

LÉZERSZINTERELT TI-6AL-4V ALKATRÉSZEK KIFÁRADÁSÁNAK VIZSGÁLATA

FATIGUE TESTING OF LASER-SINTERED TI-6AL-4V COMPONENTS

Bán Krisztián^{0000-0001-9262-1784 1*}, Hlinka József^{0000-0001-8737-6913 1},
Fehér Bálint^{0009-0008-1802-4074 2}, Kovács Péter^{0009-0003-8547-8256 1}

¹ Gépjárműtechnológia Tanszék, Közlekedésmérnöki és Járműmérnöki Kar,
Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Budapest, Magyarország

² MouldTech Systems Kft., Zalaegerszeg, Magyarország
<https://doi.org/10.47833/2025.2.ENG.009>

Kulcsszavak:

additív gyártás
Ti-6Al-4V
DMLS
fárasztó vizsgálat

Keywords:

Additive Manufacturing
Ti-6Al-4V
DMLS
Fatigue testing

Cikktörténet:

Beérkezett 2025. augusztus 14.
Átdolgozva 2025. szeptember 9.
Elfogadva 2025. október 2.

Összefoglalás

A szelektív lézeres szintereléssel gyártott Ti-6Al-4V ötvözet kifáradási viselkedését vizsgáltuk hőkezeletlen és feszültségcsökkentő hőkezelésen átesett próbatesteken. Az ASTM E466-15 szabvány szerinti minták EOS M100 berendezéssel, EOS Titanium Ti64 porból készültek. A hőkezelt mintákon feszültségmentesítő hőkezelést végeztünk 650°C-on, 3 órás hőntartással. A 10 Hz frekvenciájú, erővezérelt fárasztóvizsgálatokat több feszültség szinten végeztük, a maximális terhelések a folyáshatár 9–90%-át tették ki. A regressziós elemzés igazolta, hogy a hőkezelés mérsékelte a belső feszültségeket, csökkentette a vizsgálat szórását, és az S-N görbét magasabb szintre tolta, javítva ezzel a kifáradási teljesítményt.

Abstract

The fatigue behavior of additively manufactured Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser sintering was investigated on both as-built and stress-relieved specimens. Test samples, designed according to ASTM E466-15, were manufactured using an EOS M100 system with EOS Titanium Ti64 powder. Stress-relieved specimens underwent a heat treatment at 650°C with a 3-hour holding time. Force-controlled fatigue tests were conducted at 10 Hz across multiple stress levels, with maximum loads corresponding to 9–90% of the measured yield strength. Regression analysis confirmed that the heat treatment reduced residual stresses, decreased data scatter, and shifted the S–N curve to higher levels, thereby improving fatigue performance.

1. Bevezetés

Az additív gyártás, és azon belül a szelektív lézeres olvasztás (DMLS, SLM) napjainkban egyre szélesebb körben alkalmazott ipari technológia, azonban a különféle ötvözetekből és speciális rendeltetésű alapanyagokból előállított alkatrészek tulajdonságairól továbbra is viszonylag kevés

* Kapcsolattartó szerző.
E-mail cím: ban.krisztian@kjk.bme.hu

megbízható ismeret áll rendelkezésünkre. Az SLM/DMLS technológiával gyártott Ti-6Al-4V (Ti64) ötvözet nagy statikus szilárdságot és kedvező tömeg–szilárdság arányt biztosít, ugyanakkor kífáradással szembeni érzékenysége komoly korlátozó tényező. Ennek fő okai a gyártási folyamatból eredő maradó feszültségek, a jelentős felületi érdesség, valamint a belső hibák – például pórusok és olvadáshiányos területek – jelenléte. A fárasztóvizsgálatok egyértelműen jelzik, hogy az as-built (utólagos hőkezelés nélküli) állapotban készült próbatestek élettartama nagy szórást mutat, és a kífáradási határak alacsony. Ebben kiemelt szerepet játszik az alkatrész felületén mérhető, gyakran a folyáshatárt is megközelítő maradó feszültség. A feszültségmentesítő hőkezelés elsődleges célja ezen belső feszültségek csökkentése a mikrostruktúra jelentős átalakítása nélkül [1] [2] [3] [4].

A feszültségmentesítő hőkezelés során az elkészült alkatrészeket általában 450–650°C hőmérséklettartományban, több órán keresztül hőkezelik, majd levegőn vagy kemencében hűtik le. Az ASTM F3001 szabvány is ebben a hőmérsékleti tartományban javasolja a feszültségmentesítést L-PBF Ti-6Al-4V ötvözetekhez, és az alapanyagot gyártó EOS vállalat is hasonló paraméterekkel rendelkező (650°C-on 3 óra hőntartás) [6] hőkezelést javasol. A folyamat során a diszlokációsűrűség csökken, valamint mérséklődnek a gyártás közbeni hőciklusokból eredő belső feszültségek. A finom α' -martenzites szemcseszerkezet csak kis mértékben durvul, és az $\alpha+\beta$ fázisok aránya általában nem változik a feszültségmentesítő hőkezelés tartományában [3] [5].

Eshawish és munkatársai SLM Ti-6Al-4V alapanyagon végzett feszültségmentesítő hőkezelést követő mechanikai vizsgálatai azt mutatták, hogy a feszültségmentesítő hőkezelés csökkenti a mechanikai vizsgálatok szórását. A porozitás függvényében változik a repedés kiindulásának módja. A porozitás növekedésével nő a lehetősége annak, hogy a repedés a pórusok felületéről is indul és nem csak az alkatrész külső felszínéről. A porozitás csökkentése és a térfogatban való egyenletes eloszlása a kífáradási élettartam növekedését eredményezi [7].

Frkan és munkatársai SLM Ti-6Al-4V alapanyagon többféle feszültségmentesítő hőkezelési ciklust vizsgáltak. A hőkezelt próbatestek kífáradással szembeni ellenállása javult az as-built állapothoz képest, a nagyobb hőkezelési hőmérséklet, nagyobb kífáradási határt eredményezett. A kífáradási határ növekedésének hátterében egyrészt a belső feszültségek csökkenése, másrészt a részleges mikrostruktúra-relaxáció áll, amelyek együttesen késleltetik a repedés kialakulását [8].

Tusher és munkatársai L-PBF technológiával gyártott Ti-6Al-4V ötvözetben végzett kísérletei egyértelműen kimutatták, hogy a feszültségmentesítő hőkezelés javítja az anyag nagyciklusú kífáradási határát az as-built állapothoz képest. A repedés kialakulásának helyét elsősorban az anyagon belüli hibák méretének eloszlása és a felület állapota határozza meg. A hőkezelés mérsékli az anyag hibákra való érzékenységét a belső feszültségek csökkentése révén. Ha az anyagfolytonossági hibák nagyok vagy éles kontúrral rendelkeznek, azok kisebb igénybevételnél is repedésindító helyekké válhatnak. Az eloszlás jellege – például, hogy sok kisméretű vagy kevés nagyméretű hiba/porozitás van – meghatározza a kífáradási tulajdonságokat és a repedés keletkezésének valószínűségét. A felület állapota alatt az alkatrész felszínének minősége értendő, beleértve az érdességet, a felületi hibák jelenlétét (pl. kiemelkedő vagy besüllyedt részecskék, olvadásból visszamaradt cseppek). Ez a paraméter alapvetően befolyásolja, hogy a feszültségkoncentrációk milyen könnyen alakulnak ki a felszínen, amelyekből repedés indulhat ki [9].

A szakirodalom szerint [2] [10] a feszültségmentesítő hőkezelés önmagában ritkán éri el a kovácsolt anyagokra jellemző kífáradási határt, ugyanakkor következetesen magasabb szintre tolja az S–N görbét, és csökkenti az eredmények szórását. A módszer különösen hatékony, ha a kífáradási élettartamot elsősorban a maradó feszültség korlátozza, nem pedig nagyméretű, éles kontúrú belső porozitás.

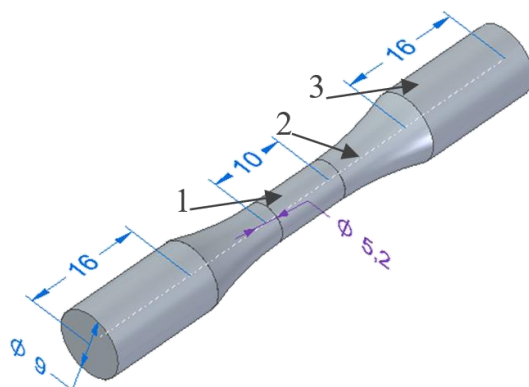
Az as-built állapotú alkatrészek felületi érdessége (R_a jellemzően 10–30 μm) az egyik legjelentősebb tényező, amely korlátozza az alkatrész kífáradási határát. A belső feszültségek csökkentésére irányuló hőkezelés önmagában nem változtatja meg a felületi érdességet, viszont megmunkálással kombinálva – azonos belső porozitás mellett – lényegesen nagyobb élettartam-növekedést eredményezhet, mint a hőkezelés önmagában. Jimenez és munkatársai megállapították, hogy a különféle utófeldolgozási módszerek és a felületminőséget javító beavatkozások együttes alkalmazása eredményezi a legnagyobb kífáradási határt [5] [11].

SLM technológiával gyártott Ti-6Al-4V alapanyagból gyártott as-built és hőkezelt állapotú mintadarabok fraktográfiai elemzése azt mutatják, hogy a hőkezelés után a repedés megindulásában nagyobb szerepet kapnak a belső, kisebb és gömbszerű pórusok a felszínhez közeli, élesebb hibákkal szemben. Ennek következtében a repedés kialakulása az alkatrész belső részében kezdődhet meg, nem a külső felületén. Ez a változás késlelteti a repedés kezdetét és lassítja a korai repedésterjedést, mert a repedés útja összetettebbé, több irányváltást tartalmazóvá válik, ami nagyobb repedésterjedési küszöböt (ΔK_{th}) eredményezhet [12].

A hőmérséklet és a hűtési idő egymásra gyakorolt hatása miatt magasabb hőmérsékleten rövidebb ideig tartó hőkezelés is elegendő lehet. Anyagvizsgálatok szerint 1 óra 595°C-on végzett feszültségmentesítő hőkezelés közel azonos hatású lehet, mint 5 óra 540°C-on a belső feszültségek csökkentése szempontjából. Ugyanakkor, ha a hőmérséklet túl közel kerül az $\alpha+\beta$ tartomány felső részéhez, jelentősebb szemcseszerkezet durvulás és kedvezőtlen textúraváltozás léphet fel, ami rontja a kifáradási teljesítményt. A gyakorlatban az SLM technológiával gyártott Ti-6Al-4V alkatrészek esetében 600–650°C-on, 2–4 órán át végzett hőkezelés eredményezi a legjobb eredményt [3].

2. Próbatetek és vizsgálati módszerek

A vizsgálati próbatetek kialakítása az ASTM International [13] vonatkozó előírásain alapult. Az 1. ábra szemlélteti a minták geometriai méreteit. A hivatkozott szabvány [13] meghatározza a próbatetek alak- és mérettűréseit, valamint a megengedett felületi érdességi követelményeket. Az egytengelyű, húzó igénybevételű fárasztóvizsgálatokhoz a terheléseloszlás homogenitásának biztosítása érdekében kör keresztmetszetű, hengeres mintákat alkalmaztunk. A próbatest névleges átmérőjét úgy választottuk meg, hogy az a 25 kN teherbírású szakítógép kapacitásán belül maradjon.

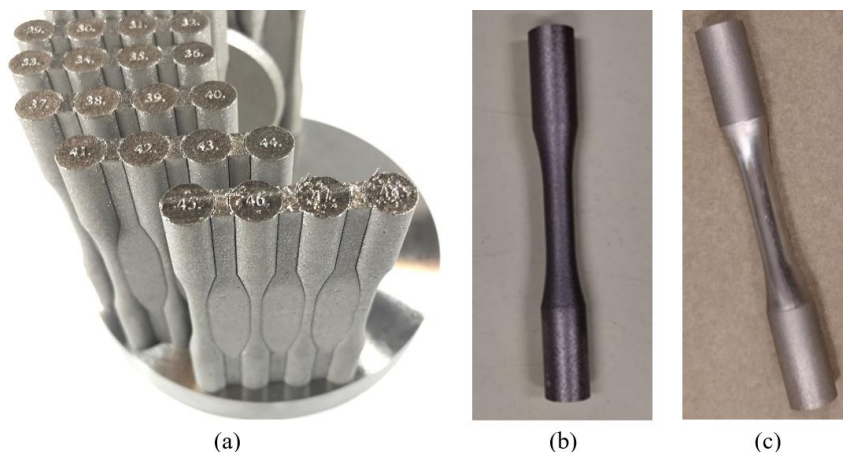


1. ábra. A fárasztó próbatetek geometriája az ASTM E466-15 szabvány szerint. A próbatest részei 1. hengeres rész, 2. átmeneti rész lekerekítéssel, 3. befogó fej.

A próbatetek gyártása egy EOS M100 típusú DMLS/SLM géppel, EOS Titanium Ti64 [6] alapanyag felhasználásával történt. A gyártási folyamat során a gyártó által meghatározott, alapértelmezett paraméterkészletet (Default Parameters, DP) alkalmaztuk. Valamennyi próbatest függőleges, álló helyzetben készült, kiegészítő támasztékok beépítésével (2.(a) ábra), amelyek célja a gyártási folyamat közben fellépő alakváltozások és geometriai torzulások megelőzése volt. A fárasztóvizsgálatok során a ciklikus terhelés iránya megegyezett a Z építési iránnyal. Ez az orientáció jellemzően a legnagyobb felületi érdességgel rendelkező alkatrészeket eredményezi, valamint növeli a rétegek összeolvadásánál előforduló hibák gyakoriságát.

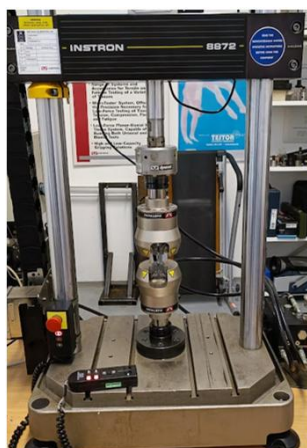
A hőkezelési folyamat során a mintadarabokat 230°C/óra ütemben melegítettük fel. A 650°C-os hőmérséklet elérése után a próbatesteket 3 órán keresztül hűtöttük, biztosítva, hogy az alkatrészek teljes térfogatában kialakuljon a kívánt hőmérséklet. A lehűtést lassan, a kemencében hagyva végeztük, amely körülbelül 6–7 órát vett igénybe. A 650°C-os csúcshőmérséklet a Ti-6Al-4V ötvözet esetében nem idéz elő fázisátalakulást, így a beavatkozás célja kizárólag a gyártási folyamatból származó maradó belső feszültségek mérséklése volt.

Az alkalmazott szabvány előírásai szerint a próbatestek 10 mm hosszúságú, hengeres vizsgálati szakaszának átlagos felületi érdessége (R_a) nem haladhatta meg a $0,2 \mu\text{m}$ értéket. A szabvány továbbá meghatározta, hogy a végső csiszolási lépést kizárólag axiális irányban – a próbatest hossz tengelyével párhuzamosan – szabad elvégezni. A próbatestek gyártása ráhagyással történt, a végső geometriai forma kialakítását csiszolással végeztük. A megmunkálás megkezdése előtt minden darab főbb geometriai paramétereit rögzítettük. A csiszolási folyamat hat, fokozatos finomságú szakaszból állt, mely során szilícium-karbid (SiC) csiszolópapírt alkalmaztunk P120, P240, P400, P600 és P800 szemcseméretben. A megmunkálás a hengeres vizsgálati részt, valamint a nyaki, lekerekített átmeneti szakaszokat egyaránt érintette. A gépi csiszolás következtében a hengeres felületen a hossz tengelyre merőleges barázdák keletkeztek, ezért a befejező műveletet kézi megmunkálással, tengelyirányú mozdulatokkal végeztük P1000 finomságú csiszolópapírral, teljes mértékben eltávolítva az érintőleges irányú barázdákat (lásd 2.(c) ábra). A kézi csiszolás eredményeként a felületen kizárólag tengelyirányú mikrobarázdák maradtak. A felületi érdességet a minták előkészítését követően két mérési módszerrel vizsgáltuk. A Rodenstock RM600 lézeres felületi topográf átlagosan $R_a=0,19 \mu\text{m}$ értéket mutatott, míg a Mitutoyo SurfTest 301 tapintós érdességmérővel végzett mérések átlagosan $R_a=0,11 \mu\text{m}$ értéket adtak. Egyik mérés során sem tapasztaltunk a $0,2 \mu\text{m}$ -es határértéknél durvább felületet. A végső csiszolást követően a próbatestek méreteit ismét rögzítettük, így meghatároztuk az eltávolított felületi réteg vastagságát, amely körülbelül $0,04\text{--}0,075 \text{ mm}$ volt (átmérőben mérve: $0,08\text{--}0,15 \text{ mm}$).



2. ábra. A fázisító próbatestek az építési platformon (a), a próbatest nyers, "gyártás utáni" felülettel (b) és a próbatest a P1000-es csiszolópapírral történő csiszolás után (c). [4]

Az előkészítési folyamatot követően a próbatesteket egy INSTRON 8872 típusú, szervohidraulikus működésű fázisító gépbe rögzítettük, ékpályás szorítópofták alkalmazásával. A vizsgálatok erővezérelt üzemmódban, ciklikus terhelés mellett zajlottak.



$$R_p = 1\,200 \text{ MPa} \quad S_0 = 20,43 \text{ mm}^2 \\ (d_0 = 5,1 \text{ mm})$$

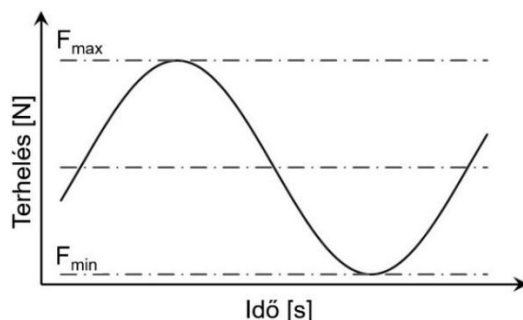
$$F_p = 24\,500 \text{ N}$$

Terhelési szint	$F_{\max} \text{ (N)}$
90%	22 000
50%	12 250
25%	6 125
15%	3 675
12,5%	3 000
9%	2 200

3. ábra. A fázisító vizsgálatok elvégzéséhez használt Instron 8872 berendezés és terhelések

A méréseket hat különböző névleges feszültség szinten végeztük: a folyáshatár 90%, 50%, 25%, 15%, 12,5% és 9%-ának megfelelő terheléssel. Minden terhelési szinten legalább három, értékelésre alkalmas próbatesttörést határoztunk meg követelményként. Értékelhetőnek azokat a mintákat tekintettük, amelyek törése a hengeres vizsgálati szakaszban vagy a hengeres és a nyaki rész közötti átmeneti zónában következett be.

A fárasztóvizsgálatok maximális terhelési értékeinek ($F_{\max}$) meghatározásakor a korábban végzett szakítóvizsgálatok alapján rögzített, Ti-6Al-4V alapanyagra jellemző folyáshatár ($R_p=1200$ MPa) 90%-át, 50%-át és 25%-át választottuk. Ezek a szintek várhatóan a Wöhler-görbe legmeredekebb szakaszára esnek, így alkalmasak a görbe ezen részének pontosabb feltérképezésére. A görbe laposabb tartományának vizsgálatához olyan feszültség szintet kerestünk, amelynél a tönkremenetelhez tartozó ciklusszám meghaladja a $2 \cdot 10^6$ értéket. Az alkalmazott terhelési szinteket a 3. ábra foglalja össze. A ciklikus terhelés minimális értékét ($F_{\min}$) minden esetben az adott maximális terhelés ($F_{\max}$) 10%-ában határoztuk meg (4. ábra). A vizsgálatokat 10 Hz frekvenciájú terheléssel végeztük.



4. ábra. Periodikusan változó fárasztó igénybevétel. [4]

A vizsgálati folyamat a következő, egymásra épülő lépésekből állt:

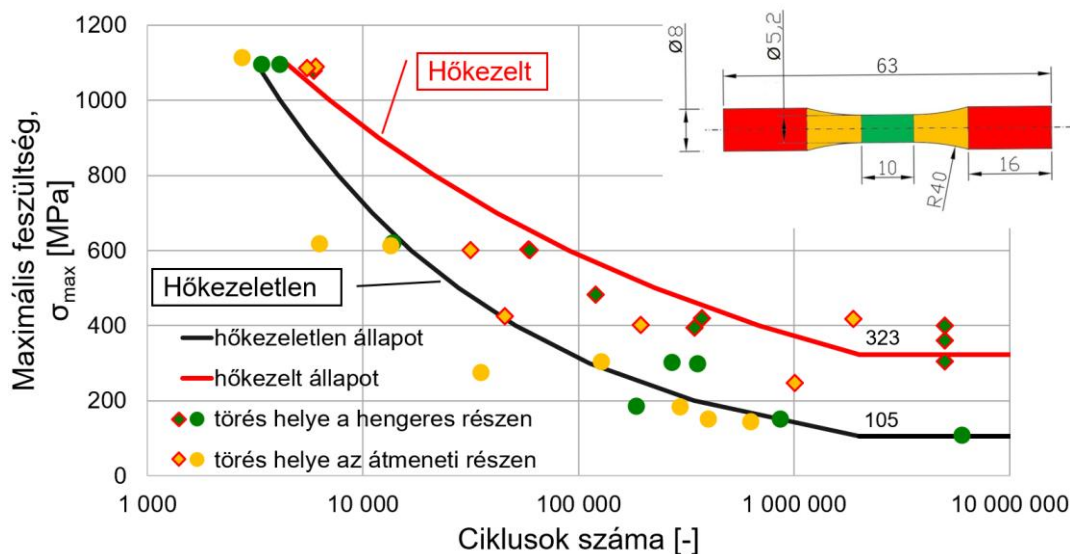
1. A próbatestek eltávolítása a gyártási platformról.
2. A feszültségmentesített próbatestek esetében a hőkezelés elvégzése.
3. Üvegszemcsés szórás alkalmazása a felülethez tapadt alapanyagszemcsék maradéktalan eltávolítása érdekében.
4. A próbatestek gyártást követő geometriai méreteinek rögzítése.
5. A hengeres vizsgálati szakasz csiszolása a szabványban meghatározott felületi érdességi követelmények teljesítése céljából.
6. A csiszolást követő geometriai méretek újbóli mérése, a lecsiszolt anyagréteg vastagságának meghatározása érdekében.
7. A fárasztóvizsgálatok elvégzése az előre meghatározott terhelési profil alkalmazásával.
8. Az eredmények kiértékelése, amely magában foglalta a valós igénybevétel kiszámítását, a törés helyének dokumentálását, valamint a tönkremenetelig teljesített ciklusszám meghatározását.

3. A vizsgálatok eredményei

A próbatestek felületének csiszolása elsődlegesen a felszíni hibák eltávolítását szolgálta, így a mért eredmények alapvetően az anyag belső tulajdonságait tükrözik, ugyanakkor magukban hordozzák a rejtett gyártási sajátosságok – például pórusok, makroszkopikus hibák és maradó feszültségek – hatását is. A felületi réteg eltávolítása a maradó feszültségek eloszlását is módosíthatta. A finomra csiszolás ellenére a legtöbb próbatesten kimutathatók voltak kisebb pórusok. Korábbi vizsgálatainkban, a jelen tanulmányban alkalmazott gyártási paraméterekkel készült fárasztó próbatestek esetében, röntgen-komputertomográfiás (CT) elemzéssel igazoltuk az alapanyaggyártó katalógusában [6] szereplő porozitási adatot, amely alapján a kész alkatrészek tömörsége gyakorlatilag teljes, meghaladja a 99,95%-ot [4]. Ugyanakkor az additív gyártási folyamatból eredő esetleges rétegösszeolvadási hibák miatt a fárasztóvizsgálati eredmények szórása várhatóan nagyobb, mint a hagyományos gyártástechnológiával készült darabok esetében.

A fárasztóvizsgálatok során nem alkalmaztunk érintkezéssel vagy optikai extenzométert a próbatest lokális alakváltozásának nyomon követésére. A mérések erővezérelt üzemmódban zajlottak; az elérhető elmozdulás információ a keresztfej pozíciójára vonatkozott, amely a befogások és a gépkomponensek esetleges pontatlanságait is magában foglalja. A vizsgálat célja a kifáradási határ és az igénybevétel–élettartam összefüggés (S–N görbe) meghatározása volt.

A próbatestek törési helyének meghatározását követően kiszámítottuk a vizsgálat során ébredő tényleges feszültségértékeket. Amennyiben a törés a hengeres vizsgálati szakaszon következett be, a számításokhoz a csiszolást követően mért átmérőket vettük alapul. Ha a törés az átmeneti zónában helyezkedett el, a keresztmetszeti átmérőt közvetlenül a törés helyén mértük meg. Azoknál a próbatesteknél, amelyeknél fejtörés lépett fel, az adatok nem voltak kiértékelhetők. A feldolgozott mérési eredményeket úgy ábrázoltuk, hogy a tönkremenetelig teljesített ciklusszámot a meghatározott tényleges maximális feszültség függvényében ábrázoltuk; az így kapott összefüggést az 5. ábra szemlélteti.



5. ábra. Additív eljárással gyártott hőkezeletlen és hőkezelt állapotú Ti-6Al-4V fárasztó próbatestek S-N görbéje, a hőkezeletlen minták tönkremenetelét a körrel jelölt (○) pontok, a hőkezelt minták tönkremenetelét a rombuszal jelölt (◇) pontok jelzik, a zöld színű jelölők esetében a törés a próbatest középső hengeres részén, a sárga színű jelölők esetében a próbatest átmeneti részén történt.

A vizsgálat során a próbatestek egy jelentős része 10^6 ciklusszámon belül tönkrement. Néhány próbatest 5-6 millió ciklust elviselt törés nélkül. A kísérlettervben célként elérendő ciklusnál bekövetkező tönkremenetel megközelítésére egyik esetben sem került sor. Ennek következtében a kifáradási határ közvetlenül a kísérleti adatokból nem határozható meg, csupán regressziós becsléssel közelíthető. A kiértékeléshez a MATLAB polyfit nevű funkcióját alkalmaztuk. Ez a legkisebb négyzetek módszerével közelíti a pontokat, minimalizálva a négyzetes eltérést. A ciklusszámokat és feszültségeket átlagoltuk minden feszültségi szinten. Ezekre az átlagolt pontokra történt meg a polyfit függvénnyel a regressziós görbe illesztése. A regressziós görbe $2 \cdot 10^6$ ciklusszámnál felvett értékét értelmeztük kifáradási határként. A regressziós számításokba az el nem tört minták eredményeit nem vettük be. Az eredmények egyértelműen jelzik, hogy a kifáradási határ lényegesen alacsonyabb, mint a hagyományos technológiával gyártott Ti-6Al-4V ötvözetek esetében. Az értékelhető minták között az átmeneti zónában mind az építési iránnyal szűkülő („upskin”), mind az építési iránnyal bővülő („downskin”) felületeken előfordult törés. A törések jelentős arányú megjelenése ebben a régióban alátámasztja, hogy az összeolvadási hibák számottevően befolyásolják a kifáradási viselkedést; ezek a hibák makroszkopikus léptékben a csiszolt felületen is azonosíthatók voltak.

A hőkezelés hatása a szakirodalomban megismert tapasztalatokat tükrözi. Az alkalmazott feszültségmentesítő hőkezelés hatására a kifáradási tulajdonságok javultak az eredményekből

számított regressziós görbe feljebb tolódott, tehát azonos terhelésszintek esetében a hőkezelt minta több ciklus terhelését viselte el.

4. Összefoglalás

Az eredmények alapján megállapítható, hogy az additív gyártással készült Ti-6Al-4V ötvözet kifáradási viselkedése kedvezőtlenebb a szakirodalomból megismert hagyományos technológiával előállított változatokhoz képest. Hőkezeletlen állapotban a kifáradási határ feltűnően alacsony, miközben a statikus mechanikai jellemzők terén ez a hátrány nem tapasztalható. A kifáradási teljesítmény csökkenése elsősorban a rétegösszeolvadási hibák jelenlétére és a jelentős mértékű maradó feszültségekre vezethető vissza. A maradó feszültségek kialakulása nem csupán a gyors lehűlésből adódó lokális zsugorodás következménye, amely az olvadátkócsa közelében a hirtelen hőmérsékletváltozás hatására lép fel, hanem a szilárd állapotban, nagy hűtési sebesség mellett végbemenő elsőrendű fázisátalakulás fajlagos térfogatváltozásából is ered. Ez a jelenség a titánötvözetek hűtése során jellemző, ugyanakkor a legtöbb ausztenites acélban szilárd fázisban nem fordul elő. E sajátosság magyarázza, hogy az additív eljárással előállított Ti-6Al-4V esetében a feszültségcsökkentő hőkezelés kiemelt jelentőséggel bír. Ennek hatását a vizsgálatai eredmények is mutatták, azonos terhelési szinteken nőtt a kifáradási határciklusszám, amelyet az alkatrész a tönkremenetelig elvisel.

Köszönetnyilvánítás

A projektet a Nemzeti Kutatási, Fejlesztési és Innovációs Alap (NKFIH) finanszírozta. A projekt címe: „Innovatív és újszerű megoldásokra épülő, többcélú, merevszárnyú drón és a fejlesztéséhez szükséges kompetenciák létrehozása”. A pályázat azonosítószáma: 2019-1.1.1-PIACI-KFI-2019-00139. A szerzők ezúton is köszönik a pénzügyi támogatást.

Irodalomjegyzék

- [1] H. Ali, H. Ghadbeigi, and K. Mumtaz, "Processing parameter effects on residual stress and mechanical properties of selective laser melted Ti-6Al-4V," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 27, no. 8, pp. 4059–4068, Aug. 2018, doi: 10.1007/s11665-018-3477-5.
- [2] L. Afroz, M. Khan, H. Li, and S. Yang, "Fatigue behaviour of laser powder bed fusion (L-PBF) Ti-6Al-4V alloy and the effects of various processing parameters," *Int. J. Fract.*, 2022, doi: 10.1007/s10704-022-00641-3.
- [3] S. Cao, I. Ghamarian, and M. Seifi, "Review of LPBF-fabricated Ti-6Al-4V," *Light: Adv. Manuf.*, vol. 2, no. 3, p. 20, 2021, doi: 10.37188/lam.2021.020.
- [4] K. Bán, J. Hlinka, Á. Fendrik, and P. Kovács, "Additívan gyártott titánötvözet kifáradásának vizsgálata [Fatigue testing of additively manufactured titanium alloy]," *Gradus*, vol. 11, no. 3, 2024, doi: 10.47833/2024.3.ENG.003.
- [5] E. H. Jimenez, A. Kreitchberg, E. Moquin, and V. Brailovski, "Influence of post-processing conditions on the microstructure, static, and fatigue resistance of laser powder bed fused Ti-6Al-4V components," *J. Manuf. Mater. Process.*, vol. 6, no. 4, p. 85, 2022, doi: 10.3390/jmmp6040085.
- [6] EOS Titanium Ti64 Material data sheet https://www.eos.info/03_system-related-assets/material-related-contents/metal-materials-and-examples/metal-material-datasheet/titan/ti64/eos_ti64_9011-0014_9011-0039_m290_mds_06-22_en.pdf (2025.05.20.)
- [7] N. Eshawish, S. Malinov, W. Sha, et al., "Microstructure and mechanical properties of Ti-6Al-4V manufactured by selective laser melting after stress relieving, hot isostatic pressing treatment, and post-heat treatment," *J. Mater. Eng. Perform.*, vol. 30, pp. 5290–5296, 2021, doi: 10.1007/s11665-021-05753-w.
- [8] M. Frkan, R. Konecna, G. Nicoletto, and L. Kunz, "Microstructure and fatigue performance of SLM-fabricated Ti-6Al-4V alloy after different stress-relief heat treatments," *Transp. Res. Procedia*, vol. 40, pp. 24–29, 2019, doi: 10.1016/j.trpro.2019.07.005.
- [9] M. M. H. Tusher and A. Ince, "Effect of stress-relieved heat treatment on very high cycle fatigue performance of additive manufactured Ti-6Al-4V alloy," *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, vol. 46, no. 10, pp. 3982–4000, 2023, doi: 10.1111/ffe.14119.
- [10] Z. Li and C. Affolter, "High-cycle fatigue performance of laser powder bed fusion Ti-6Al-4V alloy with inherent internal defects: A critical literature review," *Metals*, vol. 14, p. 972, 2024, doi: 10.3390/met14090972.
- [11] X. Peng, L. Kong, J. Y. H. Fuh, and H. Wang, "A review of post-processing technologies in additive manufacturing," *J. Manuf. Mater. Process.*, vol. 5, p. 38, 2021, doi: 10.3390/jmmp5020038.
- [12] A. M. Vilardell, G. Fredriksson, I. Yadroitsev, and P. Krakhmalev, "Fracture mechanisms in the as-built and stress-relieved laser powder bed fusion Ti-6Al-4V ELI alloy," *Opt. Laser Technol.*, vol. 109, pp. 608–615, 2019, doi: 10.1016/j.optlastec.2018.08.042.
- [13] ASTM E466-15: Standard Practice for Conducting Force Controlled Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, ASTM International.