>r</i> = 3 <i>mm</i>	0.147	0.197	0.769	-0.870	5.088	425.7	-80.3	-178.3
3	ДЗ с <i>r</i> = 4 <i>mm</i>	0.102	0.125	0.286	-0.010	2.640	420.9	88.3	-420.3
4	Шлифване	0.387	0.351	2.262	-1.442	5.633	417.9	46.1	-329.7

Образците за тестовите на износване (виж фиг. 5.22б) при възвратно-постъпателно плъзгане са изрязани от машинно обработените цилиндри, като са класифицирани в четири групи: ДЗ1, ДЗ2, ДЗ3 и Ш4. Образците с означения ДЗ1,

Д32 и Д33 са обработени чрез ДЗ с радиуси на диамантения накрайник съответно 2, 3 и 4 mm , а образците, означение с Ш4, са шлифовани. Всяка група съдържа по шест образца: три за режим на сухо триене и три за режим на гранично триене.

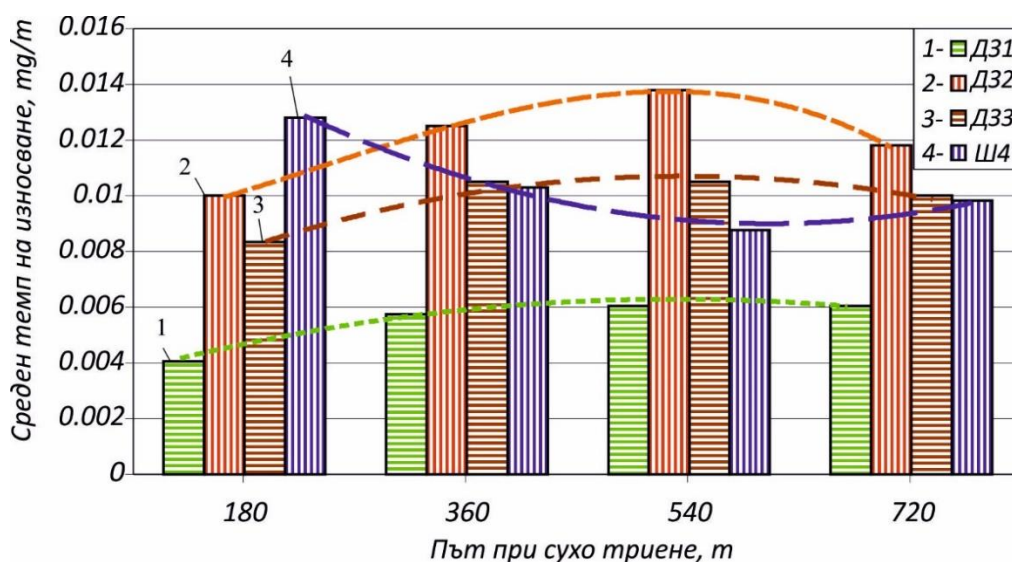
Кинетичните криви на масовото износване за всички групи образци в режим на сухо триене са изобразени на фиг. 5.24. За всички стойности на пътя на триене масовото износване е най-малко за образците, обработени чрез ДЗ от група Д31, следвани от образците в група Ш4. Масовото износване при другите две групи е по-голямо, въпреки, че техните амплитудни параметри на грапавостта са по-ниски от тези за група Д31 (виж табл. 5.5.). Същевременно, най-благоприятната комбинация на параметрите на формата R_{sk} и R_{ku} по отношение на триенето е измерена за образците от група Д32. Тези параметри обаче са от определящо значение за задържане на маслото в режим на гранично и смесено триене (Duncheva et al., 2022a). В режим на сухо триене като цяло доминира абразивният механизъм на износване, който в най-голяма степен зависи от физико-механичните характеристики на SI: повърхностната микротвърдост HV и повърхностните осови σ_a^{res} , и окръжни σ_t^{res} ОН. Най-високата микротвърдост (470 HV) и максималните осови ОН на натиск на повърхността ($\sigma_a^{res} = -588.1 MPa$) са измерени за образците от група Д31 (табл. 5.5). Тези резултати потвърждават значението на интензивната студена пластична деформация в ПС за редуциране на износването в режим на сухо триене.



Фиг. 5.24 Изменение на масовото износване в зависимост от пътя на триене в режим на сухо триене

Тенденциите за скоростта (темпа) на износване на съответните групи образци дават възможност да се предскаже износването с течение на времето. Сред-ната скорост на износване при сухо триене и съответните линии, визуализиращи тенденциите, са показани на фиг. 5.25. За изследвания път на триене, образците от група Д31 показват най-ниска степен на износване. Линиите на тенденциите

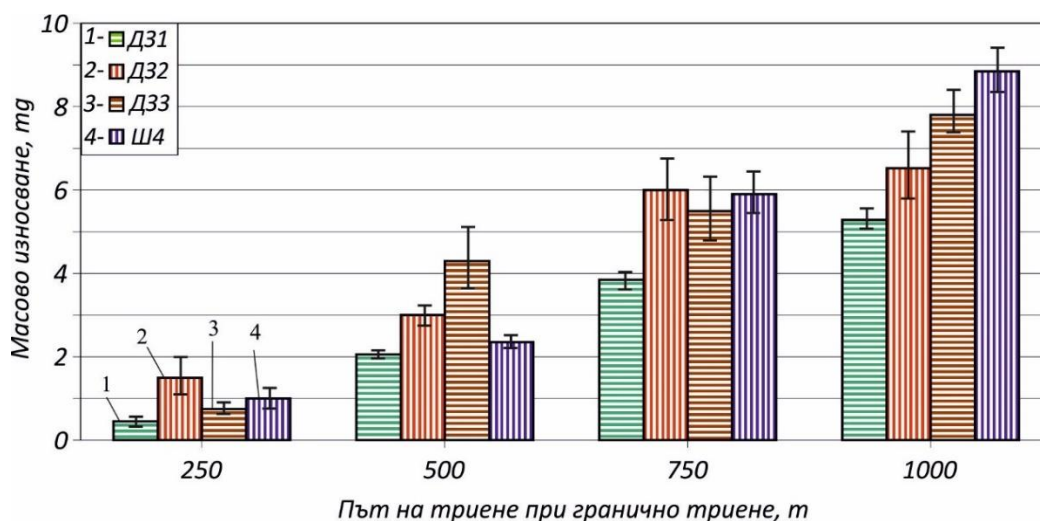
обаче за всички групи образци, подложени на ДЗ, (ДЗ1, ДЗ2 и ДЗ3) и линията на тенденцията за шлифованите образци (Ш4), са противоположни по характер. Скоростите на износване на образците, обработени чрез ДЗ, се увеличават плавно с увеличаване пътя на триене до $\approx 540\text{ m}$, след което също плавно намаляват. За шлифованите образци Ш4 е обратното: до 180 m път на триене степента на износване е максимална, след което плавно намалява до $\approx 540\text{ m}$ път на триене, в който момент започва да се увеличава. Може да се приеме, че за образците, обработени с ДЗ, етапът на сработване завършва до път на триене $\approx 540\text{ m}$, след което образците достигат равновесна текстура на повърхността. Увеличаването на степента на износване след 540 m път на триене за шлифованите образци (Ш4) е индикация, че при тях етапът на сработване не е приключил. Наблюдаваното явление потвърждава констатацията на [Korzynski et al. \(2018\)](#), че ДЗ осигурява ПТ, близка до равновесната, т.е. ПТ, получена в края на етапа на сработване за повърхнини, обработени само чрез рязане.



Фиг. 5.25 Среден темп на износване в зависимост от пътя на триене в режим на сухо триене

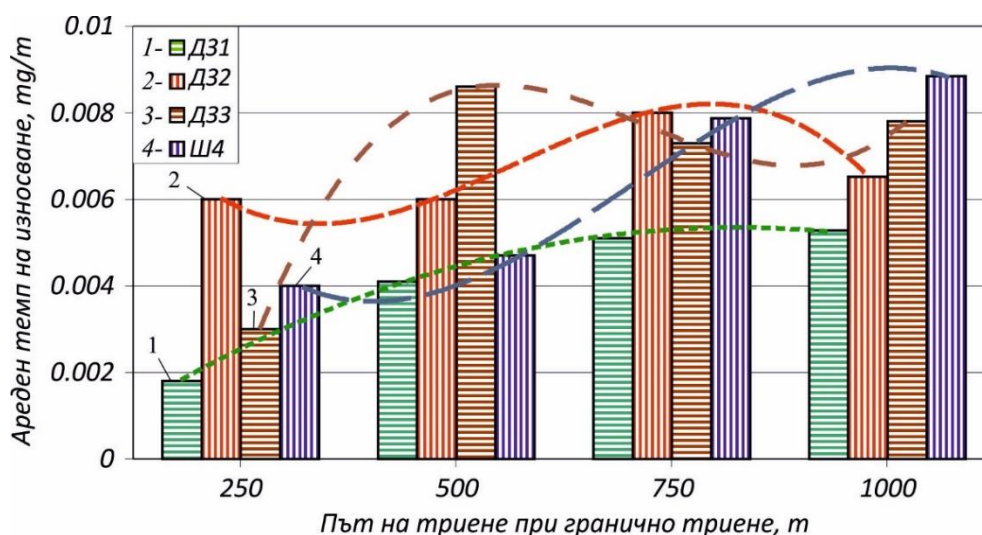
Кинетичните криви на масовото износване за всички групи образци в режим на гранично триене са изобразени на фиг. 5.26. При този режим на триене масовото износване е най-малко за образците, обработени чрез ДЗ, от група ДЗ1. В края на пътя на триене (1000 m) масовото износване на шлифованите образци Ш4 е най-голямо. За другите две групи образци, третирани с ДЗ (ДЗ1 и ДЗ3), износването се развива с променяща се скорост в зависимост от пътя на триене. Средната скорост на износване и съответните линии на тенденциите на групите образци са показани на фиг. 5.27. Линиите на тенденциите за темпа на износване на образците от група ДЗ1 нарастват плавно до достигане на 750 m път на триене, след което запазват почти постоянни стойности. Линиите на тенденциите на темпа на износване за образците от групи ДЗ2 и ДЗ3 имат променлив характер (фиг. 5.27). При група ДЗ2 темпът на износване значително

намалява в интервала 750 – 1000 *m*. В резултат на това образците от група Д32 са на второ място в края на пътя на триене (фиг. 5.26).



Фиг. 5.26 Изменение на масовото износване в зависимост от пътя на триене в режим на гранично триене

Относително високата изнosoустойчивост в режим на гранично триене на образците от група Д32 може да се обясни с по-благоприятната им комбинация от параметри на формата на ПТ ($R_{sk} = -0.87$, $R_{ku} = 5.088$) в сравнение с другите две групи образци, обработени чрез ДЗ (виж табл. 5.5). Тази комбинация описва профил на микрограпавини, доминиран от дълбоки долини и остри върхове, което подобрява задържането на смазка и намалява триенето.



Фиг. 5.27 Среден темп на износване в зависимост от пътя на триене в режим на сухо триене

Както е установено в други изследвания на плъзгащо износване (Duncheva et al., 2022a), в режим на гранично триене функционалното значение на геомет-

ричните характеристики на SI е по-голямо в сравнение със значението на тези характеристики в режим на сухо триене. От друга страна, по-малкото износване в края на изследвания път на триене на всички групи образци, обработени чрез ДЗ, потвърждава благоприятния ефект от студената пластична деформация и значението на по-ниските стойности на амплитудните параметри на грапавостта. Независимо от факта, че шлифоването осигурява най-благоприятната комбинация от параметри на формата ($R_{sk} = -1.442$, $R_{ku} = 5.633$) (табл. 5.5), като цяло темпът на износване на шлифованите образци се увеличава с нарастване на пътя на триене, особено след достигане на 5 m.

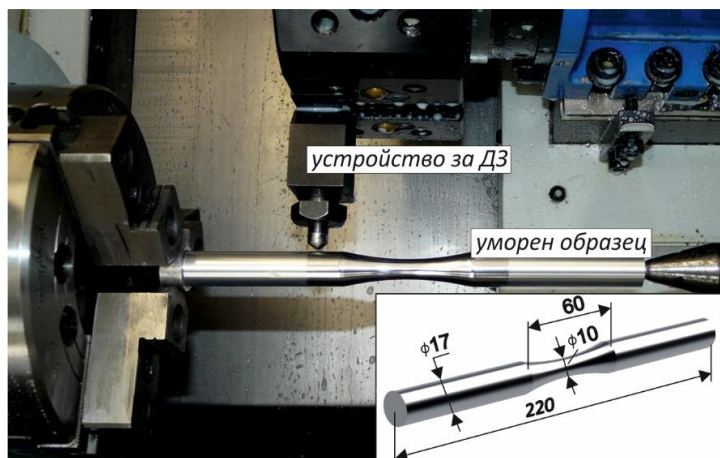
Резултатите, получени от тестовите на износване при възвратно-постъпателно плъзгане както в режим на сухо триене, така и в режим на гранично триене, показват, че от гледна точка на минимизиране на износването на отворите в цилиндри, изработени от AISI 321, най-подходящият процес за довършващо обработване е процесът, използван за група ДЗ1. Този резултат е получен независимо от измерените по-големи амплитудни параметри на грапавостта в сравнение с другите две групи образци, обработени чрез ДЗ. Това доказва значението на полезния ефект от деформационно уякчаване и въвеждане на полезни ОН на натиск в ПС.

3.3. Ефективност на статични ППД процеси за подобряване на уморното поведение на алуминиева сплав 2024-T3

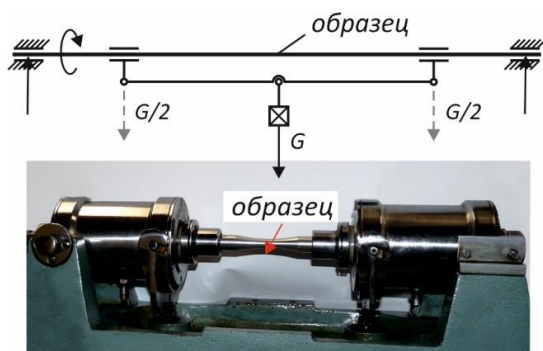
Високояката алуминиева сплав 2024-T3 притежава достатъчна якост в съчетание с относително ниско тегло, висока корозионна устойчивост и добра обработваемост. Поради тази комбинация от физични и механични свойства тази сплав се използва в носещи конструкции в различни индустрии, вкл. самолетостроенето. Тези приложения са свързани с доминиращо динамично натоварване, поради което якостният ресурс на компонентите се лимитира от умората на материала.

■ Ефективност на процеса ДЗ

Ефективността на процеса ДЗ върху SI и уморното поведение при въртливо огъване на алуминиева сплав 2024-T3 в областта на многцикловата умора е изследвана от [Maximov et al., \(2017\)](#). Три групи уморни образци с форма на пясъчен часовник с минимален диаметър 10 mm (фиг. 5.28) са подготвени за уморните изпитания. Първата група образци, използвана за база, е обработена само чрез струговане на струг CNC T200. Използвайки твърдосплавна режеща пластина с кръгъл режещ ръб DNMG 50608 – RF е постигната средна грапавост $R_a = 0.41 \mu m$. Образците от втората група са обработени чрез ДЗ (фиг. 5.28) с оптимални стойности на основните параметри на процеса при еднопреходна обработка, определени след оптимизация по критерий минимална грапавост ($r = 4 mm$, $F_b = 200 N$, $f = 0.05 mm/rev$, $v = 100 m/min$). Използвана е охлаждаща течност Hascut 795-H. Деформиращият елемент е поликристален



Фиг. 5.28 ДЗ на уморни образци върху CNC струг и
размери на образците

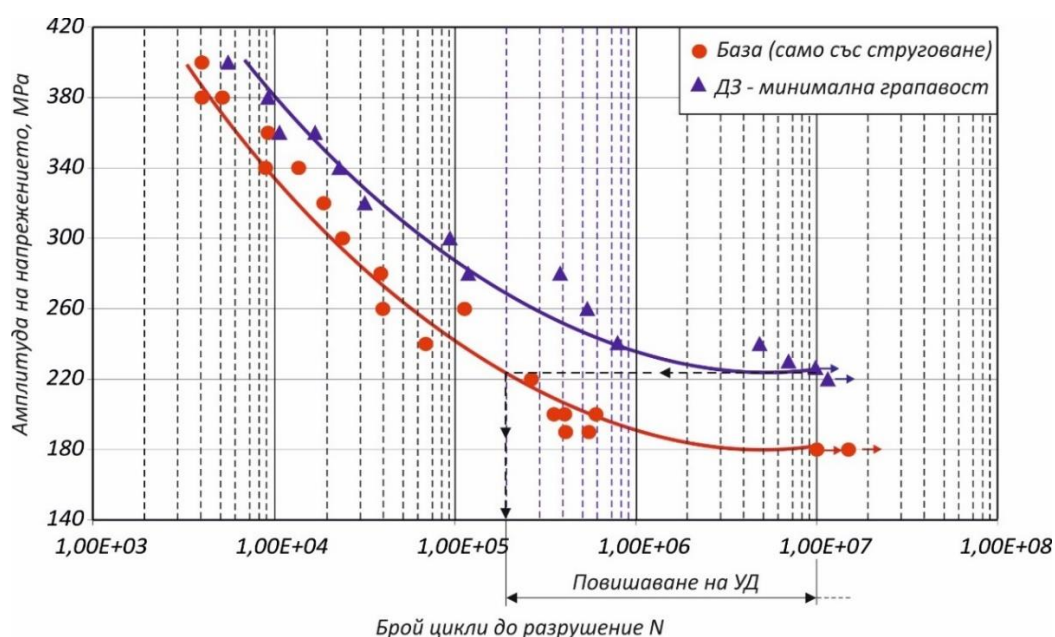


Фиг. 5.29 Изпитване на циклично огъване

базата (само със струговане) с оптималните параметри на ДЗ по критерий минимална грапавост.

диамант. Използвайки посочените оптимални параметри, след ДЗ е получена средна грапавост $R_a = 0.07 \mu m$. Третата група е подложена на ДЗ с различни комбинации на радиуса r и деформиращата сила F_b . Уморните тестове са проведени при въртливо огъване ($R = -1$) с честота 100 Hz във въздух (фиг. 5.29).

В инженерната практика за леките сплави границата на умора се определя на базата на изпитване за $N_b = 2 \times 10^8$ цикъла. В това изследване якостта на умора е определена на базата на изпитване на $N_b = 10^7$ цикъла, т.е. установява се т.н. „ограничена якост на умора“. S-N кривите са показани на фиг. 5.30, сравнявайки



Фиг. 5.30 S-N криви

За базата (конвенционалния случай на обработване) якостта на умора при 10^7 цикъла е 180 MPa , което съответства на $\approx 52 \%$ от границата на провлачване. След ДЗ с оптимални параметри якостта на умора се увеличава с 25% - от 180 до 225 MPa , като УД се увеличава повече от 50 пъти. Това значително подобрене в областта на многоцикловата умора (HCF) след ДЗ се дължи предимно на въведените полезни осови ОН на натиск ([Maximov et al., 2017](#)).

В стругованите образци за всички амплитуди на напрежението уморните пукнатини започват в точка от повърхността (фиг. 5.31а). В някои от стругованите образци се наблюдават множество повърхностни пукнатини (фиг. 5.32). В други образци, обработени чрез ДЗ (подложени на по-малка амплитуда на напрежението), уморните пукнатини стартират в ППС (фиг. 5.31б). Това са пукнатини от тип I (пукнатини на разкъсване), които се развиват под действие на осовите напрежения на огъване. Суперпозицията от ОН на натиск и работните напрежения на на опън от огъване резултира в напрежения на натиск или по-малки работни напрежения на опън в ПС и ППС (виж фиг. 3.5). В резултат зараждането и разпространението на уморни пукнатини от тип I се забавят.

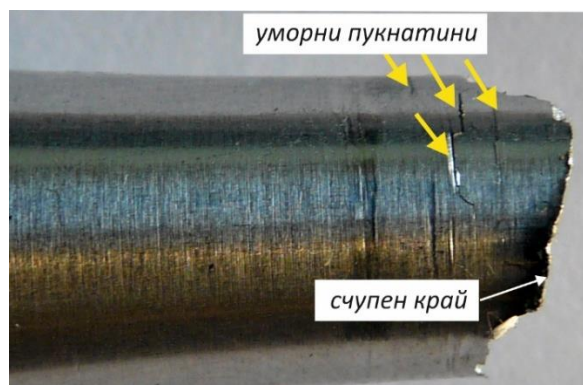


а.



б.

Фиг. 5.31 Зони на зараждане на пукнатини в уморни ломове
а). стругован образец – $\sigma_a = 190 \text{ MPa}$;
б). ДЗ с параметри, минимизиращи грапавостта – $\sigma_a = 230 \text{ MPa}$

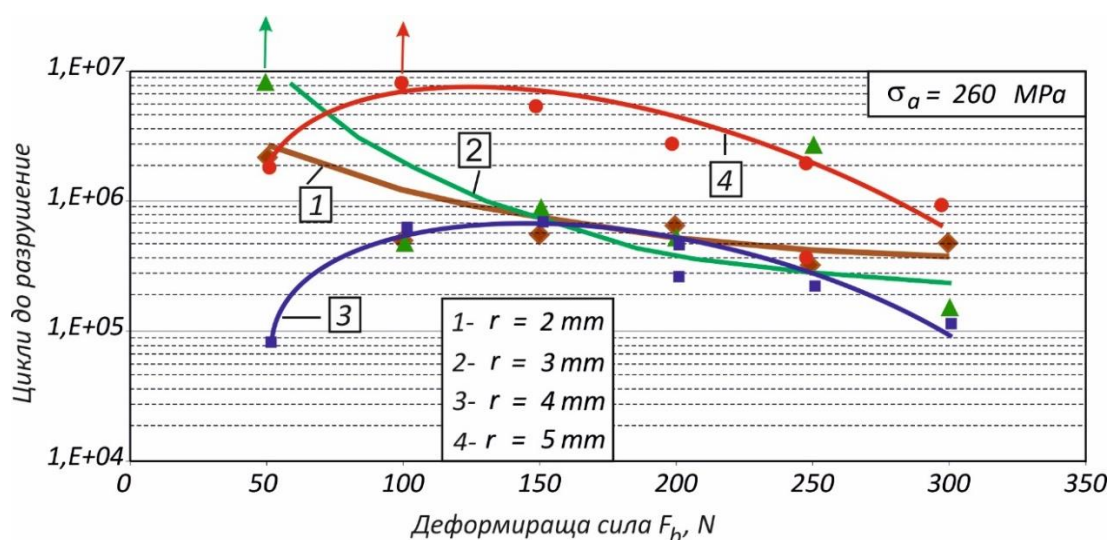


Фиг. 5.32 Стругован образец, разрушен от умора, с образуване на множество повърхностни уморни пукнатини

Радиусът r и деформиращата сила F_b оказват най-силно влияние върху степента на пластична деформация на ПС. Съществува корелация между двата управляващи фактора. Комбинацията от малък радиус и голяма деформираща сила води до много високо контактно напрежение между деформиращия елемент и обработвания материал. Превिшаването на границата на опън рефлектира в локални микродефекти в ПС, оттук и последващо възникване и развитие на уморни пукнатини. В този контекст е изследвано влиянието на тези

параметри на процеса ДЗ върху УД при амплитуда на напрежението $\sigma_a = 260 \text{ MPa}$. Образците се обработват чрез ДЗ с различни комбинации на радиуса и деформиращата сила, а подаването и скоростта на плъзгане са постоянни: $f = 0.05 \text{ mm/rev}$ и $v = 100 \text{ m/min}$. Тези големина на f и v са оптимални по критерий минимална грапавост.

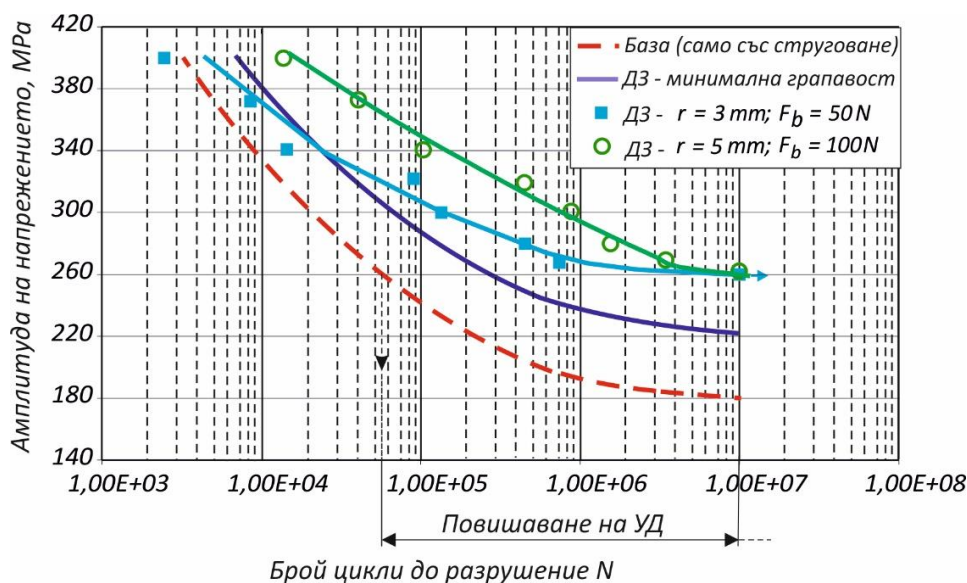
Влиянието на основните параметри r и F_b върху УД при амплитуда на напрежението $\sigma_a = 260 \text{ MPa}$ е представено на фиг. 5.33. При малки радиуси ($r = 2 - 3 \text{ mm}$) УД намалява монотонно с увеличаване на F_b . Високите еквивалентни напрежения по von Mises в ПС и ППС след ДЗ с неподходяща комбинация от управляващи фактори могат да причинят локални повреди. Може да се предположи, че по-голямата деформираща сила (особено в комбинация с малък радиус) причинява локални повреди в ПС, от които се зараждат и развиват уморни пукнатини. За големи радиуси ($r = 4 - 5 \text{ mm}$), УД първоначално се увеличава с увеличаване на деформиращата сила, а след това намалява. Най-голяма УД се получава за две комбинации: 1). $r = 3 \text{ mm}$ и $F_b = 50 \text{ N}$; 2). $r = 5 \text{ mm}$ и $F_b = 100 \text{ N}$.



Фиг. 5.33 Влияние на радиуса и деформиращата сила върху УД

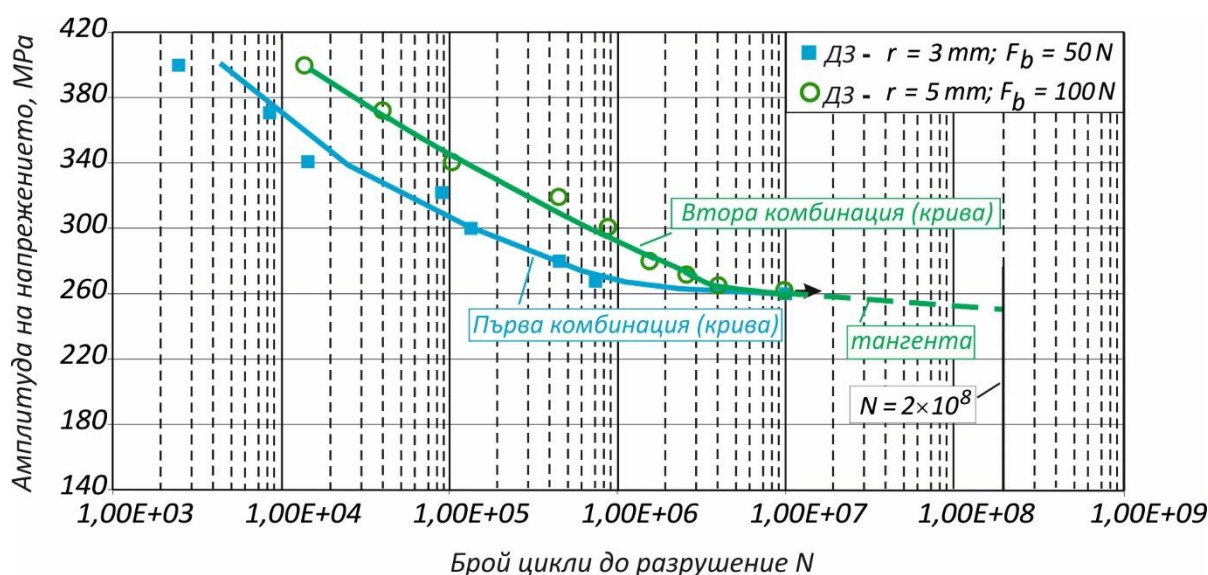
Ограничените криви на Wöhler за двете избрани комбинации (първа: $r = 3 \text{ mm}$ и $F_b = 50 \text{ N}$; втора: $r = 5 \text{ mm}$ и $F_b = 100 \text{ N}$) са показани на фиг. 5.34. Практически всяка от тези комбинации осигурява една и съща якост на умора при 10^7 цикъла: 260 MPa . Втората комбинация обаче води до значително по-голяма УД в областта на малоцикловата умора в сравнение с първата комбинация. От друга страна, и двете комбинации значително увеличават якостта на умора при 10^7 цикъла в сравнение с ДЗ, реализиран с оптималните параметри по критерий „минимална грапавост“. След ДЗ с всяка от двете избрани комбинации от основни параметри якостта на умора при 10^7 цикъла нараства с 44% – от 180 на 260 MPa . Същевременно, УД се увеличава повече от 200 пъти (фиг. 5.34). Трябва да се отбележи, че грапавостта, получена за двете

комбинации, е практически една и съща: $R_a = 0.21 - 0.25 \mu m$ (Maximov et al., 2017).



Фиг. 5.34 Сравнение на кривите на Wöhler

често се наблюдава счупване на края на образца в мястото на закрепване вследствие от явлението fretting fatigue. Важно е да се отбележи, че алуминиевите сплави (включително 2024-T3) нямат ясно изразена (физическа) граница на умора. Липсата на ясна граница на умора за изследваната сплав означава, че кривата на Wöhler няма хоризонтална част. С други думи, частта от кривата на Wöhler след 10^7 цикъла трябва да лежи между допирателната към кривата в точка 10^7 цикъла и хоризонталата, минаваща през същата точка.



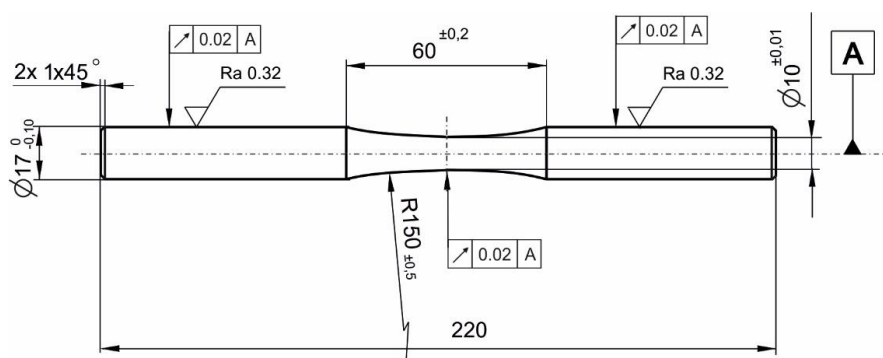
Фиг. 5.35 Определяне на границата на умора

Фиг. 5. 35 показва експериментално получените ограничени криви на Wöhler за образци, подложени на ДЗ с двете избрани комбинации от основни

При определяне на границата на умора на леките сплави (за $N_b = 2 \times 10^8$) възникват два проблема: 1). Необходимо е твърде много машинно време и следователно повишени разходи; 2). При по-голям брой цикли ($N > 10^7$)

параметри на процеса. Кривите са получени по метода на най-малките квадрати, използвайки софтуера QSTATLAB23 и чрез апроксимация на Hoerl ([Vuchkov and Vuchkov, 2009](#)): $\sigma_a = a b^N N^c$. Въпреки, че и двете комбинации осигуряват една и съща якост на умора при 10^7 цикъла, избрана е втората комбинация, защото осигурява по-голяма УД в областта на малоцикловата умора. Следователно, оптималните стойности на основните параметри на ДЗ по критерий „максимална УД при многоциклова умора (HCF)“ са следните: $r = 5 \text{ mm}$, $F_b = 100 \text{ N}$, $f = 0.05 \text{ mm/rev}$ и $v = 100 \text{ m/min}$. Уравнението на избраната втора крива (фиг. 5.35) съдържа следните константи: $a = 827.4$, $b = 1$ и $c = 0.07573$, при което $N \in (13900, 10^7)$. Допирателната в точка с координати ($N = 10^7$; $\sigma_a = 260 \text{ MPa}$) пресича вертикална линия с уравнение $N = 2 \times 10^8$ в точка с координати ($N = 2 \times 10^8$; $\sigma_a \approx 254 \text{ MPa}$). С други думи, може да се приеме, че границата на умора при циклично огъване на алумниев сплав 2024-T3 е приблизително $\sigma_{-1} \approx 250 \text{ MPa}$.

Задълбочена количествена и качествена оценка на влиянието на допълнителните параметри на процеса ДЗ (брой на преходите n , вида на работната схема – еднопосочна или двупосочна и условията на мазане) върху уморното поведение на алумниев сплав 2024-T3 е направена от [Maximov et al., \(2018\)](#).



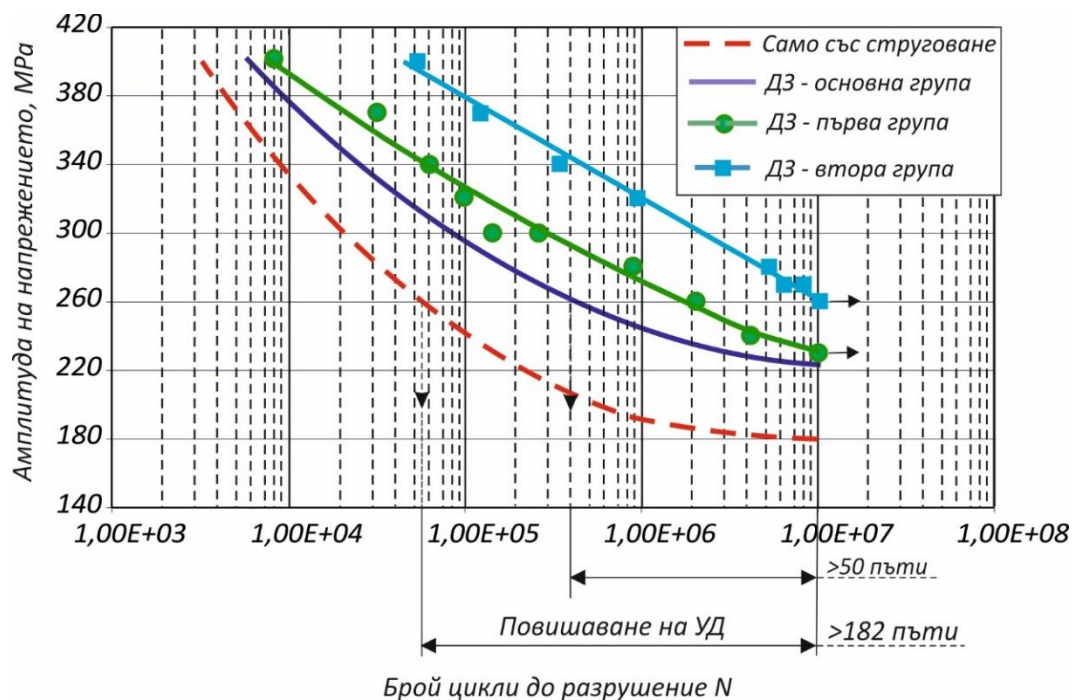
Фиг. 5.36 Геометрия на уморните образци

Обект на уморни тестове на циклично огъване са пет групи уморни образци с минимален диаметър 10 mm (фиг. 5.36). Всички групи образци са обработени чрез ДЗ върху CNC струг T200, използвайки оптимал-

ните основни параметри на процеса по критерий „минимална грапавост“. Първите две групи са третирани с осем прехода с използване на смазка Noscut 795-H, в съответствие с еднопосочна (първа група) и двупосочна (втора група) работни схеми (виж фиг. 4.37). Другите три групи са подложени на ДЗ на сухо, както следва: трета група с един преход ($n = 1$); четвърта група с осем прехода ($n = 8$) при еднопосочна схема; пета група с осем прехода ($n = 8$) и двупосочна схема. Показателите за умора на петте групи образци са сравнени с тези на базовата група – обарботени чрез ДЗ с оптималните основни параметри по критерий „минимална грапавост“, използвайки лубрикант Noscut 795-H и един преход. Както беше посочено по-горе, якостта на умора при 10^7 цикъла за тази група е увеличена с 25% (от 180 на 225 MPa) в сравнение с тази на образци, обработени само чрез струговане). Изпитването за умора е проведено върху

електромеханична машина за изпитване MUI-6000 ($R = -1$), контрол на натоварването и честотата на натоварване от 100 Hz във въздух.

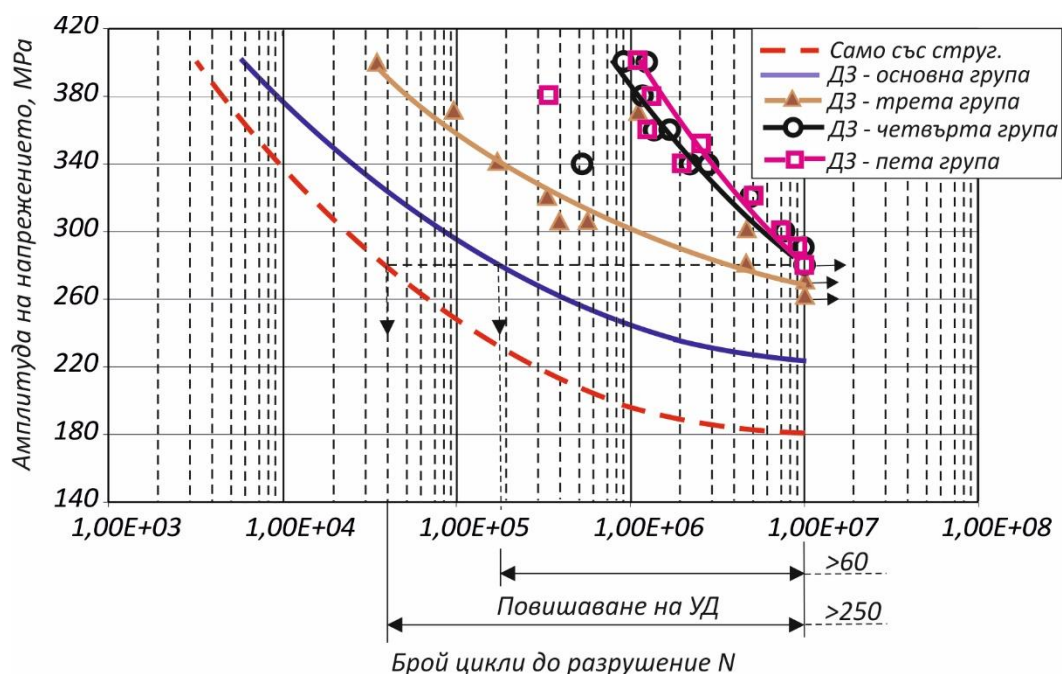
Фиг. 5.37 показва сравнение между базата (само със струговане), основната група образци, обработени чрез ДЗ, и образците от първата и втората група. По този начин фиг. 5.37 показва влиянието на вида на работната схема и броя на преходите в присъствието на смазка върху поведението на умора на образците, обработени чрез ДЗ.



Фиг. 5.37 Влияние на работните схеми и броя на преходите при ДЗ с използване на смазка върху якостта на умора

Първата група показва якост на умора при 10^7 цикъла от 230 MPa , което съответства на $\approx 27.8\%$ увеличение в сравнение с якостта на умора на базата и 2.2% увеличение в сравнение с тази на основната група. За втората група е постигната якост на умора при 10^7 цикъла от 260 MPa . Това е приблизително 44.5% увеличение в сравнение с якостта на умора за базата и приблизително 15.6% увеличение в сравнение с това на основната група. УД се увеличава повече от 25 пъти в сравнение с тази на основната група и повече от 182 пъти в сравнение с тази на базата. Трябва да се отбележи, че в областта на малоцикловата умора предимството на втората група в сравнение с първата е по-изразено. Въпреки, че дълбочината на натисквата зона на първата група е по-голяма и ОН на натиск в ПС са по-големи по абсолютна стойност (Maximov et al., 2018), втората група показва значително по-голяма якост на умора. Този ефект може да се дължи на различната скорост на релаксация на въведените чрез ДЗ ОН за двете групи в процеса на циклично натоварване, както и благоприятната промяна в микроструктурата в ПС и ППС поради спецификата на двупосочната работна схема.

S-N кривите, получени за третата, четвъртата и петата група образци, са показани на фиг. 5.38. По този начин е оценен ефекта от броя на преходите и работните схеми върху уморното поведение на гладки образци, подложени на ДЗ на сухо. Третата група показва якост на умора при 10^7 цикъла от 270 МРa, което съответства на 50% увеличение в сравнение с якостта на умора на базата и 20% увеличение в сравнение с тази на основната група. За четвърта и пета група е постигната якост на умора при 10^7 цикъла от 280 МРa. Това е приблизително 56,5% увеличение в сравнение с якостта на умора на базата и приблизително 24,4% увеличение в сравнение с това на основната група. УД се увеличава повече от 60 пъти в сравнение с тази на основната група и повече от 250 пъти в сравнение с тази на базата (конвенционалния случай на обработване само със струговане). Очевидно, предимството на четвъртата и петата група в сравнение с третата е по-изразено в областта на малоцикловата умора.



Фиг. 5.38 Влияние на работните схеми и броя на преходите при ДЗ на сухо върху якостта на умора

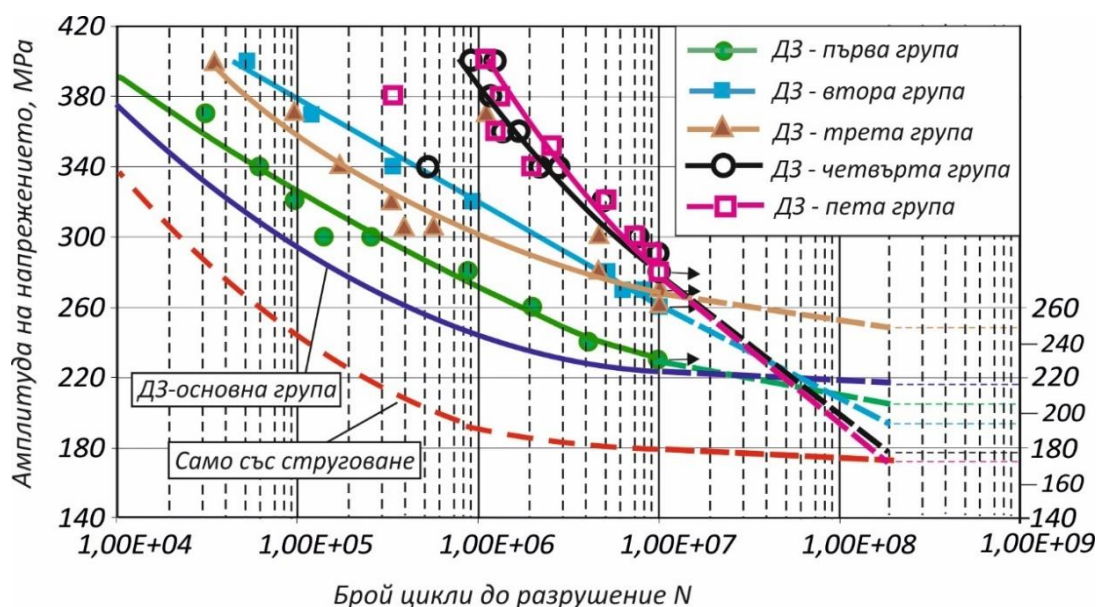
Анализирайки горните резултати, следните феномени се наблюдават:

- Якостта на умора при 10^7 цикъла на третата група е по-високата от тази на основната група, независимо от измерените по-големи по абсолютна стойност ОН на натиск на основната група (Maximov et al., 2018);
- Независимо от практически еднаквото разпределение на ОН в образците от първата и четвъртата група, последната има значително по-голяма якост на умора при 10^7 цикъла (280 срещу 230 МРa);
- Четвърта и пета група показват една и съща якост на умора при 10^7 цикъла, като ОН при пета група са по-малки по абсолютна стойност и са разпределени на по-малка дълбочина от тези при четвърта група. В допълнение, петата група

показва по-голяма УД в областта на малоцикловата умора (LCF).

Горните феномени потвърждават, че въведените ОН са индикатор, но не могат да бъдат доказателство за предсказване на УД. Причината е, че разпределението на макро-ОН в качествен и количествен аспект преди провеждане на цикличното натоварване не може да се използва нито за предсказване на релаксацията на ОН, нито за спецификата на микроструктурата в ПС и ППС, независимо, че ОН сами по себе си, са функция на конкретната микроструктура. Проведеният микроструктурен анализ на образците потвърждава ефективността на ДЗ на сухо за модифициране на микроструктурата в ПС по посока на издребняване на зърната и хомогенизирането ѝ.

Приложен е комбиниран подход за определяне на границата на умора, базиран върху ограничени S-N криви и метода на Locati ([Maximov et al., 2018](#)). Резултатите, получени за границата на умора, са показани на фиг. 5.39. За всяка S-N крива са проведени три уморни теста с три различни образца. По този начин границата на умора е получена като средно аритметично от трите резултата.



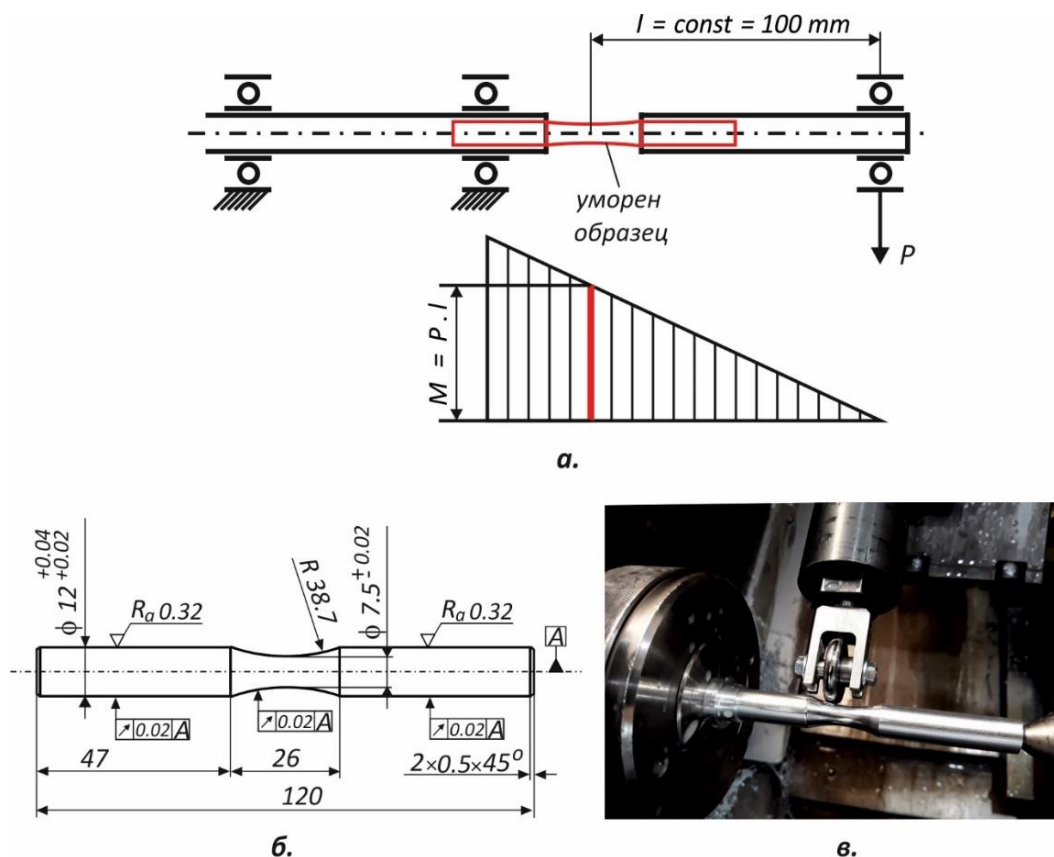
Фиг. 5.39 Граница на умора

В областта на малоцикловата умора, по-високият коефициент на триене при ДЗ на сухо и по-големият брой преходи водят до значително увеличаване на якостта на умора и УД в сравнение с тези на базата (само със струговане) и основната група (виж фиг. 5.39). Тази тенденция, макар и в по-малка степен, се запазва и за показателите на умора в областта на многоцикловата умора (10^7 цикъла). След 5×10^7 цикъла тенденцията се променя радикално: ДЗ на сухо с голям брой преходи води до граница на умора (за 2×10^8 цикъла якост на умора), която е практически равна на границата на умора за базата. ДЗ на сухо с няколко прехода осигурява най-високата граница на умора – 250 MPa. Следователно, желаната УД при циклично огъване на компоненти от високояка

алуминиева сплав 2024-T3 може да бъде постигната чрез подходящ избор на допълнителните параметри на процеса ДЗ.

■ Ефективност на процеса ППД с ТР

Ефективността на процеса ППД с ТР за повишаване на УД при циклично огъване на алуминиева сплав 2024-T3 е оценена чрез широко експериментално изследване, базирано върху S–N криви ([Duncheva et al., 2021c](#)). За провеждане на процеса е използвано разработено за целта специално устройство (виж фиг. 2.28б). Устройството е адаптирано за обработка на въртящи се компоненти както на конвенционални, така и на CNC стругове (фиг. 5.40в). Посредством винтова цилиндрична пружина е осигурен линеен закон на изменение на деформиращата сила в интервала $F_b = 400 - 1400\text{ N}$. Устройството е снабдено с четири ТР с външен диаметър 26 mm , но с различни радиуси на тороидалната работна повърхнина – $r = 2, 4, 5, 6\text{ mm}$. Материалът на ТР е волфрам-молибденова инструментална стомана R6M5.

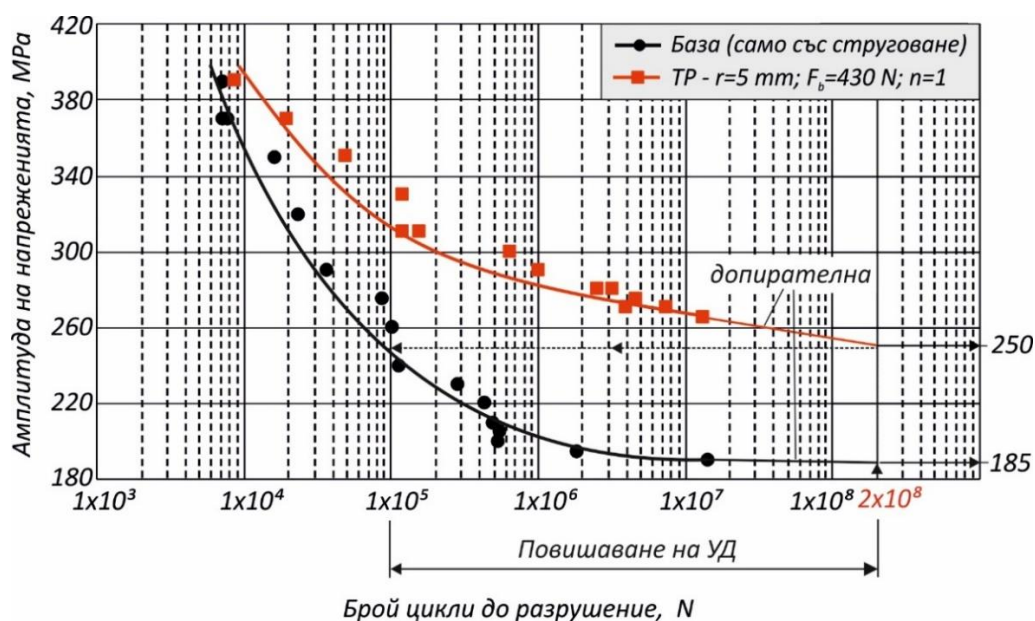


Фиг. 5.40 Уморни тестове

а). схема; б). геометрия на уморните образци;
в). изработване на образците върху CNC струг

Влиянието на деформиращата сила F_b , радиуса на тороида на ролката r и броя на преходите n върху УД и границата на умора на алуминиева сплав 2024-T3 е изследвано посредством параметрично изследване (one-factor-at-a-time). За

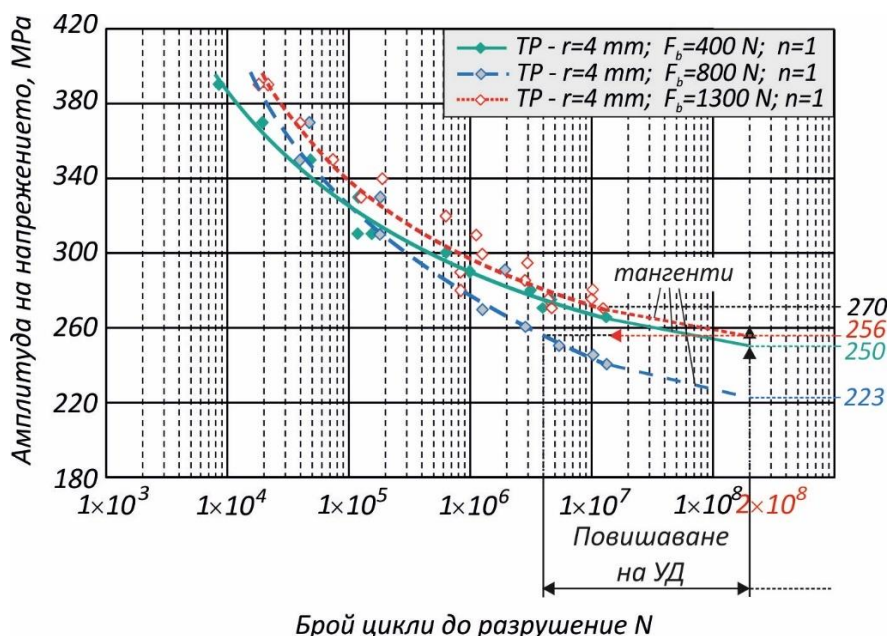
получаване на сравнителни оценки за въздействието на параметрите на процеса, S–N кривите са построени на основата на уморни тестове на въртливо огъване с честота на натоварване 50 Hz във въздух. Уморните тестове на триточково въртливо огъване са проведени върху изпитвателна машина UBM съгласно схемата, показана на фиг. 5.40а. Големината на въртящия се товар (моментът на огъване) се контролира чрез лостова система. За всяка експериментална точка (т.е. амплитуда на напрежението) е използван по един образец с геометрия, съответстваща на фиг. 5.40б. S–N кривите са получени в съответствие с методологията, използвана от [Fouad et al., \(2010\)](#). Всяко изпитване на умора завършва след пълното разрушаване на съответния образец. Изключение правят образците, достигнали 10^7 цикъла якост на умора (т.н. ограничена якост на умора), след което изпитването се прекратява. По този начин са построени ограничени S–N криви. Кривите са получени чрез метода на най-малките квадрати, използвайки софтуера QStatLab и чрез приближение на Hoerl. Конвенционалната граница на умора (за 2×10^8 цикъла) е установена с помощта на методологията, описана по-горе ([Maximov et al., 2017](#)). Пресечната линия между допирателната в точка от кривата S–N, съответстваща на максималния брой цикли N_{max} и вертикална линия при 2×10^8 цикъла, определя конвенционалната граница на умора.



Фиг. 5.45 S–N криви – сравнение между базата (само струговане) и ППД с TP с параметри, близки до тези, минимизиращи грапавостта

Фиг. 5.45 показва сравнение на S–N кривите, получени за базата (образците са обработени само със струговане) и чрез ППД с TP с параметри, близки до тези, осигуряващи минимална грапавост (определени от предварително изследване). За образците, обработени само чрез струговане, конвенционалната граница на умора е $\sigma_{-1} = 185\text{ MPa}$, а за тези, подложени на ППД с TP с параметри $r =$

5 mm, $F_b = 430\text{ N}$ и $n = 1$, конвенционалната граница на умора е $\sigma_{-1} = 250\text{ MPa}$. Тези параметри на процеса осигуряват грапавост $R_a = 0.08\text{ }\mu\text{m}$. Следователно, прилагането на ППД с ТР с параметри, осигуряващи близка до минималната грапавост, повишава конвенционалната граница на умора с 35,1%. Изчислен за 2×10^8 цикъла, съответстващи на конвенционалната граница на умора, УД се увеличава повече от 2000 пъти в сравнение с този за базата.

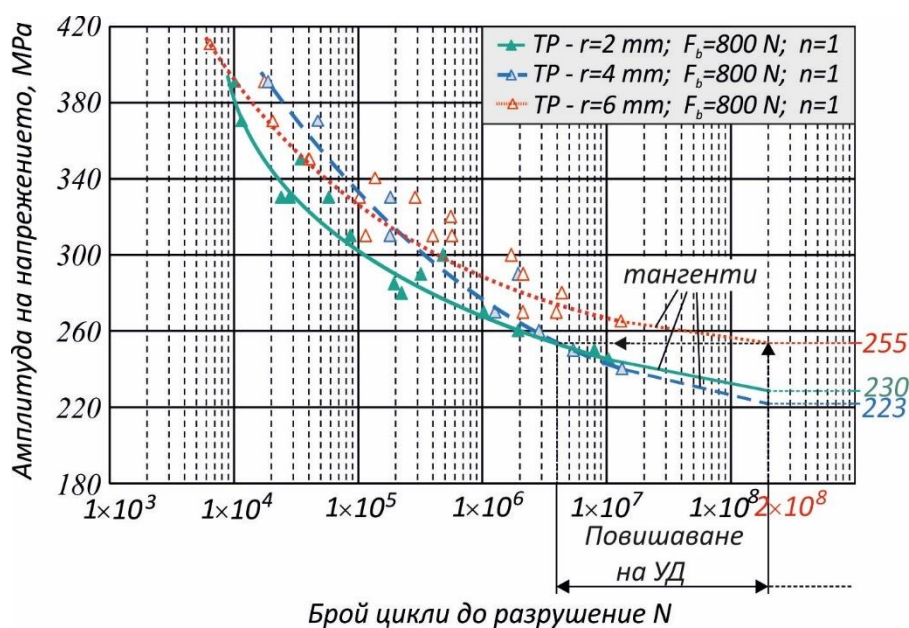


Фиг. 5.46 S–N криви – влияние на деформиращата сила върху УД и границата на умора

С–N кривите имат различен характер в интервала $N = 8 \times 10^3 - 1 \times 10^5$ и интервала $N > 1 \times 10^5$. В първия интервал се наблюдава изразена тенденция на нарастване на якостта на умора с увеличаване на деформиращата сила. Във втория интервал тази тенденция се променя – прилагането на деформираща сила на междинно ниво ($F_b = 800\text{ N}$) намалява ограничената якост на умора с 14% в сравнение със случая на използване на максимална стойност на F_b . Когато процесът се провежда с най-малката деформираща сила ($F_b = 800\text{ N}$), ограничената якост на умора (266 MPa) е близка до тази, получена за $F_b = 1300\text{ N}$. S–N кривите, получени за радиус на на ТР $r = 4\text{ mm}$ определя големината на конвенционалната граница на умора в зависимост от деформиращата сила. Таблица 5.6 обобщава тези резултати, както и грапавостта, получена след съответната интервенция с ТР.

Граница на умора и грапавост в зависимост от деформиращата сила Таблица 5. 6

$r = 4\text{ mm}$			
$F_b, \text{ N}$	400	800	1300
$\sigma_{-1}, \text{ MPa}$	250	223	256
$R_a, \text{ }\mu\text{m}$	0.101	0.131	0.273



Фиг. 5.47 S–N криви – влияние на радиуса на TP върху УД и границата на умора

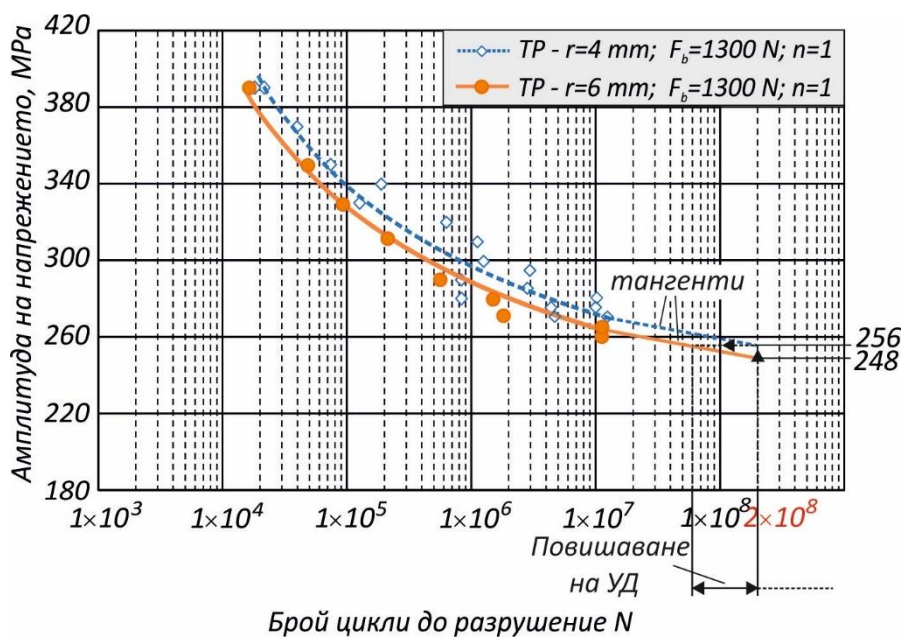
За да се оцени влиянието на радиуса на TP r върху УД и конвенционалната граница на умора, са проведени уморни тестове за следните три стойности $r = 2, 4, 6 \text{ mm}$, като са използвани следните постоянни параметри на процеса: $F_b = 800 \text{ N}$, $f = 0.05 \text{ mm/rev}$, $v = 63 \text{ m/min}$ и $n = 1$.

S–N кривите са показани на фиг. 5.47 и показват, че радиусът има различно влияние върху якостта на умора в интервала $N = 6 \times 10^3 - 2.5 \times 10^5$ и интервала $N > 2.5 \times 10^5$. В първия интервал якостта на умора е най-голяма за средната стойност на радиуса ($r = 4 \text{ mm}$) и най-малка, когато радиусът е най-малък ($r = 2 \text{ mm}$). В този интервал напрежението на огъване е в пластичната област или близо до границата на провлачване на материала. Важно е да се отбележи в този случай, че въведените ОН на натиск в ПС могат да релаксират с повече от 50% дори след първия цикъл на натоварване [(Zhuang and Halford, 2001); (Maximov et al, 2009)]. Следователно, за този интервал е характерна по-бърза релаксация на въведените ОН на натиск. Диапазонът $N > 2.5 \times 10^5$ съответства на областта на многоциклова умора в S–N кривите. В този диапазон се променя характерът на S–N кривите – най-малка ограничена якост на умора се получава при образците, обработени с $r = 4 \text{ mm}$, която е почти същата, както при $r = 2 \text{ mm}$. Най-голяма ограничена якост на умора се получава при $r = 6 \text{ mm}$. Големините на конвенционалната граница на умора, както и грапавостта, получена чрез съответния ППД процес, са показани в табл. 5.7. Очевидно, реализацията на процеса с радиус $r = 6 \text{ mm}$ и средна стойност на деформиращата сила води до 50 пъти -по-голяма УД в сравнение с по-малките стойности за r .

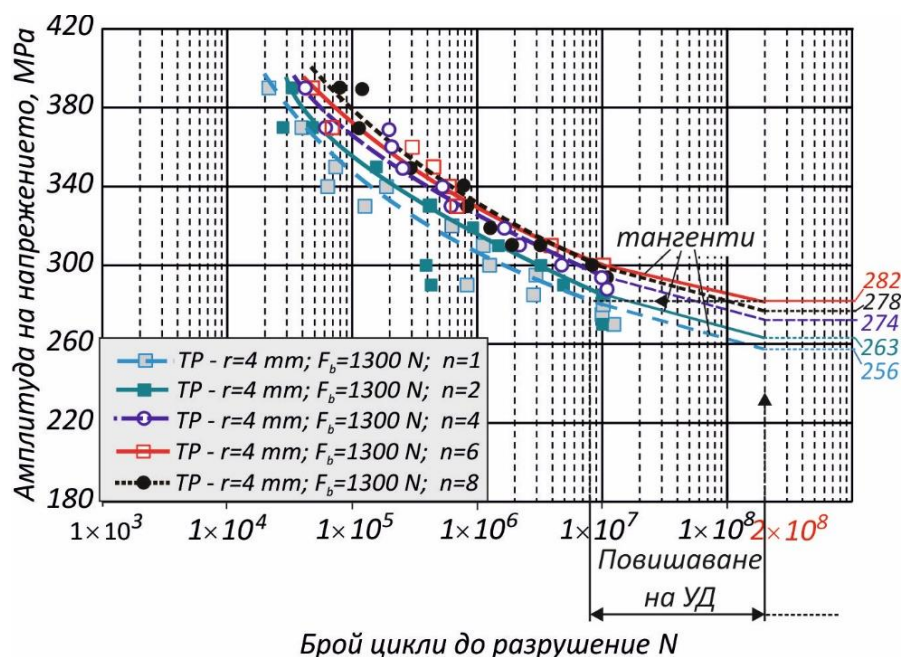
Граница на умора и грапавост в зависимост от радиуса

Таблица 5.7

$F_b = 800 \text{ N}$			
$r, \text{ mm}$	2	4	6
$\sigma_{-1}, \text{ MPa}$	230	223	255
$R_a, \mu\text{m}$	0.425	0.131	0.223



Фиг. 5.48 Влияние на радиуса върху УД и границата на умора при максимална деформираща сила



Фиг. 5.49 S-N криви – влияние на броя на преходите върху УД

Разликата в уморното поведение на образците може да се обясни с различния ефект от деформационно уякчаване вследствие разликата в цикличното уякчаване поради ефекта на препокриване (следствие съотношението $r \gg f$), различаващ се за различни комбинации на радиуса и деформиращата сила.

S-N кривите показват, че най-голяма конвенционална граница на умора се постига с най-голямата деформираща сила $F_b = 1300 \text{ N}$ (фиг. 5.46) и с най-големия радиус $r = 6 \text{ mm}$ (фиг. 5.47). Поради това е построена допълнителна S-N крива (фиг. 5.48), съответстваща на процес със следните параметри: $r = 6 \text{ mm}$, $F_b = 1300 \text{ N}$, $f = 0.05 \text{ mm/rev}$ и $v = 63 \text{ m/min}$. Сравнението между двете криви показва, че увеличаването на радиуса не е препоръчително от гледна точка на постигане на максимална якост на умора и УД.

За да се оцени влиянието на броя на преходите върху уморното поведение, S-N кривата, за която са получени най-голяма УД и граница на умора ($F_b = 1300 \text{ N}$, $r = 4 \text{ mm}$ и $n = 1$), се сравнява с S-N криви, получени съответно за $n = 2, 4, 6$ и 8 . Резултатите са показани на фиг. 5.49. S-N кривите показват недвусмислена тенденция за влиянието на броя на преходите. Увеличаването на броя

на преходите увеличава УД и границата на умора. Реализациите на процеса с $n = 2$ и $n = 6$ повишават конвенционалната граница на умора, съответно със 7 МПа и 26 МПа (2,7% и 10,1%) в сравнение със случая, когато процесът се извършва с $n = 1$. Изпълнението на процеса ППД с ТР с $n = 6$ увеличава УД с 25 пъти в сравнение с еднотреходния процес.

3.4. Ефективност на процеса ДЗ за подобряване на уморното поведение и износоустойчивостта на алуминиево-железни бронзи

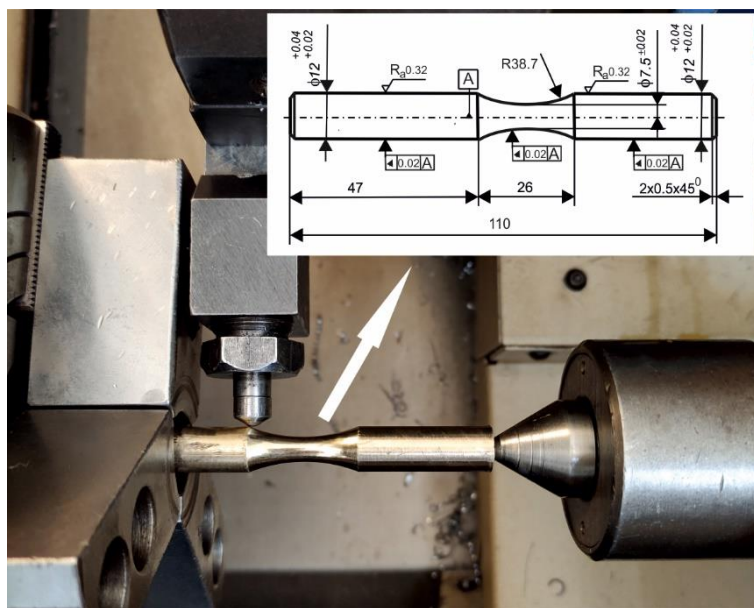
Редица машинни и конструкционни елементи работят във водна среда, в т.ч. в солена вода, например елементи във вентили и помпи, бутала, стебла, скрепителни елементи, водачи, тръби и др., използвани в морски, корабостроителни и офшорни съоръжения. В много от тези приложения компонентите са подложени на динамични натоварвания и относителни премествания. Тези специфични условия на експлоатация изискват съответният материал да притежава отлична устойчивост на корозия, относително висока якост и повишена устойчивост на умора и износване. Тези изисквания се удовлетворяват до голяма степен от алуминиево-железните бронзови сплави. Същевременно, отчитайки механичните контактни взаимодействия с други елементи, агресивната среда и динамичните натоварвания от една страна, и относително високата цена на алуминиево-железните бронзи от друга страна, разработването на технологии за модифициране на ПС е актуален проблем.

■ Повишаване на УД на еднофазен бронз Cu-Al8-Fe3

Cu-Al8-Fe3 е един от най-широко използваните нисколегирани алуминиеви бронзи, характеризиращ се с относително ниска цена и широка достъпност. Тази сплав запазва средна якост както при високи температури (до 300°C), така и при ниски температури (до -269°C). Еднофазната структура на този бронз осигурява повишена устойчивост на електрохимична и обща корозия – вкл. в солена вода, сулфитни основи и минерални киселини, различни от азотна киселина. Поради ниското съдържание на алуминий (под 8,5%), подходът за модифициране, базиран върху термична обработка, е неефективен. Следователно, подобряване на уморното поведение и износоустойчивостта на бронз Cu-Al8-Fe3 при запазване на корозионната му устойчивост може да се постигне само чрез ППД.

Ефективността на процеса ДЗ за повишаване УД в корелация със SI на бронз Cu-Al8-Fe3 е изследвана експериментално от [Duncheva et al., \(2021c\)](#). Три групи уморни образци с форма на пясъчен часовник с минимален диаметър 7.5 mm и дължина 110 mm са изработени върху CNC струг T200 (фиг. 5.50). Посочената геометрия на образците е съобразена с използваната изпитвателна машина UBM. Първата група е обработена само чрез струговане, като последната операция е фино струговане с оглед получаване на минималната възможна грапавост. Използвана е твърдосплавна режеща пластина CCMT-120404LF KCP10 при следните параметри на рязане: подаване $f_c = 0.1 \text{ mm/rev}$, скорост $v_c = 60 \text{ m/min}$

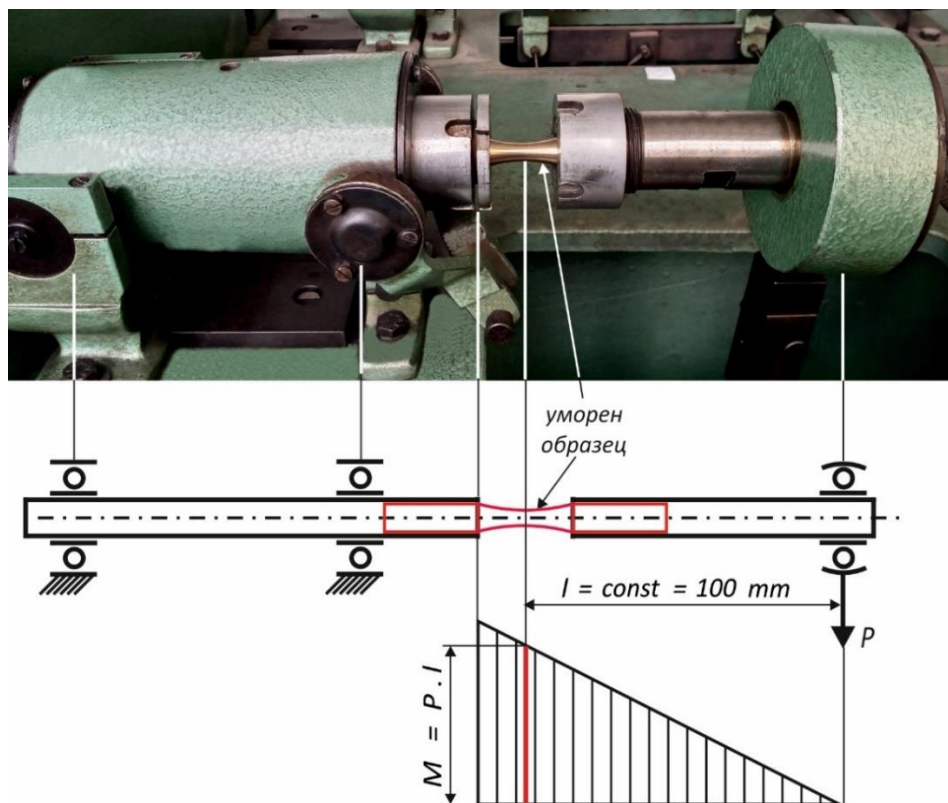
и дълбочина на рязане $a_c = 0.25 \text{ mm}$. След фино струговане грапавостта,



Фиг. 5.50 Размери на уморните образци и реализация на ДЗ върху CNC струг T200

оценена с параметъра R_a , в зоната на концентратора варира в диапазона $0.59 - 0.71 \mu\text{m}$. Образците от другите две групи са подложени на ДЗ с параметри $r = 4 \text{ mm}$, $F_b = 345 \text{ N}$, $f = 0.07 \text{ mm/rev}$ и $v = 80 \text{ m/min}$, но с различен брой преходи, съответно с един преход ($n = 1$) и шест прехода ($n = 6$) при едноточна работна схема. Посочените параметри са селектирани на основата на многоцелева оптимизация, насочена към осигуряване едновременно на ниска

грапавост и висока микротвърдост (Duncheva et al., 2022b). Смазващо-охлаждаща течност Насут 795-Н е използвана както за струговане, така и за ДЗ.



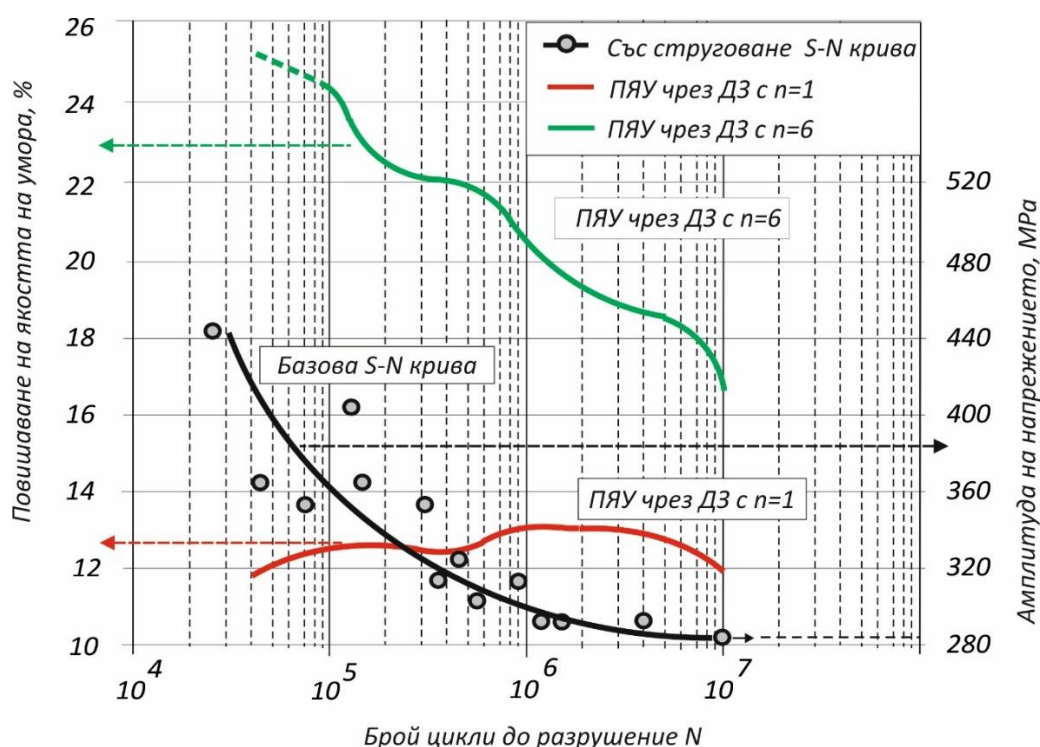
Фиг. 5.51 Схема и общ вид на машина за изпитване на умора на въртеливо огъване с конзолна схема на натоварване

Уморните тестове на въртливо огъване са проведени върху изпитвателна машина UBM съгласно схемата, показана на фиг. 5.51. Големината на огъващия момент се контролирана чрез лостова система. Честотата на натоварване е 50 Hz във въздух. Механичната система, съдържаща два шпиндела и образца, се подлага на въртливо триточково огъване. Образецът, разглеждан изолирано от механичната система, се подлага на конзолно въртливо огъване с коефициент на асиметрия на цикъла $R = -1$. Всеки образец е тестван до пълно разрушаване с изключение на образците, достигнали 10^7 цикъла якост на умора (ограничена якост на умора), след което изпитването се прекратява.

Фиг. 5.51 показва повишаването на якостта на умора (ПЯУ) на бронз Cu-Al8-Fe3, дължащо се на ДЗ в сравнение с базовата S-N крива, получена за образци, изработени само чрез рязане (струговане и фино струговане). Количественото определяне на ПЯУ (като процент) се извършва чрез формулата:

$$\text{ПЯУ} = \frac{\sigma_i^{\text{ДЗ},j} - \sigma_i}{\sigma_i} \times 100 \%, \quad (5.10)$$

където: $\sigma_i^{\text{ДЗ},j}$ е якостта на умора при N_i цикъла, получена чрез ДЗ с j брой на преходите, $j = 1, 6$; σ_i е якостта на умора при N_i цикъла според базовата S – N крива.



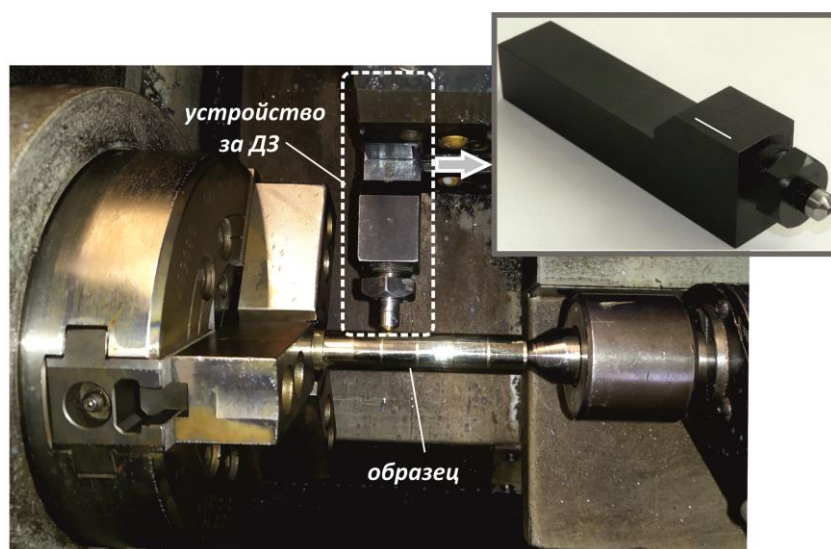
Фиг. 5.51 Базова S–N крива и ПЯУ на бронз Cu-Al8-Fe3 чрез ДЗ с един и шест прехода

ПЯУ следствие ДЗ с един преход ($n = 1$) варира между 12 и 13%, като максималната стойност е в началото на областта на мегацикловата умора. Увелича-

ването на броя на преходите води до значително увеличение на ПЯУ – от порядъка на (16,6 – 24,4)%. Въпреки, че това увеличение има постоянна тенденция, то е подчертано неравномерно – увеличаването на броя на циклите до разрушение от умора намалява положителния ефект от ДЗ. Освен с изразения заглаждащ ефект, резултатите за ПЯУ могат да се обяснят преди всичко с двата основни ефекта, които ДЗ произвежда: 1). Макроефектът, изразяващ се във въвеждане на полезни макро-ОН на натиск и повишената микротвърдост вследствие интензивната пластична деформация в ПС и ППС; 2). Микроефектът, изразяващ се в модифициране на микроструктурата в ПС и ППС по посока хомогенизиране, издребняване на зърната и ориентирането им по посока на скоростта на плъзгане.

■ *Повишаване на износоустойчивостта на еднофазен бронз Cu-Al8-Fe3*

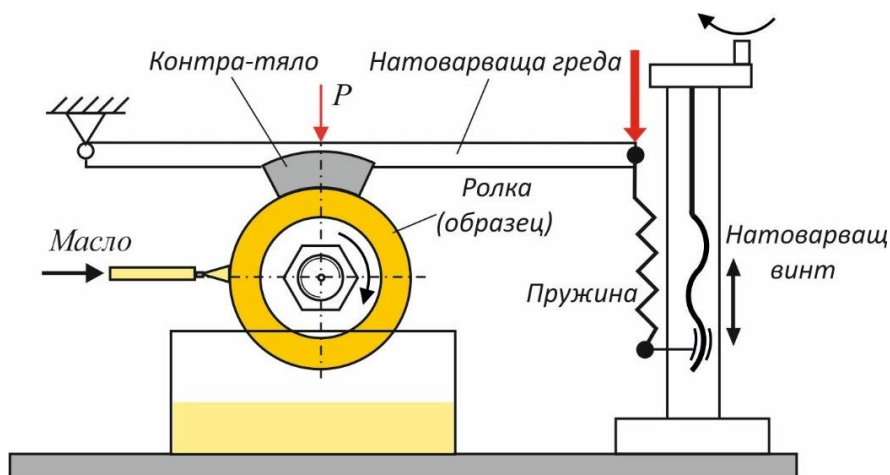
Ефективността на ДЗ за повишаване на износоустойчивостта на цилиндрични компоненти от бронз Cu-Al8-Fe3 в корелация със SI е изследвана експериментално, чрез тестове на



Фиг. 5.52 ДЗ на образците върху CNC струг T200

плъзгащо се износване (виж Гл. 1, т. 5.2) ([Duncheva et al., 2021a](#)). Тестовите са проведени при два режима: сухо триене и гранично триене. Обект на сравнително изследване са три групи цилиндрични образци (тип втулка) от бронз Cu-Al8-Fe3, обработени както следва: 1). Чрез фино струговане (С); 2). Чрез ДЗ с един

преход ($n = 1$) (ДЗ1); 3). Чрез ДЗ с шест прехода ($n = 6$), използвайки едноръчна работна схема (ДЗ6). От всяка група са изработени два образца върху CNC струг T200 (ЦНЦфиг. 5. 52). Единият образец е тестван в условия на гранично триене, използвайки индустриално масло, а другият образец – в условия на сухо триене. Процесът ДЗ е реализиран посредством устройството, показано на фиг. 5.52 (и на фиг. 2.28а), използвайки синтетичен поликристален диамантен накрайник. Използвани са параметри, осигуряващи смесен ППД процес, т.е. едновременно ниска грапавост и висока микротвърдост: радиус на диамантния накрайник $r = 4\text{ mm}$, деформираща сила $F_b = 345\text{ N}$, подаване $f = 0.07\text{ mm/rev}$ и скорост на плъзгане $v = 80\text{ m/min}$ ([Duncheva et al., 2021b](#)). Размерите на образците са: външен диаметър $d_e = 22\text{ mm}$, вътрешен диаметър $d_i = 7.8^{\pm 0.02}\text{ mm}$ и дебелина $s = 7^{\pm 0.01}\text{ mm}$.



Фиг. 5.53 Схема на триботестера

Контра-телата в трибосистемата са сегменти, изработени от въглеродна инструментална стомана U10A, изрязани от закалени втулки ($HRC = 52$) със следните размери: външен радиус $r_e = 21.5 \text{ mm}$, вътрешен радиус $r_i = 11 \text{ mm}$, ъглов размер $\varnothing 50^\circ$ и дебелина, равна на

тази на бронзовите образци. Средната грапавост на вътрешната цилиндрична повърхнина на сегмента е $R_a = 0.295 \mu\text{m}$. Експерименталното изследване на трибо-системата бронз-стомана е извършено по кинематична схема „фиксиран сегмент – въртяща се ролка“ (фиг. 5.53). Стоманеният сегмент се фиксира в легло върху специално проектиран държач в натоварващата греда. Вътрешната цилиндрична повърхнина на сегмента е в контакт с повърхнината на въртящата се бронзова втулка, фиксирана към вал, който се върти с постоянна честота от 3000 min^{-1} . За всяка контактна двойка номиналната контактна площ е $A_a = r_i 67.193 \times 10^{-6} \text{ m}^2$, съответстваща на номинално контактно налягане $p_a = \frac{P}{A_a} = 0.521 \text{ MPa}$, където $P = 35 \text{ N} = \text{const}$ е нормално натоварване. Последното се прилага в центъра на тежестта на контактната зона и се задава чрез лостова система в натоварващата греда. Тестът е извършен при едни и същи условия за всички образци. В режим на гранично триене е използвано индустриално масло, което се нанася върху контактната зона чрез капково мазане със скорост на потока 20 капки в минута.

Характеристиките на износване са изчислени на база на измерване на масовото износване m на образците в съответствие с изчислителните формули в табл. 5.8.

Характеристики на износване

Таблица 5.8

№	Характеристика	Означение	Изчислителна формула
1	Масово износване - разликата между началната маса m_0 на образеца и тази след определен път/време на триене m_i , mg	m , mg	$m = m_0 - m_i$
2	Скорост на износване – разрушената маса на ПС на образеца вследствие триене за 1 минута ($t=1 \text{ min}$)	γ , mg/min	$\gamma = m/t$

3	Линейно износване – износване в нормално направление към контактната повърхност, изразено чрез масово износване	$h, \mu m$	$h = \frac{m}{\rho \cdot A_a}$ $\rho = 7645 \text{ kg/m}^3 \text{ е}$ плътността на изследвания бронз
4	Интензивност на линейното износване – линейното износване на ПС на образца, съответстващо на път на триене $L = 1 \text{ m}$	i_h	$i_h = \frac{m}{\rho \cdot A_a \cdot L}$
5	Абсолютна изнosoустойчивост – реципрочната стойност на интензивността на линейното износване	I_h	$I_h = \frac{1}{i_h} = \frac{\rho \cdot A_a \cdot L}{m}$
6	Относителна изнosoустойчивост – отношението между изнosoустойчивостта на изпитвания образец I_{h_i} и изнosoустойчивостта I_{h_j} на образец, приет за база за сравнение при еднакви условия на триене	$R_{i,j}$	$R_{i,j} = \frac{I_{h_i}}{I_{h_j}}$

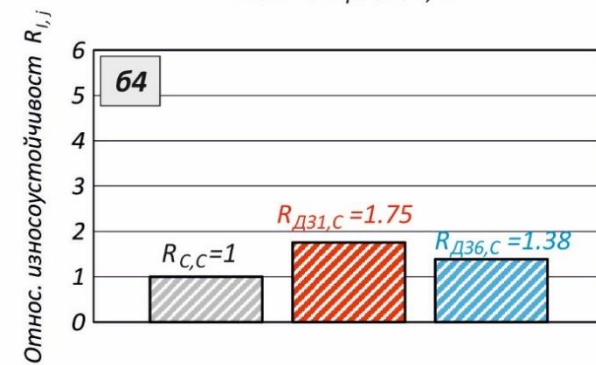
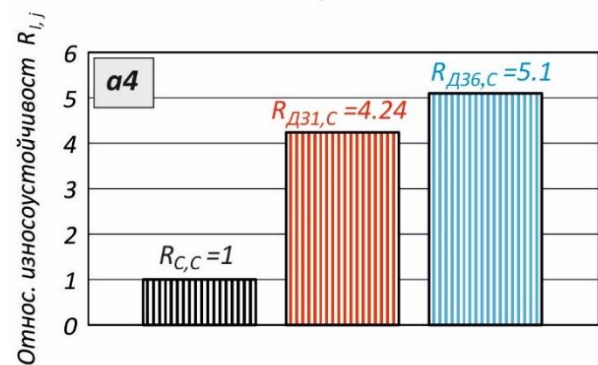
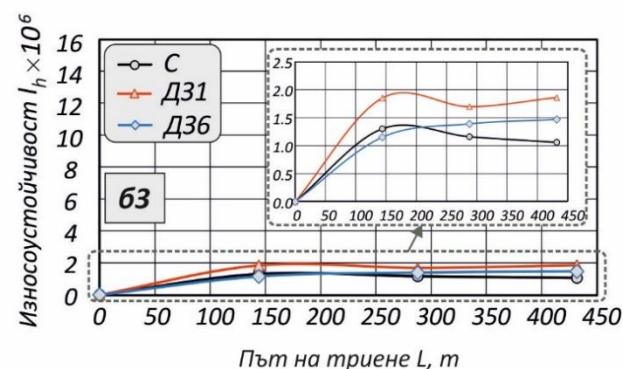
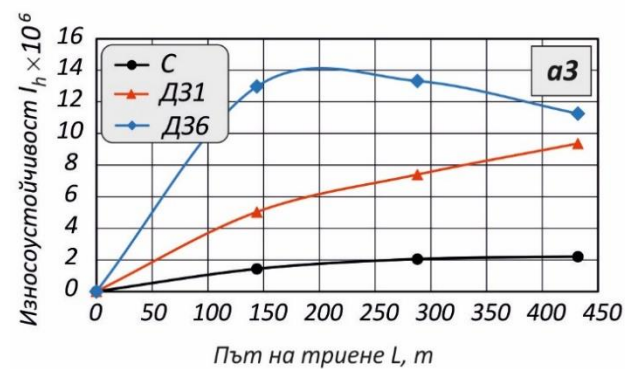
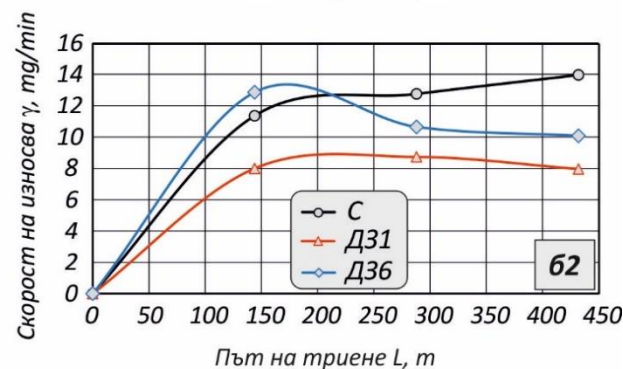
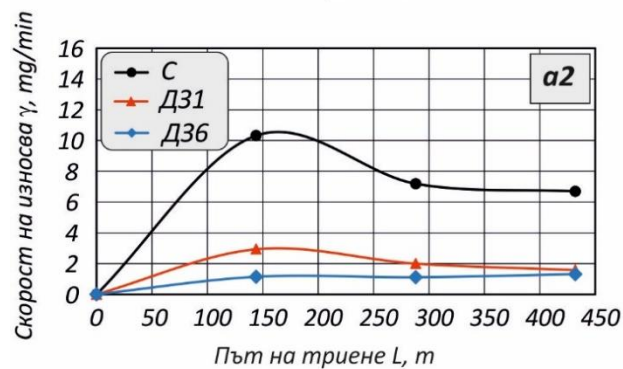
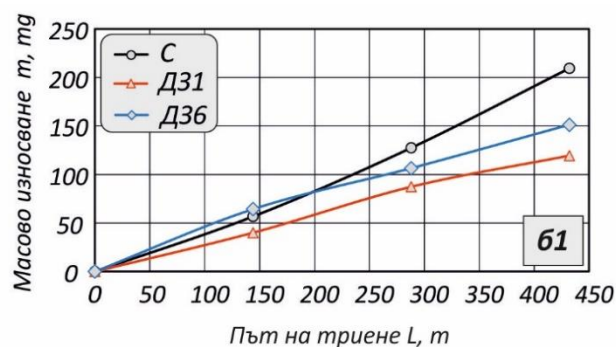
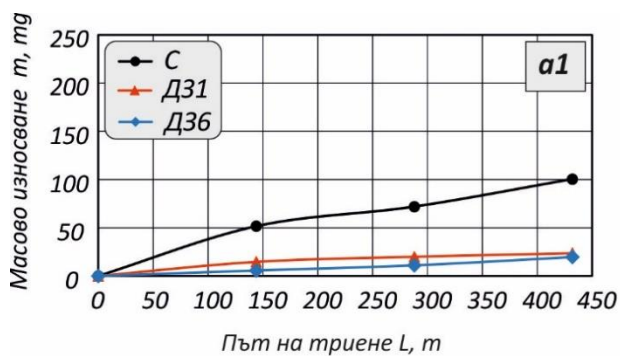
Методологията включва следната последователност:

1). Измерва се първоначалната маса m_0 на образца преди триене, използвайки електронна везна WPS 180/C/2 с точност до 0.1 mg. Преди всяко измерване бронзовият образец се почиства за отстраняване на механични и органични частици и се изсушава с етилов алкохол с цел предотвратяване на електростатични ефекти;

2). Образецът се монтира към вала, сегментът се поставя в държача на натоварващата гредка и се задава нормалното натоварване P ;

3). След определен път на триене $L = 144, 288, 432 \text{ m}$, респ. след време за триене съответно 5, 10, 15 s, се измерва масата m_i на образца, след ко се изчислява масовото износване m и характеристиките на износването съгласно табл. 5.8.

Фиг. 5.54а представя обобщение на характеристиките на износване при плъзгане в режим на гранично триене (при мазане с индустриално масло), а фиг. 5.54б показва резултатите в режим на сухо триене. В режим на гранично триене се наблюдава значителна разлика в кинетичните криви на масовото износване за образца, обработен чрез фино струговане (образец С) и образците, подложени на ДЗ (образци Д31 и Д36). В края на изследвания път на триене $L = 432 \text{ m}$, масовото износване на образец С е повече от четири пъти по-голямо от масовото износване на образец Д31 и повече от пет пъти по-голямо от това на образец Д36 (фиг. 5.54а1). Фиг. 5.54а2 показва по-ясно кинетиката на износване. За образец С след етапа на сработване (за $L \leq 150 \text{ m}$), темпът на износване γ рязко намалява и след път на триене $L \leq 300 \text{ m}$ остава постоянен. Зависимостта $\gamma = \gamma(L)$ има различен характер за образците, подложени на ДЗ. За образец Д36 темпът на износване е практически постоянен, докато за образец Д31 за $L \leq 150 \text{ m}$ темпът на износване е по-висок, а след това намалява (фиг. 5.54а2).



Фиг. 5.54 Резултати за характеристиките на износване
а). гранично триене; б). сухо триене

В условията на гранично триене се наблюдават различни тенденции на изменение на зависимостта $I_h = I_h(L)$ за трите изследвани образца (фиг. 5.54а.3). За образец Д31 изнosoустойчивостта при плъзгане I_h нараства почти линейно през целия изследван интервал, докато за образец Д36 изнosoустойчивостта нараства при $L \leq 200 \text{ m}$ и след това намалява. След приключване на експеримента ($L = 432 \text{ m}$), изнosoустойчивостта при плъзгане на образец Д36 е

с около 20% по-висока от тази на образец Д31. Диаграмата на фиг. 5.54а4, показва, че процесът ДЗ, реализиран с един и шест прехода, води съответно до 4,24 и 5,1 пъти по-голяма износоустойчивост в сравнение с конвенционалния случай на довършващо обработване само с фино струговане.

В режим на сухо триене зависимостта $m = m(L)$ има ясно изразен линеен характер за образците, подложени на ДЗ, в сравнение с образец С, обработен чрез фино струговане (фиг. 5.54б.1). От друга страна, износването при сухо триене на образец Д31 е по-малко от това на образец Д36, като след финализиране на експеримента разликата е приблизително 26% (фиг. 5.54б.4). Фиг. 5.54б.2 показва практически постоянен темп на износване γ на образец Д31 в интервала $L \leq 200 \text{ m}$. В същия интервал зависимостта $\gamma = \gamma(L)$ намалява за образец Д36 и нараства за образец С, което потвърждава благоприятния ефект от ДЗ. В условията на сухо триене графичните зависимости $I_h = I_h(L)$ показват устойчива тенденция на изменение на износоустойчивостта при плъзгане в интервала $288 < L < 432 \text{ m}$ (фиг. 5.54б.3).

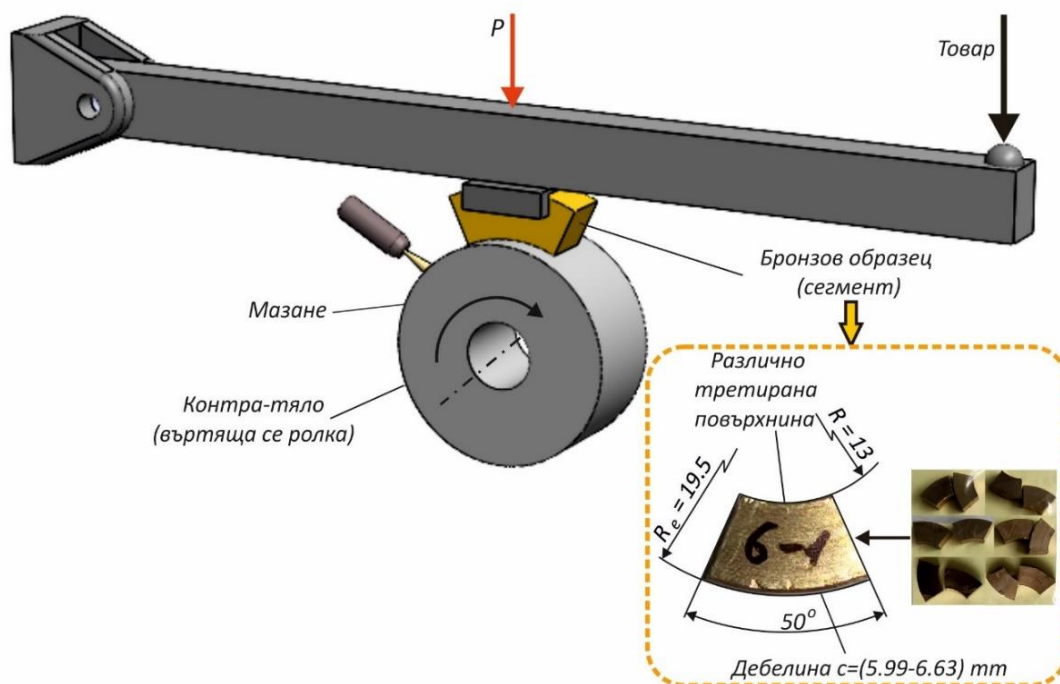
Трибологичното поведение зависи от две групи характеристики на SI: 1). Геометрични, респ. параметрите на ПТ; 2). Физико-механични (микротвърдост и микроструктура). Механизмът на износване при плъзгане се определя от двете групи характеристики, но е различен за двата режима на триене при плъзгане, което рефлектира в драстична разлика в характеристиките на износването. Изследването на корелацията между характеристиките на SI и характеристиките на износването ([Duncheva et al., 2021a](#)) дава основание за следния извод: Геометричните характеристики (ПТ) имат доминиращо значение в режим на гранично триене. Обратно, физико-механичните характеристики на ПС доминират, когато износването е в условията на сухо триене.

■ *Подобряване на износоустойчивостта на втулки за плъзгащи лагери от двуфазен бронз Cu-Al9-Fe4*

Известно е, че експлоатационният живот на плъзгащите лагери до голяма степен се лимитира от износването на вътрешната работна повърхнина на втулките. Освен по-ниски стойности на амплитудните параметри на грапавостта и подходящо съчетание на параметрите на формата на ПТ, основен фактор за подобряване на трибологичното поведение, в т.ч износването, е осигуряването на достатъчна микротвърдост (по презупция за осигуряване на антифрикционна двойка, повърхностната твърдост на лагерните шийки на валове е по-висока от тази на отворите във втулките).

Алуминиево-железните бронзи са предпочитани материали за плъзгащи лагери, работещи в условия на по-изразено ударно и знакопромениливо натоварване, както и в по-агресивна среда. Двуфазният алуминиево-железен бронз Cu-Al9-Fe4 притежава добра якост, висока устойчивост на умора, благоприятни антифрикционни свойства и устойчивост на корозия, вкл. във водна среда (например морска вода). Тази комбинация от свойства го прави особено подходящ

материал за втулки за плъзгащи лагери. Конвенционалният подход за обработка на работните повърхнини на втулките на плъзгащите лагери е чрез рязане – разстъргване и фино разстъргване или пробиване и последващо райбиране (за по-малки диаметри). Ефективността на процеса ДЗ за подобряване на SI в корелация с износоустойчивостта на лагерни втулки от двуфазен бронз Cu-Al9-Fe4 е изследвана експериментално от [Duncheva et al., \(2022a\)](#). В пълно съответствие с условията за работа на плъзгащите лагери, експерименталното изследване на трибосистемата бронз – стомана е базирано върху кинематичната схема „неподвижен бронзов образец – въртяща се стоманена ролка“. Схема на експерименталната установка е показана на фиг. 5.55.



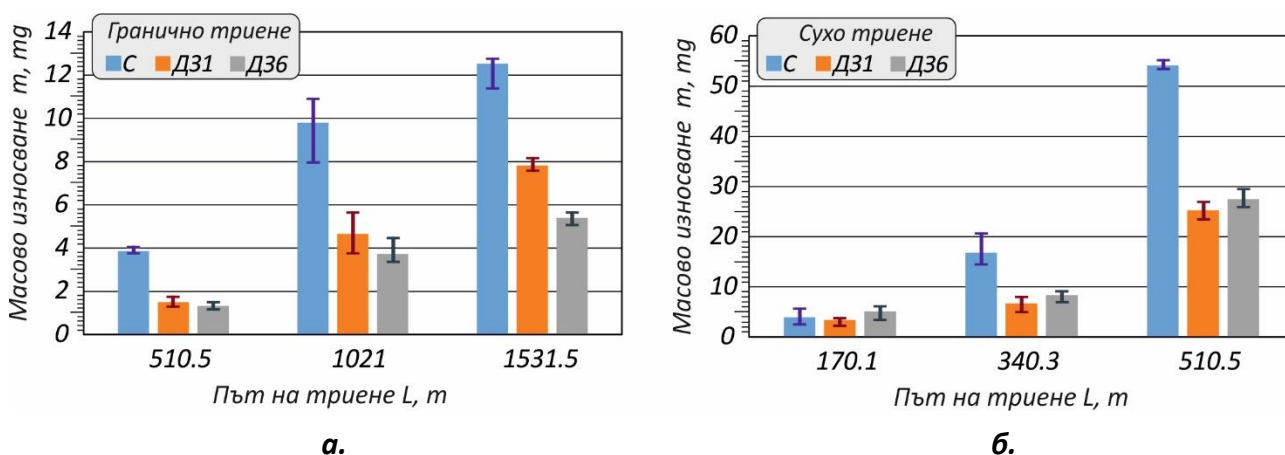
Фиг. 5.55 Схема на трибо-тестера и геометрия на образците

Тестовият образец (бронзов сегмент) е фиксиран в леглото на специално проектиран държач в натоварващата гредка. Изборът на материала на контра-тялото в изследваната трибосистема е в съответствие с утвърдената инженерна практика – закалена, отвърната и шлифувана стоманена ролка като аналог на стоманена шийка на вала. Въртящата се ролка е изработена от стомана C45 с външен диаметър 26 mm , вътрешен диаметър 7.8 mm , твърдост $HRC\ 56$ и средна грапавост на външната повърхност $R_a = 0.32\ \mu\text{m}$.

Обект на сравнение са три групи образци тип втулка, чиито отвори са обработени, както следва: 1). Само чрез струговане (С); 2). Чрез ДЗ с един преход ($n = 1$) (ДЗ1); 3). Чрез ДЗ с шест прехода ($n = 6$), използвайки разнопосочна работна схема (ДЗ6). Втулките са изработени от прът с диаметър 40 mm и дължина 25 mm . Вътрешните работни повърхнини на първата група образци (с диаметър 26 mm) са обработени върху конвенционален струг С11 чрез технология, включ-

ваща пробиване на отвора, зенкерование и последващо фино струговане. Отворите на втулките от втора и трета група допълнително са подложени на ДЗ посредством специалното устройство, показано на фиг. 3.44б. Процесът ДЗ е реализиран със следните параметри: радиус на диаманта $r = 4\text{ mm}$, деформираща сила $F_b = 350\text{ N}$, подаване $f = 0.05\text{ mm/rev}$ и скорост на плъзгане $v = 80\text{ m/min}$. Тези параметри са получени след многоцелева оптимизация на процеса (Duncheva et al., 2021b).

След напречен разрез перпендикулярно на оста на втулките с дължина 25 mm , са избрани три групи втулки с номинална дебелина 6 mm . Образците за тестовата на износване са сегменти, изрязани от тези втулки, с размери, показани на фиг. 5.55. Повторяемостта на експерименталните данни е от голямо значение, тъй като много стохастични фактори влияят върху резултатите. За да се оцени повторяемостта на експерименталните резултати за масово износване, всяка от трите групи образци включва по десет образца, пет от които са тествани в режим на гранично триене, а останалите пет са тествани в режим на сухо триене.



Фиг. 5.56 Изменение на масовото износване в зависимост от пътя на триене
а). режим на гранично триене; б). режим на сухо триене

Фиг. 5.56а,б показва кинетичните криви на масовото износване за трите групи образци, респ. зависимостта на масовото износване от пътя на триене $m = m(L)$. Като цяло, добра повторяемост на резултатите се наблюдава, като разсейването на стойностите на масовото износване е по-голямо за образците, обработени само чрез рязане (образците от група С). За тези образци в края на теста в режим на гранично триене (за $L = 1531.5\text{ m}$) средното масово износване е 1.5 пъти по-голямо от това на образците от група Д31 и 2 пъти по-високо от това на образците от група Д36 (фиг. 5.56а).

Режим на сухо триене рядко се наблюдава в инженерната практика. Въпреки това, износоустойчивостта на лагерните втулки при този режим е от интерес в случай на инцидент (напр. изтичане на смазка от контактната зона) или ако трибосистемата бъде принудена да работи при екстремни условия. Изпитването

в режим на сухо триене е направено за по-къс път на триене ($L = 170.1 - 510.5 \text{ m}$) поради възможна абразия или катастрофално износване на бронзовите образци в следствие от значителното повишаване на температурата в контактната зона. За път на триене $L = 170.1 \text{ m}$, масовото износване на образците от група DB6 е малко по-голямо в сравнение с масовото износване, установено за другите две групи проби (фиг. 5.56б). В интервала $340.3 < L < 510.5 \text{ m}$ масовото износване на образците от група С рязко нараства. В режим на сухо триене най-малко износване се наблюдава за образците от група Д31, чиито отвори са третираны с ДЗ е един преход.

Резултатите за характеристиките на износване (виж табл. 5.8) се изчисляват на база на масовото износване. За тази цел от всяка група е избран един образец, чието масово износване е най-близо до центъра на групиране (виж фиг. 5.56). Табл. 5.9 показва спецификация на всичките шест образца, в т.ч. номер, означение, дебелина s , номинална контактна площ A_a и номинално контактно налягане $p_a = P/A_a$, където $P = 35 \text{ N}$ е нормалното натоварване. Образците с номера 2, 4 и 6 са тествани в режим на гранично триене, а останалите – в режим на сухо триене.

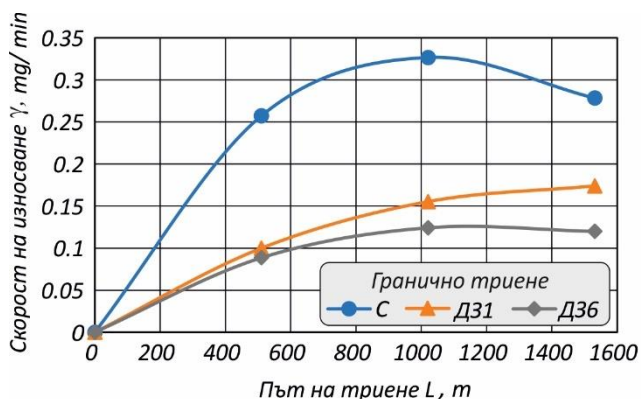
Означение и характеристики на образците

Таблица 5.9

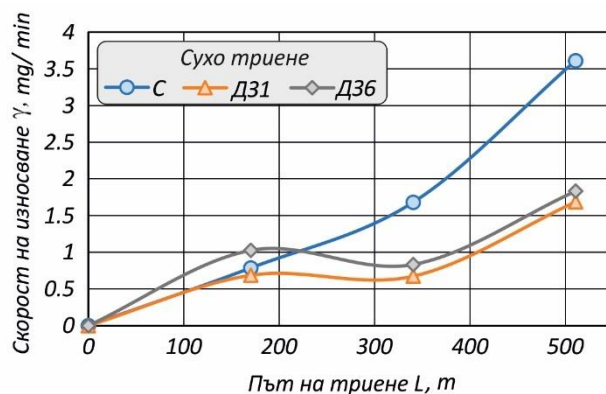
№	Група/ Означение	Дебелина s , mm	Номинална контактна площ A_a , mm^2	Номинално контактно налягане p_a , MPa
1	1/С	5.99	67.95×10^{-6}	0.515
2		6.00	68.07×10^{-6}	0.514
3	2/Д31	6.35	72.09×10^{-6}	0.486
4		6.37	72.21×10^{-6}	0.485
5	3/Д36	6.56	74.45×10^{-6}	0.470
6		6.63	75.16×10^{-6}	0.466

Резултатите за характеристиките на износването са показани на фиг. 5.57а-е. В режим на гранично триене и път на триене в интервала $L = (510.5 - 1530.5) \text{ m}$, за образец С етап на сработване не се наблюдава, а темпът на износване γ е почти постоянен (фиг. 5.57а). Изменението на темпа на износване за образците, третирани чрез ДЗ, показва обратна тенденция: за образец Д31 с нарастване на пътя на триене темпът на износване γ нараства линейно; за образец Д36 γ намалява линейно. При достигане на максималния път на триене ($L = 1530.5 \text{ m}$) образец С е с най-голямо износване, а образец Д36 показва най-малко износване (фиг. 5.56а). Тези резултати корелират с графиките, показващи темпа на износване на образците. В етапа на сработване темпът на износване на образец Д31 е по-висок от този на образец Д36. Фиг. 5.57б показва зависимостта на износоустойчивостта на образците от пътя на триене $I_h = I_h(L)$. Високата

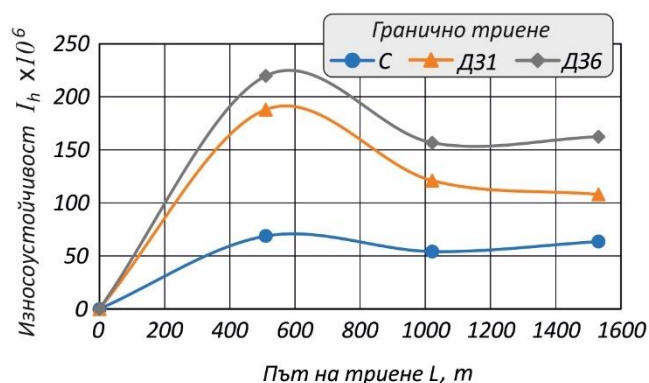
износоустойчивост на образците, подложени на ДЗ, за малък път на триене ($L = 510.5 \text{ m}$) е следствие от ниската им скорост на износване (виж фиг. 5.57а).



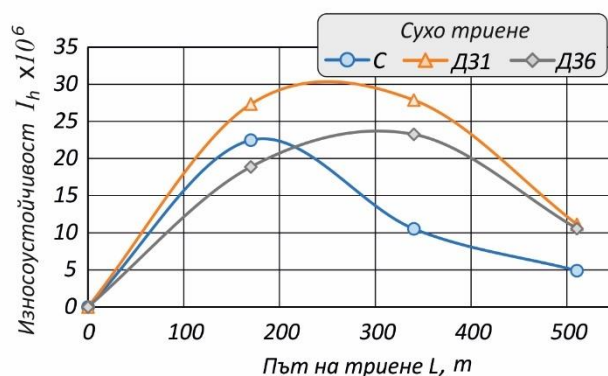
а.



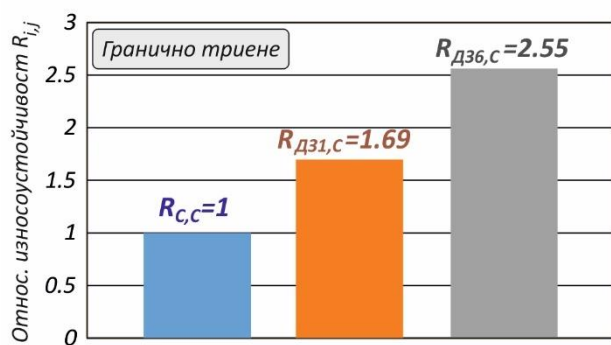
б.



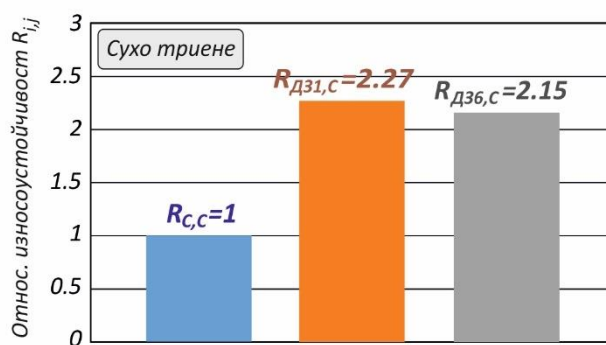
в.



г.



д.



е.

Фиг. 5.57 Резултати за характеристиките на износване за режими на гранично и сухо триене

Относителната износоустойчивост $R_{i,j}$ на образците в режим на гранично триене е визуализирана на фиг. 5.57в. Образец ДЗ6 има износоустойчивост, която е 2,27 пъти по-висока от тази на образец С и 1,42 пъти по-висока от тази на образец ДЗ1. ДЗ с един преход води до 1,6 пъти по-голяма износоустойчивост в сравнение с обработката на отвора чрез рязане.

В режим на сухо триене образец С показва непрекъснато нарастваща скорост на износване (фиг. 5.57г), докато при образци ДЗ1 и ДЗ6 се редуват участъци с

нарастваща скорост и участъци с намаляваща скорост на износване. Графиките, визуализиращи зависимостта $I_h = I_h(L)$, са показани на фиг. 5.57д. Образците, подложени на ДЗ, имат по-малка износоустойчивост за път на триене $L \leq 410 \text{ m}$, но за $L \geq 410 \text{ m}$, износоустойчивостта на същите образци надвишава тази на образец С.

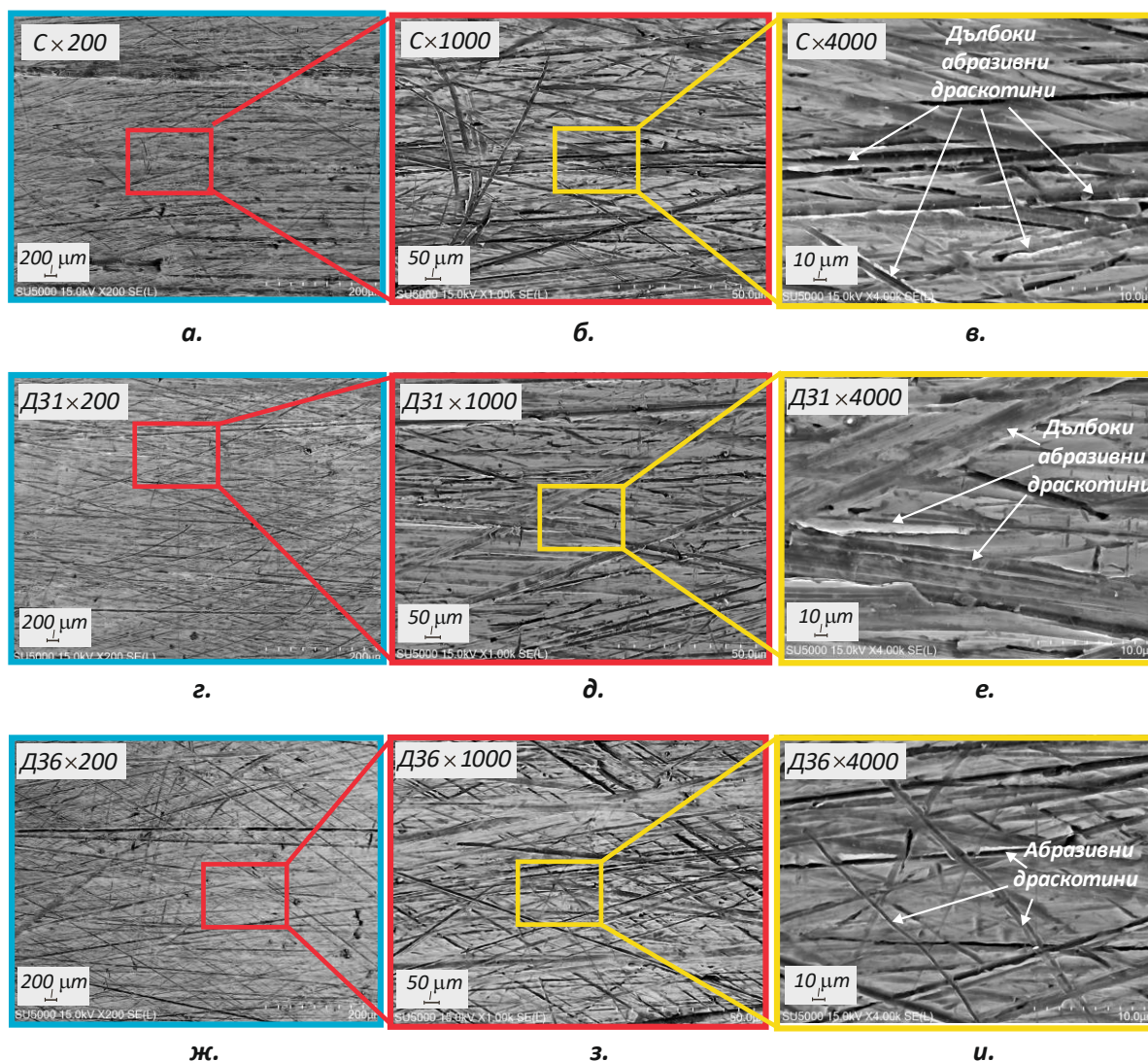
Стойностите на относителната износоустойчивост $R_{i,j}$ на образците в режим на сухо триене са показани на фиг. 5.57е. Образец Д31 има 2,27 пъти по-висока износоустойчивост от тази на образец С. Прилагането на ДЗ с шест прехода води до 2,15 пъти по-голяма износоустойчивост в сравнение с конвенционалния случай на обработване на отворите на втулките (образец С).

Морфологичният анализ на износените повърхнини допринася в качествен аспект за установяването на корелациите „вид процес – SI – режим на износване – механизми на износване“. [Chen et al., \(2020\)](#) подчертават значението на морфологията на износената повърхност като „доказателство“ за идентифициране на различните механизми на износване – умора, адхезия, абразия и корозия. Прилагането на един и същи процес за довършващо обработване осигурява практически еднакъв SI в ПС около отворите. В този контекст интерес представлява анализът на факторите, които определят различните стойности на износоустойчивостта на образци от една и съща група (третираны по един и същи начин), но работещи при различни условия – гранично триене или сухо триене. За тази цел са направени SEM изображения на износените повърхнини на отворите на образците, описани в табл. 5.9. За двата режима на износване са направени три изображения на всеки образец с увеличения съответно $\times 200$, $\times 1000$ и $\times 4000$.

Износените повърхнини в режим на гранично триене (образци 2, 4 и 6, съгласно табл. 5.9) са показани на фиг. 5.58. SEM изображенията с най-малко увеличение ($\times 200$) показват интегрални снимки на износените повърхнини, в които се наблюдават много драскотини (фиг. 5.58а, г, ж). При по-големи увеличения ($\times 4000$) се очертават разликите в размерите на драскотините – те са по-големи и по-дълбоки в образец С, чийто отвор е обработен чрез рязане (фиг. 5.58в), и образец Д31, обработен чрез ДЗ с един преход (фиг. 5.58е). Това обяснява експерименталните резултати за масово износване (фиг. 5.56а). Описаната морфология на повърхността показва, че основният механизъм на износване в режим на гранично триене е микроразрязването, присъщо на абразията. Подобна морфология на износената повърхност, потвърждаваща механизма на абразивно износване, е установена от [Yin et al., \(2020\)](#), които изследват износването на трибосистемата „стомана – бронз“ при гранично триене. Относително високата твърдост на стоманеното контра-тяло ($HRC\ 56$), наличието на масло и ниската грапавост на бронзовите образци минимизират вероятността от формиране на локализирани микро-връзки следствие свързване на контактуващите микрограпавини на повърхнините. Като резултат се минимизира адхезионната компонента на триенето и се редуцира износването.

Задържането на масло е от решаващо значение за триенето и износването в

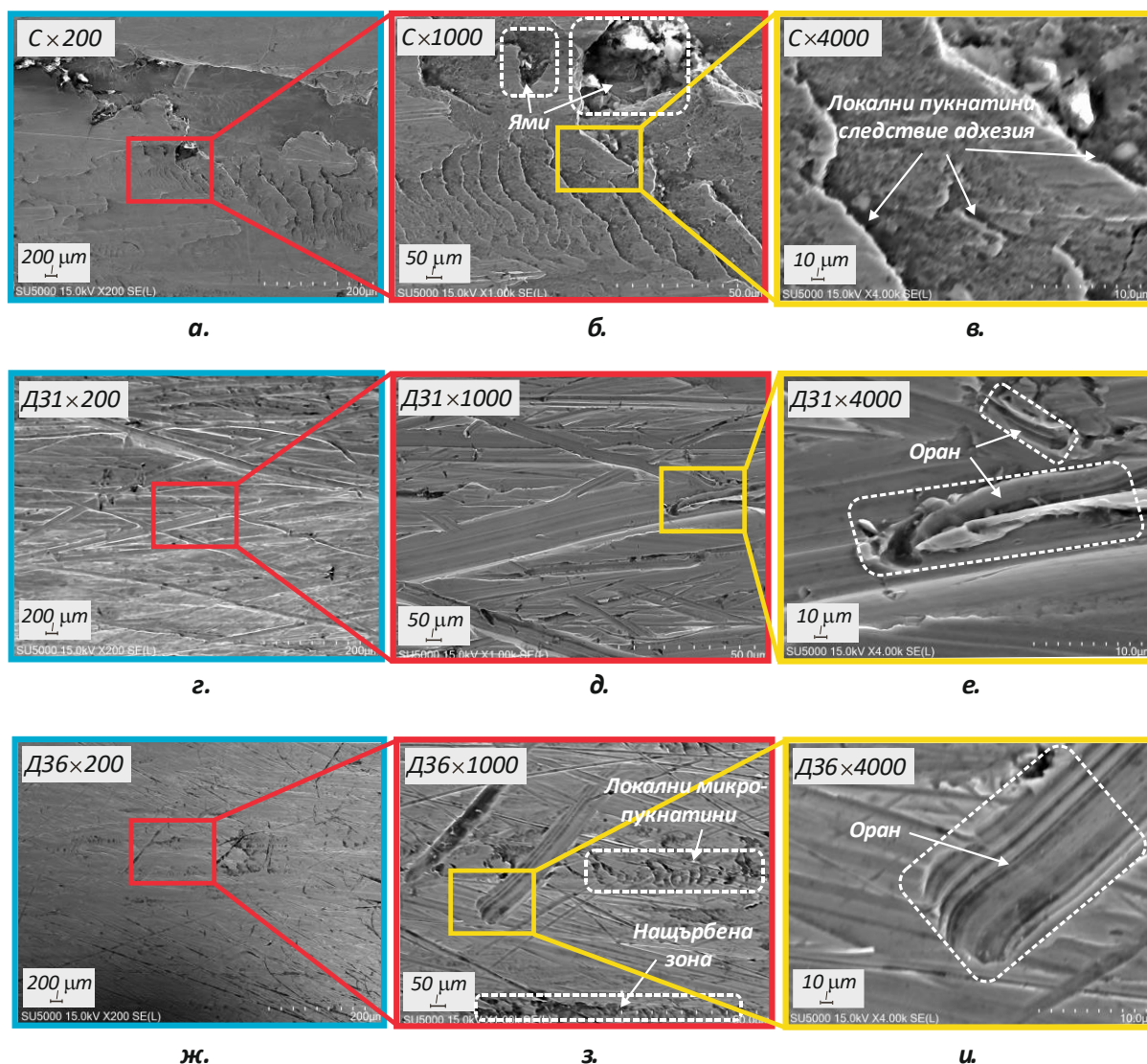
режим на гранично триене. За да се постигне обаче такъв ефект, е необходима подходяща ПТ, в която параметрите на формата (skewness S_{sk} и kurtosis S_{ku}) имат определящо функционално значение. Резултатите за средните стойности на измерените 3D параметри на ПТ за трите групи образци (виж табл. 2.14) доказват, че освен значително по-ниски 3D височинни параметри, ДЗ осигурява отрицателни стойности на параметъра S_{sk} и стойности на параметъра S_{ku} , по-големи от 3. Тази комбинация от параметри на ПТ намалява триенето и подобрява мазането, тъй като по-дълбоките долини изпълняват функцията на микро-резервоари, задържащи масло.



Фиг. 5.58 SEM изображения на износени повърхнини на отворите в режим на гранично триене

Комбинацията от параметри на ПТ е най-благоприятна в образец Д36, тъй като са измерени най-ниските стойности на интегралните височинни параметри S_s и S_q , а параметрите на формата са: S_{sk} е отрицателен с най-висока абсолютна стойност, а S_{ku} е с положителна стойност. Следователно, в режим на гранично

триене, благоприятната ПТ, получена след ДЗ с шест прехода, има решаващ принос за най-високата относителна изнosoустойчивост на образец ДЗ6 в сравнение с другите образци (фиг. 5.57в). Следователно, за да се увеличи максимално изнosoустойчивостта на втулките на плъзгащи лагери от бронз Cu-Al9-Fe4, работещи в режим на гранично триене, за довършващо обработване на отворите трябва да се използва ДЗ с $n = 6$.



Фиг. 5.59 SEM изображения на изнosenи повърхнини на отворите в режим на сухо триене

Морфологията на изнosenите повърхнини в режим на сухо триене (фиг. 5.59а-е) качествено се различава от тази в режим на гранично триене. Същевременно, изнosenата повърхнина на отвора в образец С (фиг. 5.59а, б, в) има различна морфология от тези на отворите в образци Д31 (фиг. 5.59г, д, е) и Д36 (фиг. 5.59ж, з, и), които са обработени чрез ДЗ съответно с един преход и с шест прехода. В образец С се наблюдават ясно очертани вдлъбнатини и локални пукнатини, докато при образци Д31 и Д36 преобладават драскотините. Значител-

ното повишаване на температурата при сухо триене благоприятства преноса на материални частици от по-меката бронзова сплав към по-твърдото стоманено контра-тяло, образувайки адхезивни връзки в малки локални зони. Като резултат, по време на относителното плъзгане се получава изораване, тангенциално срязване и разкъсване на метала. Тези повърхностни повреди, присъщи на адхезионното износване, се наблюдават във всички образци при по-високи увеличения ($\times 1000$ и $\times 4000$), но най-ясно са видими в стругования образец С при всички увеличения (фиг. 5.59а, б, в). Допълнителен фактор, благоприятстващ адхезионното износване на образец С, е неговата значително по-голяма грапавост в сравнение с тези на образци Д31 и Д36 (виж табл. 2.14). Известно е също, че адхезионното износване е свързано с наличието на пластични деформации в контактната зона, които подпомагат преноса на материала от една повърхност към друга (Khonsaru et al., 2021). По-големите и повече на брой микрограпавини водят до по-големи пластични деформации и следователно, може да се заключи, че доминиращият механизъм на износване в образец С (обработен само чрез рязане), е адхезията.

От друга страна, при увеличения $\times 1000$ се наблюдава забележима разлика между морфологиите на износените повърхнини на образци Д31 и Д36 в режим на сухо триене. Освен драскотините, в образец Д36 се наблюдават локални зони с микропукнатини и нащърбени зони (фиг. 5.54з). За разлика от образец С, повредите в образци Д31 и Д36 настъпват на много малки дълбочини от повърхнината на отвора. Като се вземат предвид експерименталните условия при сухо триене (стоманеното контра-тяло има относително висока твърдост ($HRC = 58$) и грапавост ($R_a = 0.36 \mu m$)), при образците, обработени чрез ДЗ, механизмът на абразивно износване доминира. В условията на сухо триене физико-механичното състояние на ПС е от решаващо значение за износването, докато геометричните характеристики (параметрите на ПТ) са от второстепенно значение. ДЗ на отворите води до значително подобряване във физико-механичното състояние на ПС на образци Д31 и Д36 в сравнение с образец С. Подобряването се изразява в повишена микротвърдост (фиг. 4.40), въведени окръжни ОН на натиск (фиг. 3.44в) и осови ОН напрежения на значителна дълбочина (фиг. 3.44г) както за образец Д31, така и за образец Д36.

Деформационното уякчаване на ПС, дължащо се на интензивната пластична деформация, присъща на ДЗ, редуцира преноса на материал от бронзовите образци към контра-тялото, което от своя страна намалява интензивността на адхезионното износване. Механичното отделяне на частици от изследвания бронз е предшествано от еластични и пластични деформации на неравностите. При едно и също натоварване, значително по-ниската грапавост и по-високата микротвърдост на ПС на отворите в образци Д31 и Д36 разширяват техните зони на еластична деформация. В контекста на адхезионното износване, триенето на твърдите метали е относително по-малко от това на по-меките метали, отчасти поради намалената пластичност на металните връзки, което ограничава растежа

на връзките (Tabor, 2006). От друга страна, ДЗ с шест прехода води до по-чести и изразени локални повреди в образец ДЗ6 (фиг. 5.59з, и). Вероятна причина за това по-значително увреждане е увеличеното отделяне на $\delta - Fe$ интерметални съединения след ДЗ с шест прехода, което води до по-твърди диспергирани наносферични зърна в ПС (Duncheva et al., 2022a). В режим на сухо триене тези частици се отделят, действайки като фин абразивен материал. Този ефект обяснява по-високия темп на износване на образца ДЗ6 по време на етапа на сработване в сравнение с образец ДЗ1 (виж фиг. 5.57г). Като резултат, износоустойчивостта на образец ДЗ6 се влошава в сравнение с тази на образец ДЗ1 (фиг. 5.57д). Следователно, за да се максимизира износоустойчивостта на втулки за плъзгащи лагери, изработени от двуфазен бронз Cu-Al9-Fe4, работещи в условия, близки до сухото триене, целесъобразно е отворите да се обработват чрез ДЗ с един преход.

4. Технологични възможности на комбинирани SE процеси с ППД

4.1. Ефективност на комбинирани процеси, базирани върху термообработка и ДЗ за подобряване на УД и износоустойчивостта на бронз Cu-10Al-5Fe

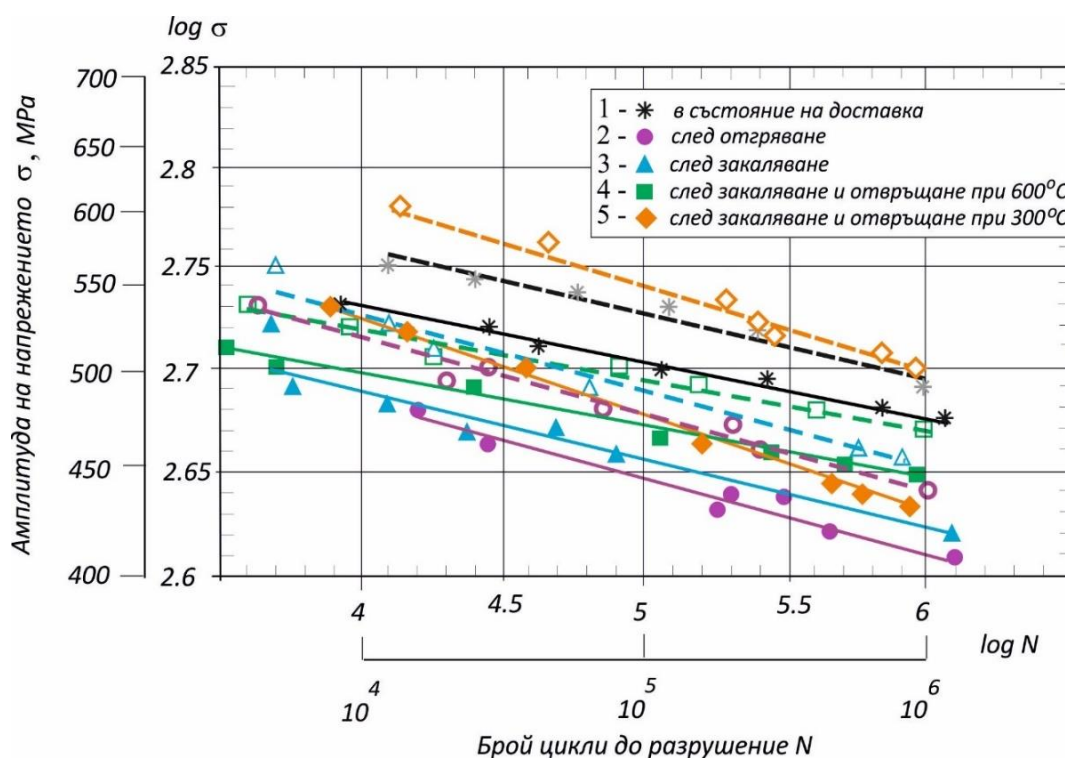
Ефективността на комбинирани процеси, базирани върху различни термообработки и интензивна повърхностна пластична деформация, реализирана чрез ДЗ, върху уморното поведение и износоустойчивостта при сухо триене на двуфазен бронз с β - трансформация Cu-10Al-5Fe във вид на горещо валцовани пръти е изследвана експериментално от Maximov et al, (2022b). Резултатите за ЕП са оценени в корелация с механичните характеристики и характеристиките на SI (грапавост (R_a), микротвърдост $HV_{0.05}$, ОН, микроструктура). Обект на изследване са две основни групи образци – с ДЗ след съответната термообработка и без ДЗ (струговани). Всяка основна група съдържа по пет групи образци, номерирани според вида на термичната обработка в съответствие с табл. 3.2. Процесът ДЗ е реализиран със следните параметри: радиус на диамантния накрайник $r = 4\text{ mm}$; деформираща сила $F_b = 345\text{ N}$; подаване $f = 0.07\text{ mm/rev}$; скорост на деформиране $v = 80\text{ m/min}$ (Duncheva et al., 2021b). По този начин се сравнява ефективността на общо десет процеса, пет от които са комбинирани. Подробна информация за получените профили на ОН в корелация с изследваните процеси е дадена в Гл. 3 (т. 6.2), а за микротвърдостта и микроструктурата – в Гл. 4 (т.6).

■ Подобряване на УД

Уморното поведение на различните групи образци е оценено на базата на уморни тестове на въртливо триточково огъване ($R = -1$) в съответствие със схемата, показана на фиг. 5.51. Геометрията на уморните образци е според показаната на фиг. 5.50.

Фиг. 5.60 показва получените S-N криви в двойна логаритмична координатна

система. Всички термообработени образци, които не са третирани чрез ДЗ, показват по-ниска якост на умора в сравнение с образците от група 1 (в състояние на доставка) поради намаляване на ефекта на уякчаване в прътите. Най-ниска якост на умора се наблюдава при образците, подложени на отгряване (група 2), за които са измерени най-ниска якост на опън и твърдост (Maximov et al, 2022b). След закаляване и отвързване (групи 4 и 5) якостта на умора се повишава в сравнение с група 3, която е подложена само на закаляване. Причината е финозърнестата бейнитоподобна структура (виж фиг. 4.41г, д). В областта на малоцикловата умора група 5 (след закаляване и отвързване при 300°C) показва по-голяма якост на умора, а наклонът на кривите показва, че при 10^4 цикъла група 5 превъзхожда базата (група 1). Този резултат е в корелация с измерените за група 5 максимална твърдост и повърхностна микротвърдост, както и висока пластичност и якост на опън. Обратно, група 4 има най-малкия наклон и в областта на мегацикловата умора показва по-голяма якост в сравнение с групи 3 и 5.

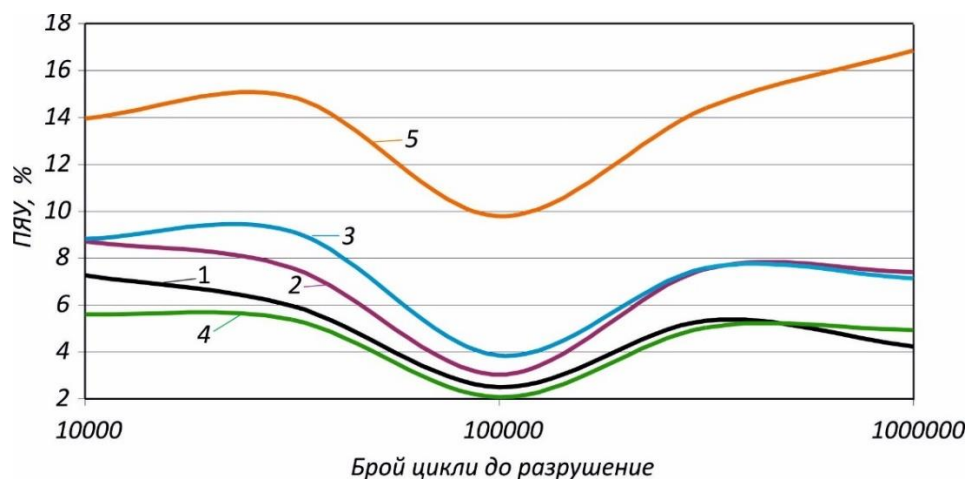


Фиг. 5.60 Влияние на вида на термообработката и интензивната пластична деформация върху поведението на умора на Cu-10Al-5Fe бронз – пунктираните линии съответстват на интензивната пластична деформация при ДЗ

Процесът ДЗ подобрява якостта на умора на всички групи образци вследствие от въведните ОН на натиск (виж фиг. 3.50). След ДЗ, група 5 показва по-голяма якост на умора в сравнение с ДЗ, група 1. Подобрието е значително в областта на малоцикловата умора. Обратно, след 10^6 цикъла, за група 1 се наблюдава тенденция за по-висока якост на умора в сравнение с група 5.

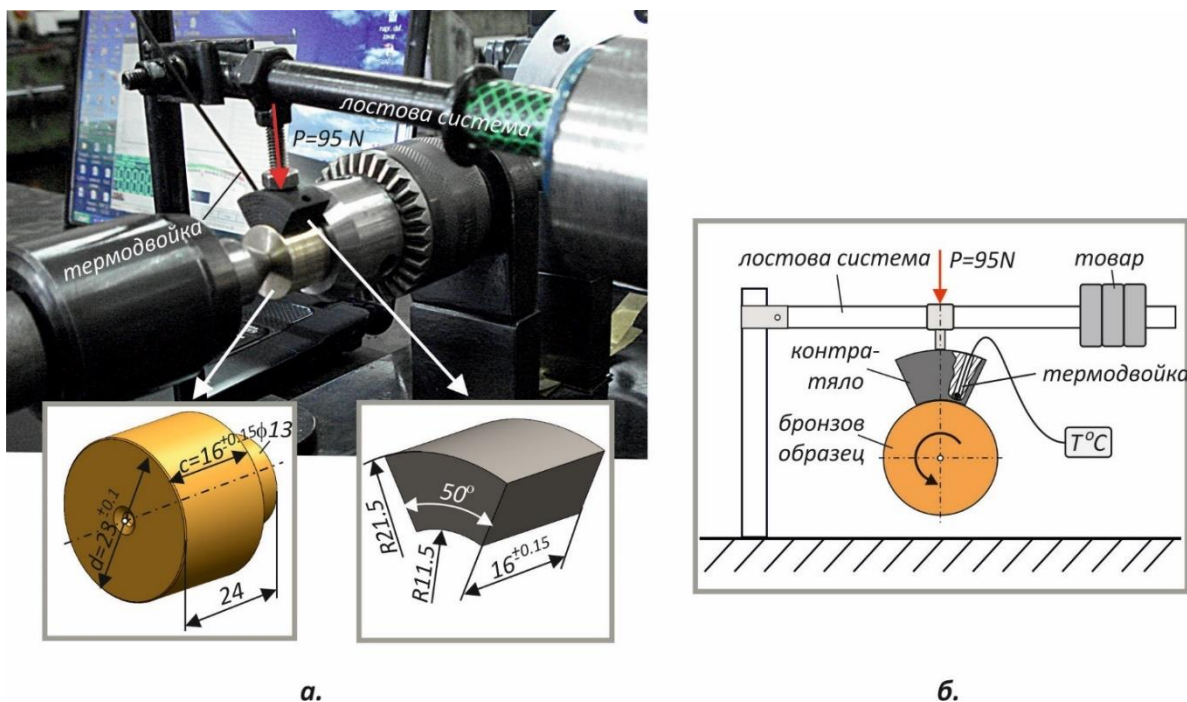
Фиг. 5.61 илюстрира ефекта от ПЯУ чрез ДЗ в областта на малоцикловата и

мегацикловата умора, в съответствие с броя на циклите до разрушение за всичките пет групи. С изключение на група 4, термичната обработка увеличава ползата от ДЗ за увеличаване на якостта на умора. Група 5 показва най-голямо подобрение. Основната причина са въведените полезни осови и окръжни ОН, които имат най-голяма абсолютна стойност и максимална дълбочина за група 5. Това потвърждава постигнатия синергиен ефект след прилагане на комбиниран процес, включващ закаляване и отвярщане при 300°C и последващо ДЗ.



Фиг. 5.61 Подобряване на якостта на умора чрез ДЗ: 1—в състояние на доставка, 2—след отгряване, 3—след закаляване, 4—след закаляване и отвярщане при 600°C , 5—след закаляване и отвярщане при 300°C

■ Подобряване на изнosoустойчивостта в режим на сухо триене



Фиг. 5.62 Експериментална установка за изследване на износването
а). снимка и размери на образца и контра-тялото; б). схема на трибо-тестера

Влиянието на вида на термичната обработка върху износването на бронз Cu-10Al-5Fe при плъзгане в режим на сухо триене е изследвано на основа на трибо-системата “бронз-закалена стомана”. Експерименталното изследване е проведено съгласно кинематична схема “неподвижен стоманен сегмент-въртяща се бронзова ролка”. Експерименталната установка и геометрията на образца и контра-тялото са показани на фиг. 5.62а,б.

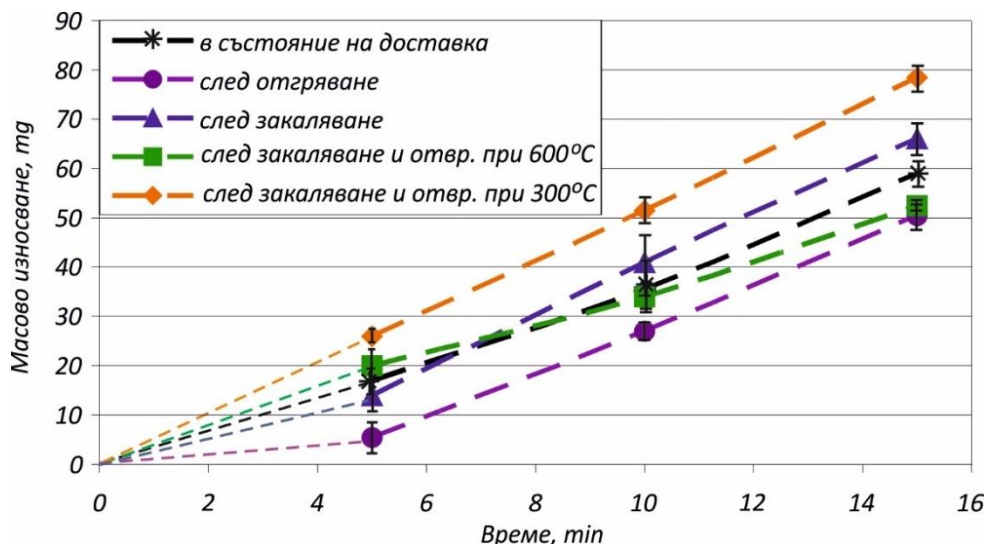
Средно въглеродна стомана C45 е избрана за материал за контра-тялото, като е подложена на тристепенна термична обработка, както следва: 1). Нормализация (аустенизиране при 880°C за два часа и последващо охлаждане на въздух); 2). Закаляване (аустенизиране при 840°C и закаляване във вода) за постигане на мартензитна структура; 3). Отвързване при 180°C за постигане на закалена мартензитна структура, която осигурява твърдост от HRC 56. По този начин са удовлетворени изискванията за комбинация от относително висока твърдост и якост. След окончателното шлифоване е получена средна грапавост $R_a = 0.32 \mu\text{m}$.

Повторяемостта на експерименталните данни за масовото износване е оценена на базата на три образца от всяка група. Цилиндричната повърхнина на бронзовия образец (с радиус $R = 11.5^{\pm 0.05} \text{ mm}$ и ширина $c = 16^{\pm 0.15} \text{ mm}$) е в контакт с вътрешната цилиндрична повърхност на контра-тялото. Бронзовият образец се върти с постоянна честота $n = 1350 \text{ min}^{-1}$. Тези параметри съответстват на скорост на плъзгане $v = 1.63 \text{ m/s}$. Нормално натоварване с големина $P = 95 \text{ N}$ (фиг. 5.62) е приложено в центъра на тежестта на контактната зона между бронзовия образец и стоманеното контра-тяло и е зададено чрез лостова система в натоварващата гредка. Номиналната контактна площ A_a за всеки образец е $A_a = R \cdot c \approx 1.6057 \times 10^{-4} \text{ m}^2$, а номиналното контактно налягане е $p_a = \frac{P}{A_a} = 0.591 \text{ MPa}$. Посоченото номинално контактно налягане е съобразено с условията на сухо триене.

Отчитайки значителното количество генерирана топлина, масовото износване на бронзовите образци в условия на сухо триене е измерено последователно след интервали от 5, 10 и 15 min за път 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. Измерва се първоначалната маса m_0 на бронзовите образци с точност до 0.1 mg с помощта на електронна везна WPS 180/C/2, като преди всяко измерване се почиства за отстраняване на механични и органични частици и се изсушава с етилов алкохол за предотвратяване на електростатични ефекти.

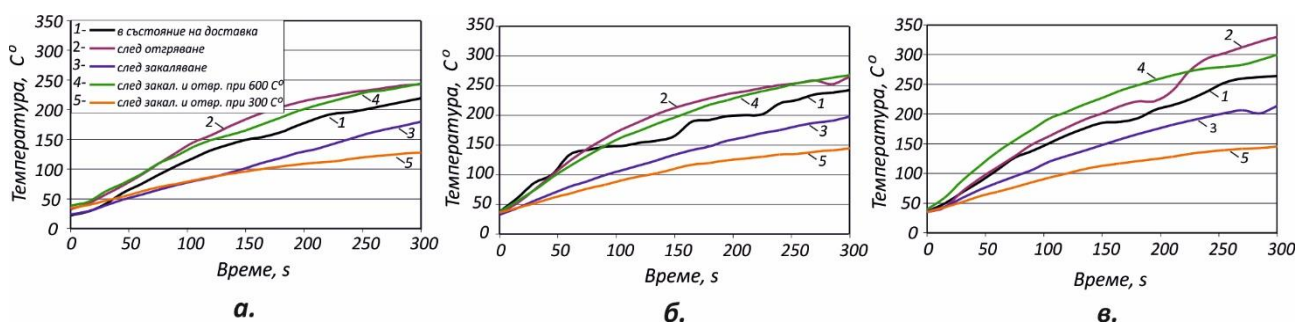
Масовото износване на петте групи образци без ДЗ е показано на фиг. 5.63. Малкото разсейване е критерий за надеждна повторяемост на резултатите. За изследвания интервал от време най-голямо масово износване имат закалените и отвърнати образци при 300°C (група 5), а най-малко – отгрятите образци (група 2). В сравнение с отгрятите образци, процентното увеличение на масовото износване в

края на пътя 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 групите образци (Maximov et al, 2022b). Резултатите са в съответствие с изследването в (Muhammad et al., 2018), където се наблюдава най-малко масово износване на бронз Cu-10Al-5Ni-4Fe в образци, подложени на отгряване.



Фиг. 5.63 Масово износване

Изменението на контактната температура в първите образци от всяка група е показана на фиг. 5.64 за трите интервала от време: 0-5, 5-10 и 10-15 min. Образецът, подложен на закаляване и отвърщане при 300°C, показва най-ниската температура в трите времеви интервала. Следователно, този вид термична обработка осигурява най-ниския коефициент на триене при плъзгане (на основа на теорията на Кулон) в двойката „бронз – закалена стомана“. Този резултат е съвместим с (Sadawy, 2020) за Cu-Al-Fe-Ni бронз, закален и отвърнат при 350°C, където контрагентът е SiC хартия с песъчинки тип 600, фиксирана върху алуминиево колело. Измерената средна температура в зоната на контакт между бронзовия образец и стоманения сегмент се увеличава с повишаване на температурата на отвърщане.

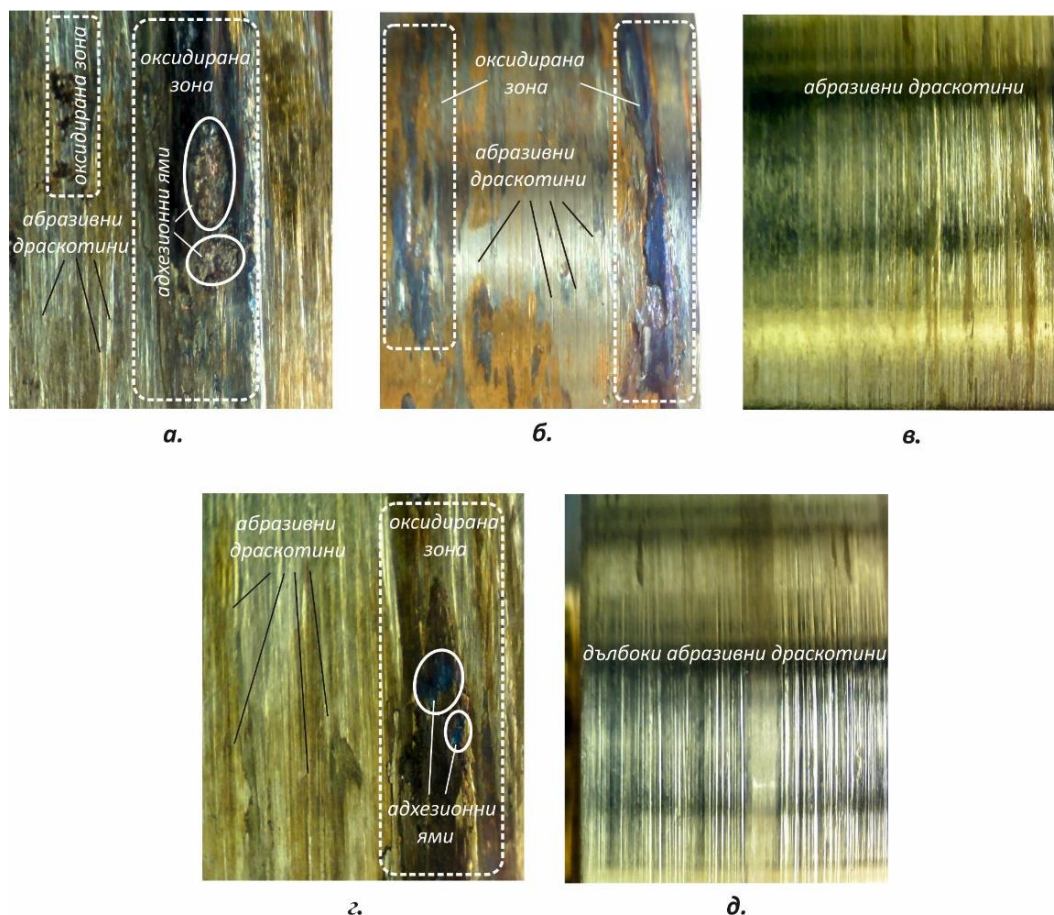


Фиг. 5.64 Изменение на контактната температура

а). 0 – 5 min; б). 5 – 10 min; в). 10 – 15 min

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 специфичната концентрация на отделните фази, размерите на зърната и ориентацията им, обемна твърдост и микротвърдост може да даде по-добра представа за трибологичното поведение.



Фиг. 5.65 Износени повърхнини в режим на сухо триене: а). в състояние на доставка; б). след отгряване; в). след закаляване; г). след закаляване и отвъръщане при 600°С д). след закаляване и отвъръщане при 300°С

Графиките на фиг. 5.64 предоставят информация не само за генерираната топлина поради триене, но и за механизма на износване. Плавните криви и относително ниските температури за образците от групи 3 и 5 показват равномерен и продължителен процес на износване. За разлика от това, кривите за групи 1, 2 и 4 показват изразено неравномерно триене, демонстрирано със 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, са индикатори за смесен механизъм на износване – абразивно и адхезионно. Морфологията на износените повърхности, показана на фиг. 5.65, отразява поведението, наблюдавано от температурните криви. Върху износените повърхнини на образците от групи 1, 2 и 4 (фиг. 5.65а, б и г) се наблюдават отчетливи окислени зони вследствие значителната топлина, генерирана при високи температури (виж фиг. 5.64). Високата контактна температура при сухо триене, благоприятствана от по-ниската твърдост, води до локални адхезивни ями. В останалите участъци се наблюдават абразивни драскотини. Следователно, за образци от групи 1, 2 и 4, механизъмът на износване е смесен – адхезионен и абразивен механизъм на износване. Фиг. 5.65в и д показва, че механизъмът на абразивно износване е доминиращ при образците от групи 3 и 5.

4.2. Ефективност на комбинирани процеси, базирани върху първоначална термообработка, ДЗ и допълнително нагряване върху УД и корозионната устойчивост на аустенитна стомана AISI 304

Широкото приложение на аустенитните хром-никелови стомани се дължи на основното им предимство – отлична устойчивост на корозия. Стомана AISI 304 е предпочитан материал от този клас, тъй като е сред най-евтините ѝ представители. Студената пластична деформация на аустенитна неръждаема стомана провокира мартензитна трансформация в ПС, като процентната част на индуцирания деформационен мартензит зависи от степента на деформация. По-високото съдържание на α' -мартензит повишава повърхностната микротвърдост и якостта на умора, но влошава устойчивостта на корозия. От тази гледна точка, разработването на комбинирани процеси за модифициране на ПС по посока на повишаване на повърхностната твърдост и статичната и динамична якост при запазване на корозионната устойчивост на аустенитните хром-никелови стомани е перспективно направление. [Maximov et al., \(2023\)](#) изследват ефектите от повърхностна студена пластична деформация, въведена чрез ДЗ и термична обработка върху SI, якостта на умора при въртливо огъване и корозионната устойчивост на стомана AISI 304 за две начални състояния: 1). Горещо валцувани пръти в състояние на доставка; 2). Първоначална термична обработка – нагряване при 1100°C за един час, последвано от охлаждане във вода. За всяко начално състояние, обект на сравнение са шест различни въздействия върху образците съгласно табл. 3.3., включващи заглаждащо или уякчаващо ДЗ – самостоятелно или в комбинация с последващо нагряване при 350°C за три часа. Информация за изследваните процеси в аспект на профили на въведените ОН и тяхната еволюция след нагряване е дадена в Гл. 3 (т. 6.2), а за микротвърдостта и процентното съдържание на индуцирания α' -мартензит – в Гл. 4 (т. 6).

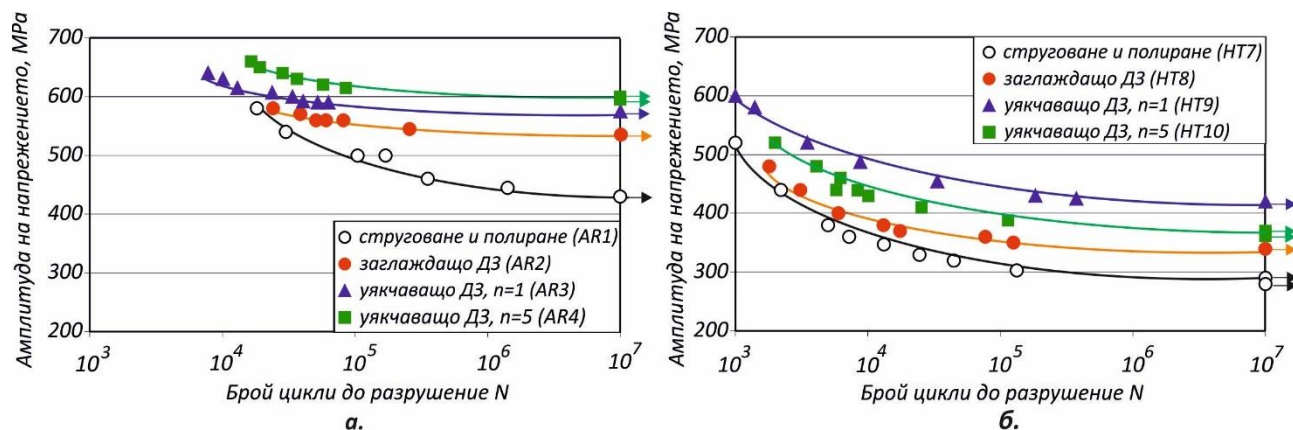
■ Подобряване на УД

Две основни групи уморни образци с форма на пясъчен часовник с геометрия според показаната на фиг. 5.5 са изработени върху струг CNC T200. Двете основни

групи образци са произведени в съответствие с двете начални състояния на стомана 304 SS (в състояние на доставка и първоначална термична обработка при 1100°C за един час, последвано от охлаждане във вода). Всяка от двете групи се състои от шест подгрупи, обработени и означени съгласно табл. 3.3. След струговане образците от подгрупи AR1 и HT7 са полирани с оглед на изискванията за грапавост. Уморното поведение на различните групи образци е изследвано на базата на уморни тестове на въртливо триточково огъване ($R = -1$) в съответствие със схемата, показана на фиг. 5.51 с честота 50 Hz на въздух.

S-N кривите на умора за двете начални състояния са показани на фиг. 5.66а, б, като якостта на умора за 10^7 цикъла се приема за граница на умора. Като цяло, за всички обработки, началното състояние, съответстващо на състояние на доставка показва по-висока якост на умора в сравнение с първоначалното състояние след термообработка. Това може да се обясни с първоначалната микроструктура на стоманата (Maximov et al., 2023). Състоянието на доставка се характеризира с по-фина зърнеста структура в сравнение с първоначалното състояние след термообработка и с наличието на карбиди по границите на зърната, които повишават якостта и твърдостта. В допълнение, стоманата претърпява значително горещо механично уякчаване по време на производствения процес на получените горещо валцувани пръти. Обратно, първоначалната термична обработка увеличава пластичността, но намалява твърдостта и якостта, а размерът на зърната се увеличава. И за двете начални състояния ДЗ значително повишава якостта на умора, вкл. границата на умора. За състоянието при доставка, границата на умора за стругованите и полирани образци, приета за база (RC1), е 440 MPa (фиг. 5.66а). Прилагането на заглаждащо ДЗ, реализирано като еднопреходен процес (AR2), повишава границата на умора до 540 MPa , т.е. увеличението в сравнение с RC1 е 22,7%. Уякчаващото ДЗ с един преход DB (AR3) увеличава границата на умора в сравнение с RC1 с 31,8%, от 440 на 580 MPa . Най-голямо увеличение на границата на умора се постига след уякчаващо ДЗ с пет прехода (AR4) от 440 до 605 MPa , т.е. с 37,5%. Увеличаването на якостта на умора, дължащо се на ДЗ, е по-голямо в областта на многоцикловата умора в сравнение с малоцикловата умора. Вероятната причина за това е по-голямата степен на релаксация на ОН в областта на малоцикловата умора, което е свързано с голямата амплитуда на напреженията на огъване. За първоначалното състояние след термообработка границата на умора на групата образци, които не са подложени на ДЗ, приета за база (RC2), е 290 MPa . Относителното увеличение на границата на умора чрез заглаждащо ДЗ (HT8), уякчаващо еднопреходно ДЗ (HT9) и уякчаващо ДЗ с пет прехода DB (HT10) е съответно 17,2%, 44,8% и 27,6%, т.е. от 290 до 340 , 420 и 370 MPa . За разлика от състоянието на доставка, по-големият брой преходи на инструмента ($n = 5$) редуцира границата на умора в сравнение с уякчаващото ДЗ с един преход ($n = 1$), независимо от по-високите ОН на натиск. Една от причините за това е, че ПС и ППС достигат стабилизирания цикъл за по-малко от пет прехода, следствие от циклично натоварване при ДЗ

(Maximov et al., 2019b), респ. наблюдава се смекчаващ ефект за $n = 5$. От гледна точка на границата на умора, заглаждащото ДЗ е значително по-ефективно за състояние на доставка в сравнение с първоначалното състояние след термообработка. Една от причините за това са значително по-високите напрежения на натиск, въведени в материала в състояние на доставка.

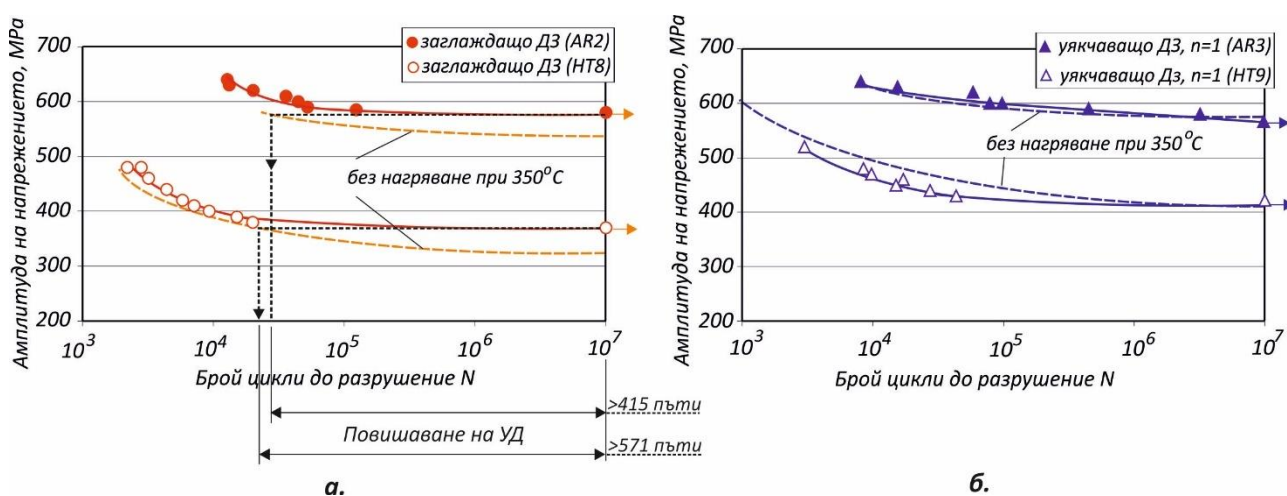


Фиг. 5.66 S-N криви на умора
а). в състояние на доставка;
б). термообработка при 1100°C за един час и закаляване във вода

Якостта на умора и особено границата на умора на образците, подложени на заглаждащо ДЗ, се увеличава (фиг. 5.67а) и за двете начални състояния, когато след студената пластична деформация образците се нагряват при 350°C за три часа, въпреки релаксацията на ОН, въведени чрез ДЗ (виж фиг. 3.52) и обратната частична α' -мартензитна трансформация (виж фиг. 4.44). За състоянието на доставка границата на умора се увеличава от 540 на 580 MPa, т.е. със 7,4%, докато увеличението за първоначалното състояние след термообработка е 8,82% от 340 на 370 MPa. Поради малкия наклон на кривите на умора, увеличението на УД е значително повече от 415 пъти по-голямо за състоянието на доставка и повече от 571 пъти по-голямо за първоначалното състояние след термообработка (виж фиг 5.67а). Възможна причина за повишената якост на умора и УД е зависимото от времето дифузионно-базирано стареене на пластично деформирани ПС и ППС, афектирани от ДЗ (Maximov et al., 2023). Повишената плътност на дислокациите вследствие ДЗ, е достатъчна, за да настъпи дисперсионно стареене по време на последващото нагряване при 350°C в продължение на три часа, а дисперсионното стареене води до уякчаване на ПС. Движението на дислокации през кристалите е силно възпрепятствано от наличието на малки въглеродни атоми в тези кристали. По този начин съпротивлението на плъзгане между атомите се увеличава значително, което води до увеличаване на границата на провлачване. Затрудненото движение на дислокациите забавя групирането им в определени участъци по границите на зърната. Струпването на дислокации по границите предизвиква образуването на фокус (от който се зараждат уморните микро-пукнатини) при циклична умора. Следователно, дисперсионното стареене увеличава

времето за формиране на уморна макрупукнатина (в резултат на сли-ването на множество микропукнатини) и по този начин увеличава УД. Друга възможна причина за повишената якост на умора на неръждаема стомана AISI 304 в състояние на доставка е дисперсията на карбидите по границите на зърната, като по този начин се повишава устойчивостта на междукристална деформация.

Нагряването при 350°C за три часа след уякчаващо ДЗ с един преход не променя значително якостта на умора за нито едно от началните състояния на материала (фиг. 5.67б). Трудно е да се даде подробно обяснение на този феномен поради сложността и многостранността на протичащите процеси. В обобщение може да се заключи, че ползите (описани по-горе) от нагряване при 350°C в продължение на три часа след уякчаващо ДЗ с един преход са балансирани от отрицателния ефект на релаксация на ОН и обратната трансформация.



Фиг. 5.67 Влияние на допълнителното нагряване при 350°C след ДЗ върху УД
а). заглаждащо ДЗ; б). уякчаващо ДЗ с един преход

За да се изолира и оцени влиянието само на първоначалната термична обработка върху поведението на умора на стомана AISI 304, двете S-N криви на образци AR1 и HT7 (фиг. 5.66) се трансформират в двойна логаритмична координатна система (фиг. 5.68) като модели с три наклона (Tri-slope models), използвайки уравнението на [Basquin, \(1910\)](#):

$$S = CR^b, \quad (5.11)$$

където S е амплитудата на напрежението, използвана при всяко изпитване, а R е броят на повторенията на това напрежение, което е необходимо за разрушение. Трябва да се отбележи, че S-N диаграмата е приложима само за напълно противоположни напрежения, респ. когато коефициентът на асиметрия на цикъла е равен на -1.

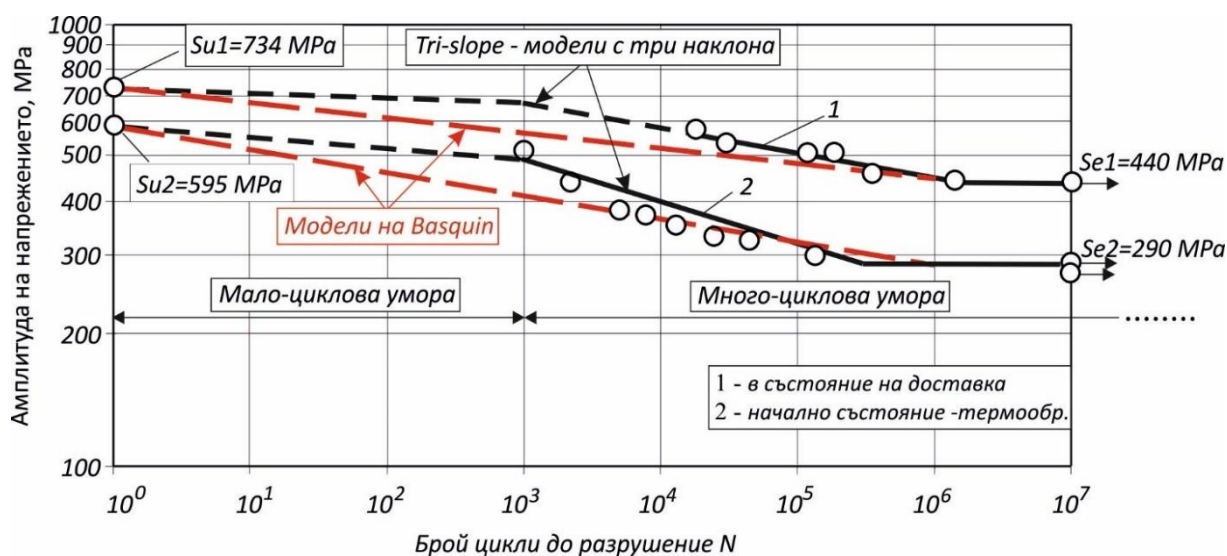
Апроксимиращите модели на Basquin с един наклон са прави линии в двойна логаритмична координатна система (червените пунктирани линии на фиг. 5.68). Константите C и b са изразени в уравнения (5.12) и (5.13):

$$C = S_u, \quad (5.12)$$

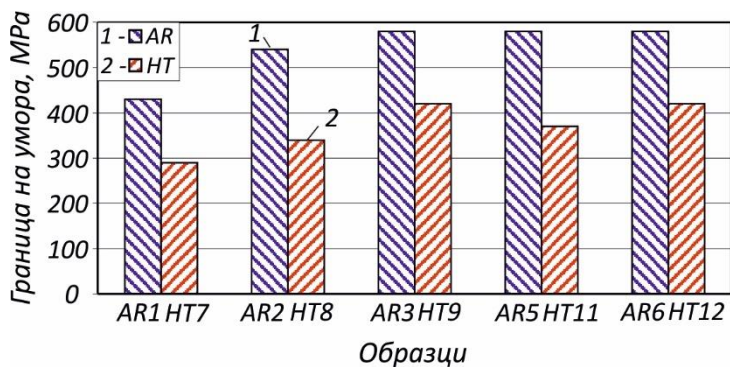
$$b = \frac{\log(S_e/S_u)}{6}, \quad (5.13)$$

където S_u е якостта на опън, S_e е границата на умора.

Изчисляват се числените стойности на коефициента на якост на умора C и експонентата на якост на умора b : 1). За състояние на доставка: $C = 734 \text{ MPa}$ и $b = -0.037$; 2). За първоначално състояние след термообработка: $C = 595 \text{ MPa}$ и $b = -0.052$. По-голямата абсолютна стойност на експонентата за якост на умора за образци HT7 в сравнение с образци AR1 показва, че първоначалната термообработка на AISI 304 подобрява устойчивостта срещу растеж на пукнатини, но намалява границата на умора, т.е. намалява устойчивостта срещу зараждане на пукнатини (Stephens et al., 2001). Обратно, в състояние на доставка, AISI 304 има по-ниска устойчивост срещу растеж на пукнатини, но по-високата граница на умора показва по-висока устойчивост срещу зараждане на пукнатини.



Фиг. 5.68 Влияние на началното състояние върху УД на необработени чрез ДЗ образци (AR1 и HT7)



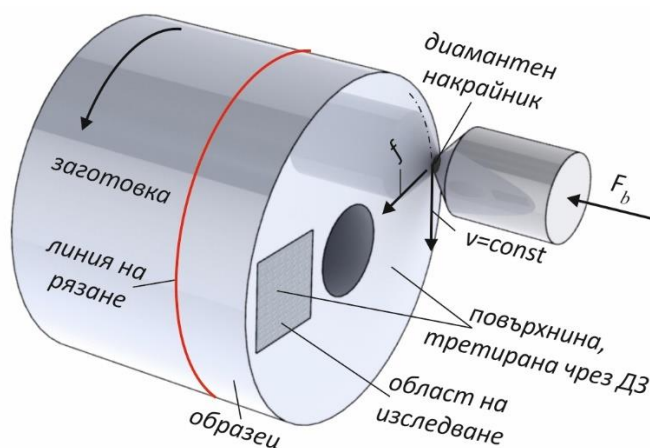
Фиг. 5.69 Влияние на ДЗ и термичната обработка върху границата на умора

Обобщена картина за влиянието на ДЗ, респ. интензивната повърхностна пластична деформация и последващата термична обработка при 350°C за три часа върху якостта на умора на образците е показана на фиг. 5.69. В състояние на доставка прилагането на комбиниран процес, включващ заглаждащо ДЗ и последваща термична обра-

ботка, водят до висока граница на умора (равна на тази, получена след уякчаващо ДЗ с един преход и само с 20 МРa по-малко от максимума от 600 МРa, получен след уякчаващо ДЗ с пет прехода).

■ Подобряване на корозионната устойчивост

Образците за изследване на корозионната устойчивост са изрязани от детайли, подложени на ДЗ, както е показано на фиг. 5.70. Размерите на образците са $\varnothing 26 \times 10 \text{ mm}$. Третирането и означенията на образците са в съответствие с табл. 3.3. Електрохимичните тестове са извършени в триелектродна корозионна



Фиг. 5.70 Образец за изследване на корозионната устойчивост

клетка, състояща се от платинен противоелектрод, наситен Hg/HgSO₄ референтен електрод и работен електрод, потопен вертикално. Площта на работния електрод, изложена на разтвора, е равна на 0.2 cm². Всички електроди се потапят в 80 ml естествено аериран разтвор 0,5 M H₂SO₄ при стайна температура. Електрохимичните измервания са проведени с помощта на потенциостат/гальваностат 263A (EG&G Princeton Applied Research), свър-

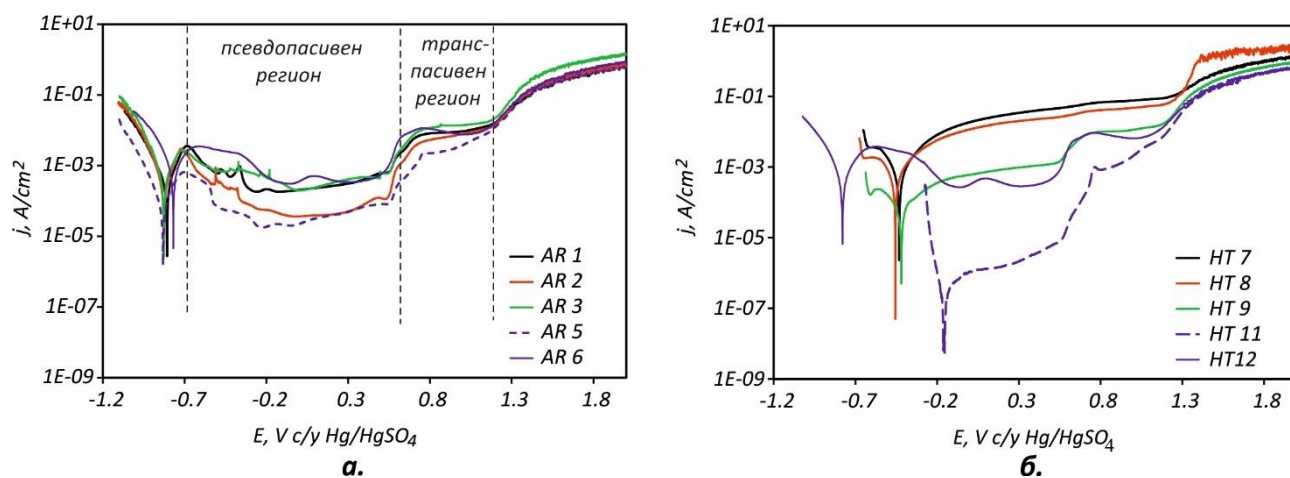
зан с компютър и контролер. Преди измерванията пробите са оставени да се стабилизират при потенциал на отворена верига (OCP) за 30 min. След стабилизиране потенциодинамичните поляризационни криви започват при потенциал от около -250 mV спрямо OCP до +2000 mV спрямо Hg/HgSO₄, като се използва 1 mV.s⁻¹ потенциална скорост на сканиране. Корозионните параметри (корозионен потенциал) и (плътност на тока на корозия) са извлечени от графиките на Tafel, а поляризационното съпротивление (R_p) е определено от уравнението на Stern–Geary, използвайки софтуер PARCalc Tafel Analysis. Скоростта на корозия (CR) е изчислена съгласно стандарта G102-89, като се използва у-ние (5.14):

$$CR = K_1 \frac{j_{corr}}{\rho} EW, \left(\frac{\text{mm}}{\text{yr}} \right), \quad (5.14)$$

Където $K_1 = 3.27 \times 10^{-3}$, (mm g/μA cm yr); j_{corr} е плътността на тока на корозия, определена от потенциодинамичната крива; $\rho = 7.86 \text{ g/cm}^3$ е плътността на стоманата; $EW = 25.48$ е еквивалентното тегло на стоманата.

Електрохимичните характеристики на стомана AISI 304, получени за състояние на доставка и първоначално състояние след термообработка, преди и след ДЗ, се определят чрез измервания на потенциала на отворена верига (OCP), последвани от потенциодинамични тестове. Потенциодинамичните поляриза-

ционни криви са изобразени на фиг. 5.71, а електрохимичните параметри са показани в табл. 5.3.



Фиг. 5.71 Представителни анодни PD поляризационни криви на образци, потопени в 0.5 M H₂SO₄ при температура на околната среда
а). в състояние на доставка; б). начално състояние след термообработка

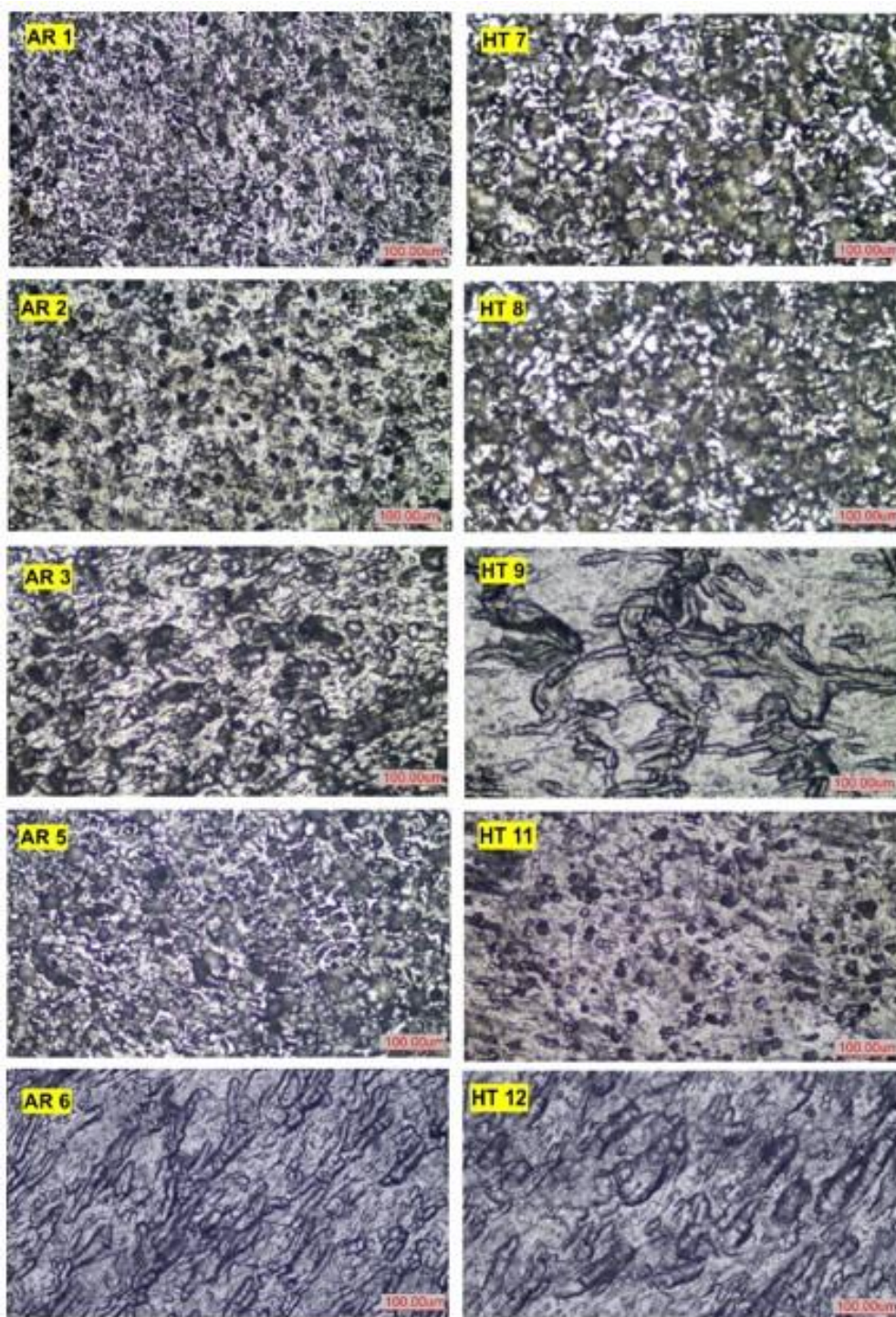
Представителни електрохимични параметри, получени от съответните поляризационни криви на образците

Таблица 5.10

Начално състояние	Образци	E_{ss} (mV c/y Hg/HgSO ₄)	E_{corr} (mV c/y Hg/HgSO ₄)	j_{corr} (mA.cm ⁻²)	R_p (Ω)	Темп на корозия CR (mm/yr)
В състояние а доставка	AR 1	-818	-808	0.392	318.9	0.0041
	AR 2	-857	-827	0.311	338.7	0.0033
	AR 3	-851	-827	0.518	238.2	0.0055
	AR 5	-851	-833	0.098	1359	0.001
	AR 6	-764	-770	1.814	156	0.019
Термооб- работка	HT 7	-401	-432	1.103	229.4	0.0116
	HT 8	-426	-456	1.620	290	0.0171
	HT 9	-389	-419	0.366	2190	0.0039
	HT 11	-22	-159	0.0004	411000	0.000004
	HT 12	-773	-779	0.876	257	0.009

Поляризационните криви на всички образци в състояние на доставка (фиг. 5.71a) имат подобно поведение – с образуване на псевдопасивен регион (от -500 до приблизително 500 mV спрямо Hg/HgSO₄) в анодната част и в задната част транспасивен регион (800–1200 mV спрямо Hg/HgSO₄) около същите потенциали. Подобно поведение е докладвано в (Oguzie et al., 2010). Последващото увеличение на плътността на тока (съответстващо на приблизително на $E = 1300$ mV) може да корелира с потенциала за питинг. Отклонението на тока след транспасивната област съответства на отделянето на кислород. Поляризационните диаграми на получените образци показват, че за разлика от AR1 и AR3, плътността на пасивиращия ток (j_{pass}) на образец AR2 е намалена над два

порядъка. Ямките на повърхността на образец AR2, подложен на ДЗ, се характеризират с по-малки размери в сравнение с, тези, наблюдавани на повърхностите на образци AR1 и AR3 (фиг. 5.72). По-малкото процентно съдържание на α' –мартензит в образци AR2 и AR5 след заглаждащо ДЗ и особено след последващо нагряване при 350°C за три часа (AR5), може да намали плътността на корозионния ток и темпа на корозия (CR) в сравнение със стругования образец (AR1) и образца, подложен на уякчаващо ДЗ (AR3).



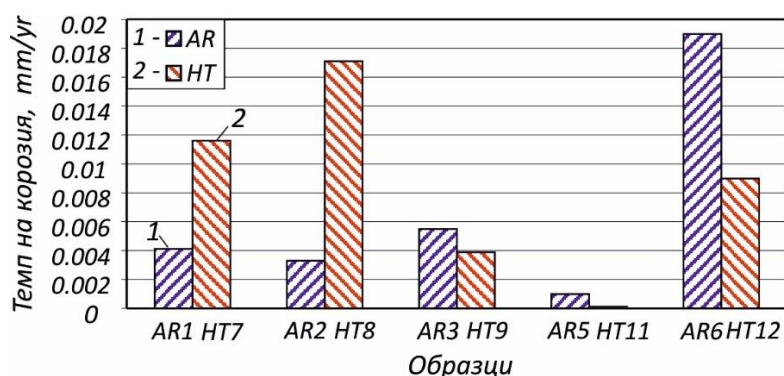
Фиг. 5.72 Микроструктурни изображения в корозиралата зона на образците

По-ниският корозионен ток и CR могат да бъдат свързани с най-голямата релаксация на ОН (виж фиг. 3.52), въведени чрез заглаждащо ДЗ и след нагряване при 350°C за три часа (AR5). Липсата на релаксация на ОН в мартензитната фаза, въведени чрез уякчаващо ДЗ след нагряване при 350°C (образец AR6), води до повишени стойности на j_{corr} , j_{pass} и CR в образец AR6.

Въпреки значителното увеличаване на потенциала на корозия, първоначално термообработеният стругован образец (HT7) и образецът, обработен чрез заглаждащо ДЗ (HT8), не показаха пасивна област в своите поляризационни криви, което означава, че процесът на пасивация е възпрепятстван. В допълнение, образци HT7 и HT8 показаха голямо количество ями с по-големи размери (фиг. 5.72), което показва чувствителността на пасивирания филм към локално увреждане. Тези наблюдения предполагат отрицателно влияние на тези обработки върху повърхностната корозионна устойчивост на стомана AISI 304. В сравнение със състоянието на доставка, в първоначално състояние след термообработка AISI 304 има едрозърнеста структура (Maximov et al., 2023), което обяснява това нарушено корозионно поведение. Степента на локализирана корозия е относително по-малка за образца, обработен чрез уякчаващо ДЗ (HT9). Паралелните прави ленти, които се виждат в корозиралата повърхност, показват отличителна изпъкнала геометрия на фона на почти равна заобикаляща област, с малки количества вдлъбнатини (фиг. 5.72). Първият ефект се отразява от по-високите стойности на поляризационното съпротивление (R_p), както е показано в табл. 5.10, което предполага повишена обща устойчивост на корозия. Според Liu and Frankel, (2006) по-високите ОН на натиск могат да намалят пасивната плътност на тока на 2024-T3 AA сплав в 1M NaCl. В настоящото изследване значително по-високите ОН на натиск в аустенита и по-ниските ОН, въведени в мартензита за образца, подложен на уякчаващо ДЗ (HT9) (виж фиг. 3.51), могат да ускорят намаляването на j_{corr} и j_{pass} . Въпреки че се смята, че повишената грапавост на повърхността прави повърхността на аустенитната стомана по-податлива както на обща, така и на точкова корозия (Shahryari et al., 2008), в настоящото изследване образец HT9, подложен на уякчаващо ДЗ, показва анодно изместване и намаление в сравнение с HT8 и не е възможно да се свърже увеличаването на грапавостта на повърхността на HT9 с по-високата устойчивост на корозия в сравнение с HT8.

Резултатите показват, че за първоначално термообработените образци, обработени с ДЗ, корозионната устойчивост на повърхността е подобрена значително след последващо нагряване при 350°C за три часа. По време на нагряване, дифузията на Cr благоприятства бързото образуване на богат на Cr защитен филм с превъзходна устойчивост на корозия (Hao et al., 2009). Същевременно, образец HT12 показва катодно изместване, въпреки че е по-малко в сравнение с образец HT7. Следователно, подобрената повърхностна пасивност, наблюдавана след ДЗ и нагряване при 350°C, не може да бъде свързана само с високотемпературно окисление. Малкото количество мартензит след заглаждащо ДЗ, най-ниската

грапавост на повърхността и най-високата релаксация на ОН в аустенитната фаза след последващото нагряване при 350°C може да обясни най-ниския темп на корозия за образец HT11. Някои автори твърдят, че катодното изместване, подобно на това, наблюдавано в образец HT12, се дължи на по-високата фракция мартензит (Balusamy et al., 2013). Интензивната повърхностна пластична деформация (HT12) предизвиква не само мартензитна трансформация (фиг. 4.44), но също така причинява дефекти, деформации и ОН, които влияят върху темпа на корозия. Подобно на състоянието на доставка, липсата на релаксация на ОН в мартензита (фиг. 3.52) и образуването на отвърнат мартензит с висока дислокационна плътност и диспергирани утайки може да осигури голям брой активни центрове, които насърчават темпа на корозия в образец HT12 (табл. 5.10). За образец HT9 е получена ниска стойност на темпа на корозия (втори по ранг за първоначално състояние след термична обработка), независимо от високото процентно съдържание на обемната фракция мартензит, относително високата грапавост на повърхността и значителните ОН на натиск. От това следва, че не се наблюдава ясно изразена корелация между обемната фракция на мартензитната фаза, грапавостта на повърхността и ОН на образците, и корозионното поведение в 0,5 М Н₂SO₄ на образците от AISI 304, подложени на ДЗ. Когато целта е да се максимизира повърхностната корозионна устойчивост, подходящо е да се комбинира заглаждащо ДЗ с един преход и последващо нагряване при 350°C



Фиг. 5.73 Влияние на ДЗ и термичната обработка върху темпа на корозия CR

за три часа. За понижаване на CR, заглаждащото ДЗ е значително по-ефективно за първоначално състояние след термообработка в сравнение със състояние на доставка. Последователните въздействия чрез закаляване при 1100°C, заглаждащо ДЗ и последващо нагряване при 350°C за три часа (HT11)

осигуряват синергиен ефект върху темпа на корозия на стомана AISI 304 поради благоприятното комплексно действие на много фактори (микроструктура, съотношение на аустенитна и мартензитна фази, пластична деформация, ОН и ПТ).

Фиг. 5.73 показва обобщена картина на влиянието на интензивната повърхностна пластична деформация (ДЗ) и термичната обработка върху темпа на корозия CR на стомана AISI 304.

Литература към Глава V:

Balusamy T, Sankara Narayanan TSN, Ravichandran K, Park IS, Lee MH (2013) Influence of surface mechanical attrition treatment (SMAT) on the corrosion behaviour of AISI 304 stainless steel. *Corrosion Science* 74 332-344

Basquin OH (1910) The exponential law of endurance tests. *Proceedings of the Thirteenth Annual Meeting of American Society for Testing Materials, Atlantic City, New Jersey, June 28 – July 2 1910* Volume X pp. 625-630

Chen Y, Gong W, Kang R (2020) Review and propositions for the sliding/impact wear behaviour in a contact interface, *Chin. J. Aeronaut.* 33 (2) 391–406

Duncheva G, Maximov J, Anchev A, Dunchev V, Argirov Y, Velkov S (2023) Modeling and Optimization of Surface Integrity and Sliding Wear Resistance of Diamond-Burnished Holes in Austenitic Stainless Steel Cylinder Lines. *Machines* 11 872. <https://doi.org/10.3390/machines11090872>

Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VD, Argirov YB, Kandeveva-Ivanova M. (2022a) Enhancement of the wear resistance of CuAl9Fe4 sliding bearing bushings via diamond burnishing. *Wear* 510-511 204491

Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB (2021a) Improvement in wear resistance performance of CuAl8Fe3 single-phase aluminum bronze via slide diamond burnishing. *J Mater Eng and Perform* 31 2466-2478

Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB (2021b) Multi-objective optimization of internal diamond burnishing process, *Mater. Manuf. Process.*, <https://doi.org/10.1080/10426914.2021.1981937>

Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB, Ganev N, Capek J (2021c) Fatigue strength improvement in CuAl8Fe3 bronze via diamond burnishing. *J Braz. Soc. Mech. Sci. Eng* 43:569 DOI: 10.1007/s40430-021-03296-8

Duncheva GV, Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Argirov YB, Ganev N, Drumeva DK. (2022b) Improvement of surface integrity of CuAl8Fe3 bronze via diamond burnishing. *Int J Adv Manuf Technol* 119 5885-5902

Duncheva GV, Maximov JT, Dunchev VP, Anchev AP, Atanasov TP (2021d) Improvement in Fatigue Performance of 2024-T3 Al Alloy Via Single Toroidal Roller Burnishing. *J Mater Eng and Perform* 30(3) 2256–2266

Dwivedi DK (2018) *Surface Engineering: Enhancing Life of Tribological Components*; Springer: New Delhi, India, ISBN 978-81-322-3779-2

Fouad Y, Mhaede M, Wagner L (2010) Effect of mechanical surface treatments on fatigue performance of extruded ZK60 alloy, *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 34 403–407

Hao Y, Deng B, Zhong C, Jiang Y, Li J (2009) Effect of surface mechanical attrition treatment on corrosion behaviour of 316 stainless steel. *Journal of Iron and Steel Research, International* 16(2) 68-72

Khonsaru MM, Ghatrehsamani S, Akbarzadeh S (2021) On the running-in nature of metallic tribo-components: a review, *Wear* 474–475 203871

Korzynski M, Dudek K, Kruczek B, Kocurek P (2018) Equilibrium surface texture of valve stems and burnishing method to obtain it. *Tribol. Int.* 124 195–199

- Liu X, Frankel GS (2006) Effects of compressive stress on localized corrosion in AA2024-T3. *Corros. Sci.* 48 3309-3329
- Madireddy G, Li C, Liu J, Sealy MP (2019) Modeling thermal and mechanical cancellation of residual stress from hybrid additive manufacturing by laser peening. *Nanotechnology and Precision Engineering* 2 49-60 <http://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>
- Maximov J, Duncheva G (2023) The Correlation between Surface Integrity and Operating Behaviour of Slide Burnished Components—A Review and Prospects. *Appl. Sci.* 13 3313. <https://doi.org/10.3390/app13053313>
- Maximov J, Duncheva G, Anchev A, Dunchev V, Argirov Y (2022a) Effect of Diamond Burnishing on Fatigue Behaviour of AISI 304 Chromium-Nickel Austenitic Stainless Steel. *Materials* 2022, 15, 4768. <https://doi.org/10.3390/ma15144768>
- Maximov J, Duncheva G, Anchev A, Dunchev V, Argirov Y, Nikolova M (2023) Effects of Heat Treatment and Diamond Burnishing on Fatigue Behaviour and Corrosion Resistance of AISI 304 Austenitic Stainless Steel. *Appl. Sci.* 13 2570. <https://doi.org/10.3390/app13042570>
- Maximov J, Duncheva G, Anchev A, Dunchev V, Argirov Y, Todorov V, Mechkarova T (2022b) 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>
- Maximov JT, Anchev AP, Dunchev VP, Ganev N, Duncheva GV, Selimov KF (2017) Effect of slide burnishing basic parameters on fatigue performance of 2024-T3 high aluminium alloy. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 40 (11) 1893-1904
- Maximov JT, Anchev AP, Duncheva GV, Ganev N, Selimov KF, Dunchev VP (2018a) Impact of slide diamond burnishing additional parameters on fatigue behaviour of 2024-T3 Al alloy. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 1–11
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Dunchev VP (2019a) Crack resistance enhancement of joint bar holes by slide diamond burnishing using new tool equipment. *Int J Adv Manuf Technol.* <https://doi.org/10.1007/s00170-019-03405-x>
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Dunchev VP, Ichkova MD (2020a) Improvement in fatigue strength of 41Cr4 steel through slide diamond burnishing. *J Braz Soc Mech Sci Eng* 42:197 DOI: 10.1007/s40430-020-02276-8
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ganev N, Amudjev IM, Dunchev VP (2018b) Effect of slide burnishing method on the surface integrity of AISI 316Ti chromium-nickel steel, *J Braz Soc Mech Sci Eng* 40 (4) 194
- Maximov JT, Duncheva GV, Anchev AP, Ganev N, Dunchev VP (2019b) Effect of cyclic hardening on fatigue performance of slide burnished components made of low-alloy medium carbon steel. *Fatigue Fract Eng Mater Struct* 42(6) 1414-1425
- Maximov JT, Duncheva GV, Mitev IN (2009) Modeling of Residual Stress Relaxation Around Cold Expanded Holes in Carbon Steel, *J. Constr. Steel Res.* 65(4) 909–917
- Maximov JT., Duncheva GV., Anchev AP, Dunchev VP (2020b) Slide burnishing versus deep rolling - a comparative analysis. *Int J Adv Manuf Technol* 110 (7-8) 1923-1939
- Muhammad KY, Muhammad M, Haider AA, Sajawal H, Saheed K (2018) Effect of heat treatment on tribological characteristics of CuAl10Ni5Fe4 nickel aluminium bronze. *Key Engineering Materials* 778 61-67
- Oguzie EE, Li J, Li Y, Chen D, Li Y, Yang K, Wang F (2010) The effect of Cu addition on the electrochemical

corrosion and passivation behavior of stainless steel. *Electrochim. Acta*, 2010, 55 5028

Proust G, Retraint D, Chemkhi M, Roos A, Demangel C (2015) Electron Backscatter Diffraction and Transmission Kikuchi Diffraction Analysis of an Austenitic Stainless Steel Subjected to Surface Mechanical Attrition Treatment and Plasma Nitriding. *Microscopy and Microanalysis* 1-8 doi:10.1017/S1431927615000793

Radziejewska J, Skrzypek SJ (2009) Microstructure and residual stresses in surface layer of simultaneously laser alloyed and burnished steel. *Journal of materials processing technology* 209 2047–2056 doi:10.1016/j.jmatprotec.2008.04.067

Sadawy MM (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

Sedlacek M, Podgornik B, Vizintin J (2012) Correlation between standard roughness parameters skewness and kurtosis and tribological behaviour of contact surface. *Tribol. Int.* 48 102–112

Shahryari A, Kamal W, Omanovic S (2008) The effect of surface roughness on the efficiency of the cyclic potentiodynamic passivation (CPP) method in the improvement of general and pitting corrosion resistance of 316LVM stainless steel. *Mater. Lett.* 62 3906-3909

Stephens RI, Fatemi A, Stephens RR, Fuchs HO (2001) *Metal Fatigue in Engineering*. John Wiley & Sons Inc., New York, 2001

Sunny S, Mathews R, Yua H, Malik A (2022) Effects of microstructure and inherent stress on residual stress induced during powder bed fusion with roller burnishing. *International Journal of Mechanical Sciences* 219 107092

Tabor D (2006) Chapter 7. Friction, Lubrication, and Wear (In *Mechanical Design Handbook*), McGraw-Hill, 2006

Tian Y, Shin YC (2007) Laser-assisted burnishing of metals. *International Journal of Machine Tools & Manufacture* 47 (2007) 14–22 doi:10.1016/j.ijmachtools.2006.03.002

Tobola D, Kania B (2018) Phase composition and stress state in the surface layers of burnished and gas nitrided Sverker 21 and Vanadis 6 tool steels. *Surface & Coatings Technology* 353 105–115 <https://doi.org/10.1016/j.surfcoat.2018.08.055>

Tobola D, Liskiewicz T, Yang L, Khan T, Boron L (2021) Effect of mechanical and thermochemical tool steel substrate pre-treatment on diamond-like carbon (DLC) coating durability. *Surf. Coatings Technol.*, 422, 127483

Tobola D, Morgiel J, Maj L (2020) TEM analysis of surface layer of Ti-6Al-4V ELI alloy after slide burnishing and low-temperature gas nitriding. *Appl. Surf. Sci.* 515 145942

Vuchkov IN, Vuchkov II (2009) *QStatLab Professional*, v. 5.5-statistical quality control software. User's manual, Sofia

Yin YL, Yu HL, Wang HM, Song ZY, Zhang Z, Ji XC, Cui TH, Wei M, Zhang W (2020) Friction and wear behaviours of steel/bronze tribopairs lubricated by oil with serpentine natural mineral additive, *Wear* 456–457 203387

Zhuang WZ, Halford GR (2001) Investigation of Residual Stress Relaxation under Cyclic Load, *Int. J. Fatigue* 23 S31–S37

Дунчева ГВ (2017) Синтез и оптимизация на методи за повишаване на уморната дълготрайност на метални конструкционни елементи с отвори. Дисертация за получаване на научната степен „доктор на науките“, Габрово