

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING



ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

SOUČASNÉ PŮSOBENÍ ÚNAVY A CREEPU U Ni SUPERSLITINY A SLITINY TiAl

FATIGUE-CREEP INTERACTION IN Ni SUPERALLOY AND TiAl ALLOYS

ZKRÁCENÁ VERZE DOKTORSKÉ PRÁCE

DOCTORAL THESIS – SHORTENED VERSION

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Ing. MIROSLAV ŠMÍD

VEDOUcí PRÁCE
SUPERVISOR

Doc. RNDr. KAREL OBRTLÍK, Csc.

BRNO 2013

Klíčová slova: nízkocyklová únava, vysoké teploty, prodlevy, niklové superslitiny, TiAl slitiny, povrchový reliéf, dislokační struktury.

Keywords: low cycle fatigue, high temperatures, hold times, nickel superalloys, TiAl alloy, surface relief, dislocation structure.

Dizertační práce je uložena na oddělení vědy a výzkumu Fakulty strojního inženýrství
VUT v Brně, Technická 2, 616 69 Brno

Miroslav Šmíd ©, 2012
Ústav materiálových věd a inženýrství
Fakulta strojního inženýrství
Brno

smid@ipm.cz

ISBN 80-214-XXXX
ISSN 1213-4198

OBSAH

1. ÚVOD	4
1.1 NIKLOVÉ SUPERSLITINY	4
1.2 INTERMETALICKÁ SLITINA TIAL	5
2 CÍLE PRÁCE	6
3.1 MATERIÁLY	6
3.2 EXPERIMENTÁLNÍ ZAŘÍZENÍ A EXPERIMENT	7
4. VYBRANÉ VÝSLEDKY	8
4.1 MIKROSTRUKTURA	9
4.1.1 SUPERSLITINA IN792-5A	9
4.1.2 SLITINA TIAL	10
4.2 KŘIVKY CYKlickÉHO ZPEVNĚNÍ/ZMĚKČENÍ	10
4.2.1 MATERIÁL IN 792-5A	10
4.2.2 MATERIÁL TIAL	11
4.3 CYKlickÉ DEFORMAČNÍ KŘIVKY	12
4.4 KŘIVKY ÚNAVOVÉ ŽIVOTNOSTI	13
4.4.1 MATERIÁL IN 792-5A	13
4.4.2 MATERIÁL TIAL	14
4.5 VÝVOJ STŘEDNÍHO NAPĚTÍ BĚHEM CYKlickÝCH ZKOUŠEK	14
4.6 RELAXACE NAPĚTÍ	15
4.7 RASTROVACÍ ELEKTRONOVÁ MIKROSKOPIE	16
4.7.1 POVRCHOVÝ RELIÉF	16
4.7.1.1 SUPERSLITINA IN792-5A	16
4.7.1.2 INTERMETALICKÁ SLITINA TIAL	17
4.7.2 LOMOVÁ PLOCHA	18
4.7.2.1 SUPERSLITINA IN792-5A	18
4.7.2.2 SLITINA TIAL	19
4.8 TRANSMISNÍ ELEKTRONOVÁ MIKROSKOPIE	19
4.8.1 MIKROSTRUKTURA PO ÚNAVOVÝCH ZKOUŠKÁCH BEZ PRODLEV	19
4.8.2 MIKROSTRUKTURA PO ÚNAVOVÝCH ZKOUŠKÁCH S TAHOVÝMI PRODLEVAMI	21
4.8.3 MIKROSTRUKTURA PO ÚNAVOVÝCH ZKOUŠKÁCH S TLAKOVÝMI PRODLEVAMI	21
5. ZÁVĚRY	22
6. LITERATURA	25
7. VLASTNÍ PUBLIKACE	26
8. CURRICULUM VITAE	27
ABSTRAKT	28

1. ÚVOD

Mezi oblasti s nejnáročnějšími požadavky na bezpečnost a související vlastnosti materiálu patří energetika a letecký průmysl. Materiál je při provozu vystaven vysokým teplotám, a proto je nutné uvažovat vliv časově závislých dějů na mechanismy únavového porušování. Tyto děje začínají být významné od teplot přesahujících polovinu hodnoty teploty tání, kdy tepelně aktivované jevy začínají hrát důležitou roli. Jsou to zejména creepové namáhání a oxidace, které se u zatěžovaných součástí za vysokých teplot uplatňují. Spolu s cyklickým zatěžováním může vést jejich kombinace k porušení celistvosti součástky.

Z důvodů rostoucích cen paliva a většího důrazu na ekologii se konstruktéři snaží zvýšit tepelnou účinnost turbín. Jedním ze způsobů je snižování hmotnosti těchto zařízení. Proto se hledají alternativní slitiny k náhradě niklových superslitin. Jedním z možných kandidátů je slitina TiAl, která má téměř poloviční měrnou hmotnost a přitom velice dobré vlastnosti za vysokých teplot. Z toho důvodu je ve středu zájmu mnoha vědeckých prací. Doposud však nejsou téměř žádné údaje o odolnosti tohoto materiálu vůči cyklickému zatěžování v interakci s creepem.

Předložená práce se soustřeďuje na studium vlivu tahových a tlakových prodlev v řízení celkové deformace na únavovou životnost a na popis aktivních deformačních mechanismů působících při takovém namáhání. Zkoumanými materiály jsou niklová superslitina Inconel IN792-5A a slitina TiAl-7Nb.

1.1 Niklové superslitiny

Pojem „superslitina“ se volně užívá pro široký okruh materiálů kombinujících vysokou pevnost a korozní odolnost za vysokých teplot. Důležitým rysem této skupiny materiálů je plošně středěná kubická krystalová mřížka (FCC) jejich matrice. Zlepšení mechanických vlastností materiálu bývá dosaženo: (i) zpevněním tuhého roztoku pomocí doprovodných chemických prvků [1]; (ii) zpevněním precipitací intermetalické fáze [2]. Díky rozmanitosti chemického složení niklových superslitin se může ve struktuře objevit velké množství rozličných fází. Jejich výskyt závisí na použitém tepelném zpracování. Základní složkou, kterou obsahuje každá niklová superslitina, je matrice γ . Mezi sekundární fáze patří vytvrzující fáze γ' , γ'' a také primární a sekundární karbidy. Minoritními fázemi jsou boridy a karbonitridy [3].

Fáze γ , označovaná obecně také jako matrice, je substituční tuhý roztok přísadových prvků a niklu krystalizující v nemagnetické FCC mřížce. Mezi přísadové prvky se řadí Co, Cr, Fe, Mo, W. Jejich rolí je substituční zpevnění tuhého roztoku anebo zvýšení korozní odolnosti. Další důležitou úlohou některých prvků je, že snižují energii vrstevné chyby matrice a tím znesnadňují pohyb dislokací do nových krystalografických směrů. Pokud dislokace narazí v matici s nízkou energií vrstevné chyby na překážku, je pro ni obtížnější se jí vyhnout příčným skluzem do jiné skluzové roviny.

Fáze γ' je intermetalickou fází určenou vzorcem Ni_3X (kde za X vstupují do fáze atomy Al, Ti, Ta nebo Nb). K její krystalizaci dochází v úzkém rozmezí chemického složení z neuspořádaného tuhého roztoku. S klesající teplotou se roztok stává uspořádaným a příměsové atomy zabírají uzlové body, zatímco Ni je ve středech stěn elementárních buněk. Výsledkem je uspořádaná struktura typu $L1_2$, díky které vykazují niklové superslitiny mimořádné vlastnosti [1,3].

Pro deformační chování a také stabilitu samotných precipitátů je velmi důležitý rozdíl (misfit) mřížkových parametrů mezi maticí a precipitátem. Na velikosti misfitu závisí výsledný tvar precipitátů, který může být od sférického až po protáhlý tyčinkovitý. Rozdíl v mřížkových parametrech matrice a precipitátů je však velmi malý, takže rozhraní je koherentní, což je velmi důležité pro zpevnění za zvýšených teplot [4]. Velikost precipitátů se

může v jednotlivých komerčních slitinách lišit. U kubické morfologie se nejčastěji velikost jedné z hran pohybuje kolem 600 nm. Některé slitiny vykazují dokonce bimodální morfologii precipitátů jako například IN 792-5A, kde byly pozorovány drobné sférické a kubické precipitáty [5-7].

Zatímco průchod úplné dislokace o Burgersovu vektoru $1/2\langle\bar{1}01\rangle$ v rovině $\{111\}$ normální FCC mřížky zanechá uspořádání atomů neporušené, ve struktuře $L1_2$ průchod stejné dislokace způsobí vznik antifázového rozhraní. Atomy se sice navrátí do uzlových bodů, ale do vrstvy se dostane atom jiného prvku, tudíž se poruší chemická uspořádanost mřížky. Z toho důvodu je v mřížce γ' fáze úplná dislokace o Burgersovu vektoru $\langle\bar{1}01\rangle$. Taková dislokace je nazývána superdislokace. Svou elastickou energii spojenou se svým jádrem snižuje pomocí rozštěpení (disociace). Pohyb rozštěpené dislokace uspořádanou fází je náročnější, a proto je potřeba vyšší kritické skluzové napětí. Způsobů rozštěpení je několik typů v závislosti na teplotě. Právě různé způsoby rozštěpení zapříčiňují vznik tzv. anomálního teplotního chování, které je charakteristické pro precipitačně zpevněné niklové superslitiny. Projevuje se zlepšením některých mechanických vlastností s rostoucí teplotou, což je pro běžné konstrukční materiály neobvyklé. Tento fenomén byl teoreticky popsán mnoha pracemi jako např. [8]-[11] a dalšími pozorován pomocí transmisní elektronové mikroskopie [12,13].

1.2 Intermetalická slitina TiAl

Tyto slitiny mají atraktivní vlastnosti pro vysokoteplotní aplikace díky specifickému uspořádání krystalové mřížky. Atomy rozdílných chemických prvků se nacházejí v pevně daných polohách mřížky spojených silnými chemickými vazbami. Díky tomuto uspořádání atomů v mřížce je degradace mechanických vlastností (především modulu pružnosti a pevnosti v tahu) s rostoucí teplotou relativně malá. Slitiny s hliníkem mají také dobrou odolnost vůči oxidaci za vysokých teplot. Současně ovšem silné chemické vazby v kombinaci s uspořádanou krystalografickou strukturou, která je rozdílná pro atomy jednotlivých prvků, vedou k nižším symetriím mřížky, malé tažnosti a nízké lomové houževnatosti [14].

Současný výzkum nadále usiluje o zlepšení vlastností, především zlepšení nízké houževnatosti u této skupiny materiálů. Tím by se slitiny TiAl staly ještě více atraktivní náhradou niklových superslitin. Jedním z možných způsobů zvýšení lomové houževnatosti je legování pomocí Nb, B, Mo a C anebo optimalizace mikrostruktury pomocí tepelného zpracování. Obvykle se používá kombinace těchto postupů, čímž vzniká široké spektrum možných výsledných vlastností a struktur [15-17].

Hlavní fází slitin TiAl je fáze γ , která má plošně středěnou tetragonální krystalovou mřížku ($L1_0$). Doprovodnou fází je nejčastěji α_2 (Ti_3Al) s hexagonální DO_{19} strukturou. Pomocí tepelného zpracování z různých intervalů teplot lze získat rozličný charakter struktury. V současnosti se nejčastěji využívá tepelné zpracování, po kterém vzniká téměř lamelární či plně lamelární struktura, která má lepší creepovou pevnost a lomovou houževnatost, ale na druhou stranu horší tažnost než struktura s ekvixiálními zrnky [18].

Deformační chování převládající γ fáze je úzce spojeno s jeho $L1_0$ strukturou. Jedná se o plošně středěnou tetragonální mřížku, jejíž tetragonalita je ovšem velmi malá ($c/a=1,02$). Proto se v podstatě jedná o plošně centrovanou kubickou mřížku, kde ovšem některé směry nejsou vzájemně ekvivalentní, právě díky vrstvení atomů Ti a Al a také zmíněné tetragonalitě. Možné typy Burgersových vektorů pro skluz se nacházejí v rovinách typu $\{111\}$. Pohyb úplných dislokací ve směru Burgersova vektoru $1/2\langle\bar{1}10\rangle$ je energeticky méně náročný než pohyb superdislokací ve směrech $\langle\bar{1}01\rangle$ a nebo také než ve směrech typu $\langle\bar{1}\bar{1}2\rangle$. Superdislokace se mohou štěpit dvěma způsoby, tj. planárně a neplanárně. Rozštěpení je

spojeno vznikem různých vrstevných chyb. Výrazné rozdíly velikostí energií vrstevné chyby v závislosti na krystalové rovině vedou k přednostnímu směru skluzu superdislokací. Dalším významným deformačním režimem v této fázi je mechanické dvojčatění podél $\frac{1}{6}\langle 11\bar{2} \rangle \{111\}$, které poskytuje pomocný způsob plastické deformace se smykovou komponentou ve směru [001]. Je to také jediný možný směr mechanického dvojčatění v této uspořádané struktuře [14,19].

2. CÍLE PRÁCE

Disertační práce je zaměřena na studium vlivu creepové deformace na chování pokročilých vysokoteplotních materiálů při únavovém zatěžování v nízkocyklové oblasti. Pro studium byla zvolena litá niklová superslitina Inconel 792-5A a intermetalická slitina TiAl-7Nb na bázi gama TiAl.

I když studiu interakce únavy a creepu u niklových superlitin byla doposud věnována řada prací, většina z nich byla zaměřena na praktické aspekty řešící zejména urgentní otázky lomů kritických komponent. V této disertační práci je důraz položen na studium vlivu prodlev hlavně na mechanismy únavového poškození v důležitých stádiích životnosti superslitiny. U zvoleného materiálu Inconel 792-5A jsou údaje o jeho chování při nízkocyklové únavě velmi sporadické a informace o interakci únavy a creepu chybí zcela.

Intermetalická slitina TiAl-7Nb s obsahem Nb vyšším než 2 % je v současné době nejnovější generací intermetalických materiálů s ambicemi konkurovat doposud dominantnímu postavení superslitin zvláště u plynových turbín.

Z hlediska uvedených skutečností a na základě rozboru literárních údajů byly formulovány následující dílčí cíle této disertační práce:

- Provést zkoušky nízkocyklové únavy s konstantní hodnotou amplitudy celkové deformace při teplotě 800 °C u materiálu Inconel 792-5A a jejich vyhodnocením získat charakteristiky napětí-ovně-deformační odezvy a únavové životnosti.
- Na základě literárních údajů navrhnout tepelné zpracování dodaného odlitku slitiny TiAl-7Nb s cílem dosáhnout lamelární strukturu vzorků. Provést únavové zkoušky při teplotě 750 °C a získat charakteristiky nízkocyklové únavy analogicky jako u superslitiny.
- Získat poznatky o lokalizaci deformace u materiálu Inconel 792-5A zatěžovaných v režimu spojitěho cyklování pozorováním povrchového reliéfu a vnitřní struktury.
- Provést zkoušky nízkocyklové únavy s prodlevami jednak v tahovém vrcholu (Inconel 792-5A a TiAl-7Nb), jednak v tlakovém vrcholu hysterezní smyčky (Inconel 792-5A) při stejných teplotách jako u spojitěho cyklování a stanovit citlivost jednotlivých materiálů k prodlevám.
- Analyzovat vliv creepové komponenty na charakteristiky nízkocyklové únavy u obou studovaných slitin.
- Analyzovat vliv prodlev na mechanismy počátečních stádií únavového poškození u superslitiny Inconel 792-5A.

3. EXPERIMENT

3.1 Materiály

Niklová superslitina Inconel 792-5A (dále IN792-5A) byla dodána společností PSB Turbo, Velká Bíteš a.s. ve formě odlitých polykrystalických tyčí. Její chemické složení je uvedeno v tabulce 3.1-1. Jedná se o superslitinu s vysokým obsahem Ti a Ta a díky tomu také vysokému objemovému podílu precipitátů γ' . Tepelné zpracování se skládalo z

homogenizačního žhání na 1120 °C po dobu 4 hodin s následným ochlazením proudem vzduchu. Druhá část byla tvořena rozpouštěcím žhání na teplotě 1080 °C opět po dobu 4 hodin s následným ochlazením na vzduchu. Pro precipitaci vytvrzující fáze slouží vytvrzování, které proběhlo na teplotě 845 °C s prodlevou 24 hodin a ochlazením na vzduchu.

Tab. 3.1-1. Chemické složení niklové superslitiny IN792-5A (hm. %).

C	Cr	Mo	Al	Ti	Ni
0,06 – 0,10	12,0 – 13,0	1,65 – 2,15	3,15 – 3,60	3,75 – 4,20	zbytek
Zr	Si	Mn	Fe	Ta	W
0,010 – 0,050	< 0,20	< 0,15	< 0,5	3,85 – 4,50	3,85 – 4,50
S	Co	O ₂	N ₂	Nb	B
< 0,015	8,50 – 9,50	< 15 ppm	< 20 ppm	< 0,50	0,010 – 0,020

Slitina TiAl byla dodána firmou GfE Metalle und Materialien GmbH (Norimberk, Německo) v podobě ingotu o průměru přibližně 145 mm. Ten byl získán kontinuálním litím. Slitina byla také dvakrát přetavena ve vakuu. Její chemické složení je uvedeno v tabulce 3.1-2. Před zhotovením zkušebních tyčí je potřeba materiál dále zpracovat, protože ve stavu po odlití je struktura velice hrubá a obsahuje četné staženiny na hranicích zrn. To je z důvodů nízké lomové houževnatosti, charakteristické pro tyto slitiny, nevhodnou skutečností, a proto prvním stupněm zpracování je HIP (tj. hot isostatic pressing) při teplotě 1280 °C a tlaku 140 MPa po dobu 4 hodin. Cílem tohoto zpracování bylo zmenšení slévárenských vad. Tepelné zpracování sestávalo z velice pomalého ohřevu až na 1350 °C, kde se setrvalo po dobu 25 minut. Poté následovalo rychlé ochlazení v peci na teplotu 1200 °C s výdrží 25 minut. Při této fázi dochází ke vzniku γ slitiny s téměř plně lamelární strukturou. Tepelné zpracování bylo ukončeno ochlazením na vzduchu.

Tab. 3.1-2. Chemické složení intermetalika TiAl (at. %).

Ti	Al	Nb	Cr	Si	Ni
45,6	46,4	6,9	0,69	0,12	0,27

3.2 Experimentální zařízení a experiment

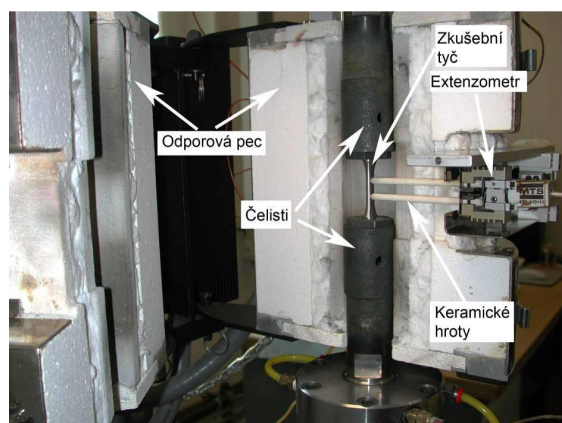
Experimenty byly provedeny na servohydraulickém pulsátoru MTS 810, který je řízen počítačem. Jako řídicí systém byl použit Teststar IIs. Na obrázku 3.2-1 je znázorněn způsob upnutí zkušební tyče v čelistech pulsátoru, pec i extenzometr. MTS 810 dovoluje zátěžné síly až ± 100 kN a umožňuje v průběhu zkoušky regulovat amplitudu napětí nebo amplitudu plastické deformace popřípadě amplitudu celkové deformace. Díky nízkošumovému zesilovači a digitální filtrovací technice se do paměti ukládají data s vysokou přesností. Ve velmi krátkých časových periodách se průběžně zaznamenávají jednotlivé body hysterezní smyčky (tj. napětí a deformace), maximální hodnoty napětí a celkové deformace pro každý cyklus. Tato data jsou klíčová pro následné vyhodnocení.

Zkoušky za zvýšených teplot zajišťuje třízónová odporová pec s tříkanálovým regulátorem. Ohřev se koriguje podle aktuálních teplot, které jsou měřeny třemi nezávislými termočlánky. Jeden z nich je umístěn přímo na vzorku v blízkosti měrné délky a zbývající dva jsou na horní a dolní čelisti. Pro ověření teploty vzorku je umístěn ještě čtvrtý termočlánek přímo ve vzorku, který má pouze kontrolní funkci. V průběhu experimentu je teplota udržována na zadané hodnotě s přesností ± 2 °C.

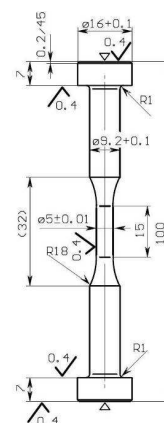
Podélná deformace byla měřena a řízena extenzometrem upevněným ve střední části vzorku. Měrná délka extenzometru byla 12 mm. Pro zkoušky za zvýšených teplot byl použit extenzometr vybavený prodlouženými hroty z keramiky tak, že jeho elektronická část byla umístěna mimo pec a udržována na konstantní teplotě proudem stlačeného vzduchu.

Zkoušky nízkocyklové únavy byly prováděny na válcových zkušebních tělesech se zesílenými konci pro upnutí do čelistí pulsátoru (viz obr. 3.2-2). Měrná délka vzorku byla 15 mm a průměr 6 mm.

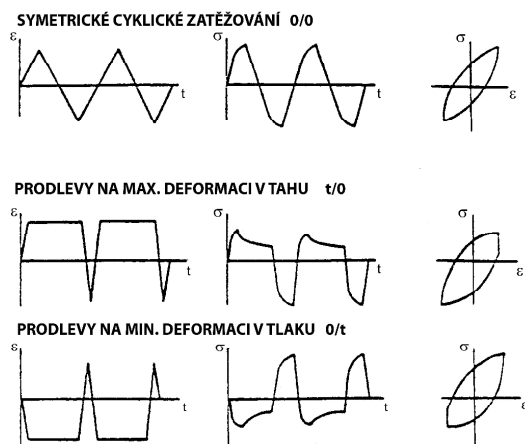
Měrná část byla před experimentem řádně vybroušena brusnými papíry se stále nižší drsností a následně vyleštěna diamantovou pastou. Poslední úpravou bylo elektrolytické leštění ve vychlazeném roztoku 10% HClO_4 a 90% CH_3COOH v případě IN 792-5A. Leštění probíhá po dobu 30 až 60 s a při napětí 40 až 45 V. V případě slitiny TiAl byl použit elektrolyt CH_3OH , $\text{C}_2\text{H}_4(\text{OH})_2$ a HClO_4 (poměr 10:6:1) za podmínek -25 až -30 °C, napětí 40 až 45 V a po dobu 25 sec. Tím byl připraven povrch vzorků pro pozorování na skenovacím elektronovém mikroskopu JEOL JMS6460 a TESCAN LYRA 3 XMU, které následovalo po provedení experimentu.



Obr. 3.2-1. Uchycení zkušební vzorku do čelistí pulsátoru, otevřená odporová pec a extenzometr.



Obr. 3.2-2. Zkušební tyč.



Obr. 3.2-3. Průběhy deformace a napětí pro zátěžné cykly použité v této práci.

Všechny únavové zkoušky byly provedeny v řízení deformace s konstantní amplitudou celkové deformace při rychlosti deformace $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Byly zvoleny tři typy zatěžování, jehož průběhy jsou na obrázku 3.2-3. U IN 792-5A byly použity všechny tři typy, zatímco u TiAl bylo aplikováno pouze symetrické cyklické zatěžování a zatěžování s tahovými prodlevami při maximální deformaci. Délka těchto prodlev byla 10 minut. Experimentální teplota, za které byly provedeny únavové zkoušky, byla zvolena z intervalu předpokládaných provozních teplot obou materiálů, tj. 800 °C pro IN792-5A a 750 °C pro TiAl.

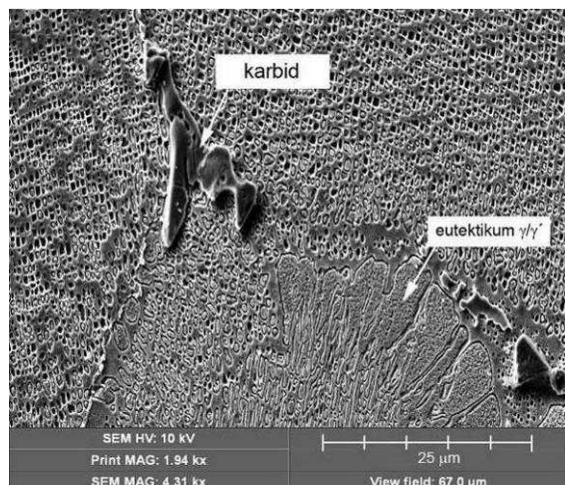
4. VYBRANÉ VÝSLEDKY

Některé výsledky dosažené v této práci budou stručně shrnuty v této kapitole. Budou presentovány následující části: (i) popis mikrostruktury obou materiálů v nezatíženém stavu; (ii) křivky cyklického zpevnění/změkčení, cyklické deformační křivky, křivky únavové životnosti a vývoj středního napětí; (iii) pozorování povrchového reliéfu a lomových ploch v REM; (iv) pozorování dislokačních struktur po cyklickém zatěžování u superslitiny IN 792-5A v TEM.

4.1 Mikrostruktura

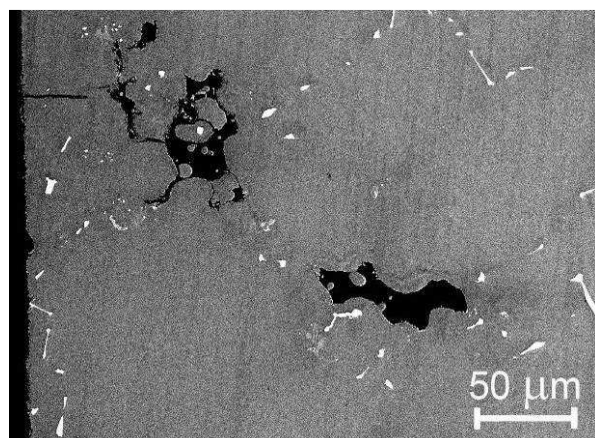
4.1.1 Superslitina IN792-5A

Struktura superslitiny je tvořena hrubými dendritickými zrny. Pomocí lineární průsečíkové metody byla zjištěna průměrná velikost zrna 3 mm, což znamená, že měrná délka zkušební tyče obsahuje relativně malý počet zrn. Proto byl pozorován velký rozptyl v hodnotách modulu pružnosti jednotlivých zkušebních tyčí při měření deformace extenzometrem. Při teplotě 800°C se hodnota Youngova modulu pružnosti pohybovala v rozmezí 144 až 197 GPa. Během ochlazování slitiny do určité míry proběhla segregace některých chemických prvků, což se výrazně projevuje na struktuře materiálu. V oblastech dendritických os, kde tavenina

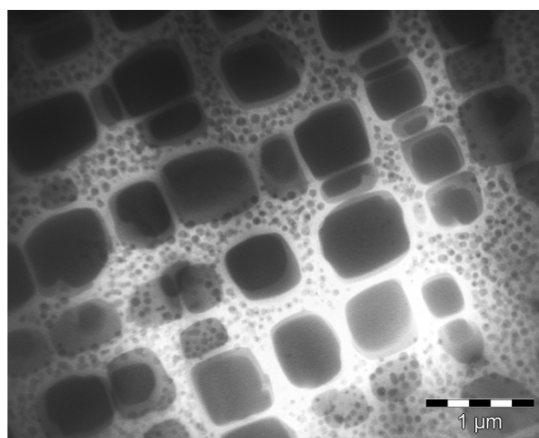


Obr. 4.1.1-1. Oblast hranice zrn s výskytem karbidů a eutektika.

krystalizovala nejdříve, je mikrostruktura pravidelně uspořádaná a výskyt jiných fází je minimální. Naopak v oblastech mimo osy dendritů je v mnoha případech uspořádání precipitátů nedokonalé. Mimo to se zde vyskytuje zvýšené množství karbidů a eutektika γ/γ' (obr. 4.1.1-1). Podél hranic jednotlivých zrn se také vyskytují řetězce karbidů, ale především slévárenské vady. Jedná se zejména o řediny (viz obr. 4.1.1-2), v některých případech i o rozměrech 500 μm . Obrázek 4.1.1-3 ukazuje typickou mikrostrukturu superslitiny IN792-5A. Kubické precipitáty jsou víceméně pravidelně uspořádány v matici γ fáze. Průměrná délka hrany precipitátů byla 0,630 μm . V matici se ve velké četnosti nachází sekundární precipitáty. Tyto částice jsou drobnější a sférické. Střední velikost jejich průměru byla stanovena na 0,19 μm . Zjištěné rozměry těchto precipitátů se shodovaly s jinými pracemi [20]. Obrazová analýza snímků z transmisní elektronové mikroskopie určila objemový podíl zpevňující fáze γ' o hodnotě 68 %.



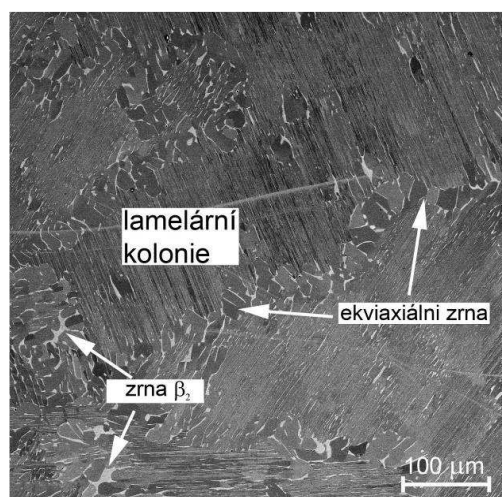
Obr. 4.1.1-2. Slévárenské vady v materiálu.



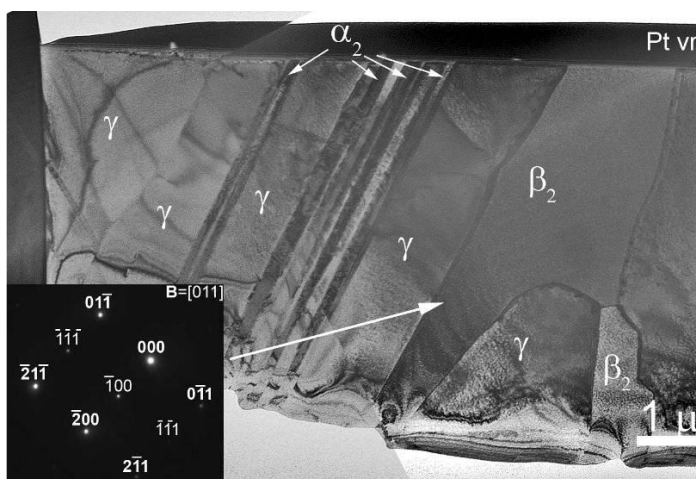
Obr. 4.1.1-3. Uspořádaná struktura kubických precipitátů γ' v matici.

4.1.2 Slitina TiAl

Intermetalická slitina TiAl měla po zvoleném tepelném zpracování téměř plně lamelární strukturu tvořenou fázemi γ , α_2 , β_2 . Velikost zrna, v případě tohoto materiálu určená jako velikost lamelární kolonie, byla stanovena pomocí obrazové analýzy na 320 μm . Hranice mezi lamelárními koloniemi je tvořena pásem ekviaxiálních zrn (viz obr. 4.1.2-1). Jedná se především o zrna γ doplněná menším podílem zrn fáze β_2 , která se zobrazuje na REM snímcích jako světlá. Ve slitině nebyly nalezeny žádné řediny. Průměrná tloušťka lamel se pohybovala kolem hodnoty 1,9 μm . Fáze α_2 se vyskytuje téměř výhradně v lamelárních koloniích v podobě tenkých lamel. Na obr. 4.1.2-2 je další fólie pořízená z jiné oblasti technikou FIB. Ta obsahuje oblast s ekviaxiálními zrny, která se vyskytuje na hranicích lamelárních kolonií. U jednotlivých zrn byla určena jejich krystalová mřížka. Jedním z nich bylo také zrno fáze β_2 , což dokazuje její přítomnost v této slitině. Pro tuto fázi je na obrázku také ukázána její bodová difrakce pořízená při zonální ose [011]. K určení procentuálního zastoupení fází slitiny byla použita neutronová difrakce. Byly naměřeny následující podíly jednotlivých fází: $\gamma = 94\%$, $\alpha_2 = 3,5\%$, $\beta_2 = 2,5\%$.



Obr. 4.1.2-1. REM snímek struktury TiAl-7Nb před cyklickým zatěžováním.



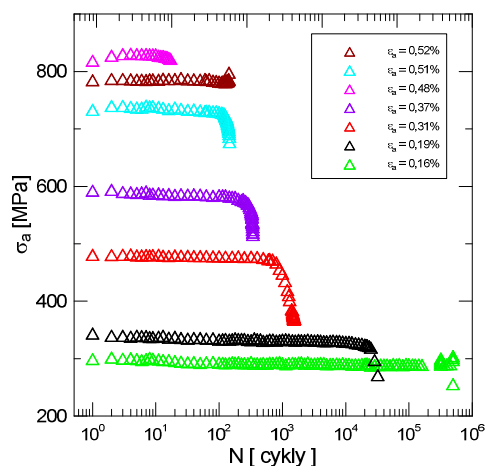
Obr. 4.1.2-2. TEM fólie připravená pomocí FIB zařízení. Ve struktuře je zrno fáze β_2 s příslušnou bodovou difrakcí, zonální osa = [011].

4.2 Křivky cyklického zpevnění/změkčení

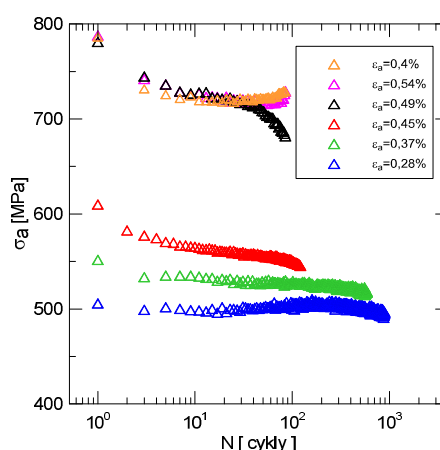
4.2.1 Materiál IN 792-5A

Na obrázku 4.2.1-1 jsou křivky cyklického zpevnění/změkčení v reprezentaci amplitudy napětí na počtu cyklů do lomu při únavovém zatěžování bez prodlev. IN 792-5A vykazoval stabilní cyklické chování, což je v souladu s výsledky jiných prací provedených na teplotě 800 $^{\circ}\text{C}$. Cyklické změkčování na konci únavového života je důsledkem šíření magistrální trhliny vzorkem. Změna v cyklickém chování nenastává ani při vysokých amplitudách celkové deformace.

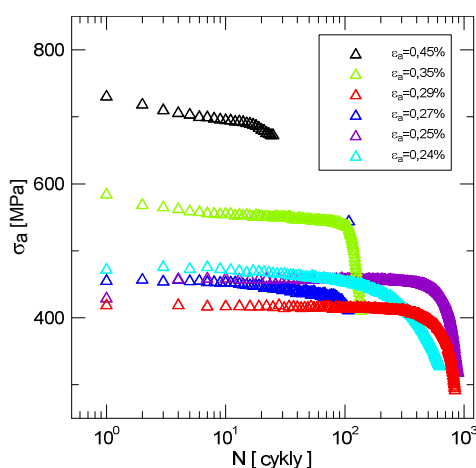
Křivky cyklického zpevnění/změkčení při únavovém zatěžování s 10-ti minutovými prodlevami v tahu jsou na obrázku 4.2.1-2. Při nízkých amplitudách celkové deformace bylo pozorováno téměř stabilní chování s mírným cyklickým změkčováním. S rostoucí amplitudou celkové deformace se zvýrazňuje cyklické změkčování materiálu trvající převážnou část únavového života. Některé zkoušky na vysokých amplitudách vykazovaly saturované chování po výrazném počátečním cyklickém změkčení.



Obr. 4.2.1-1. Křivky cyklického zpevnění/změkčení superslitiny IN792-5A u únavových zkoušek bez prodlev při teplotě 800 °C.



Obr. 4.2.1-2. Křivky cyklického zpevnění/změkčení superslitiny IN792-5A u únavových zkoušek s tahovými prodlevami při teplotě 800 °C.



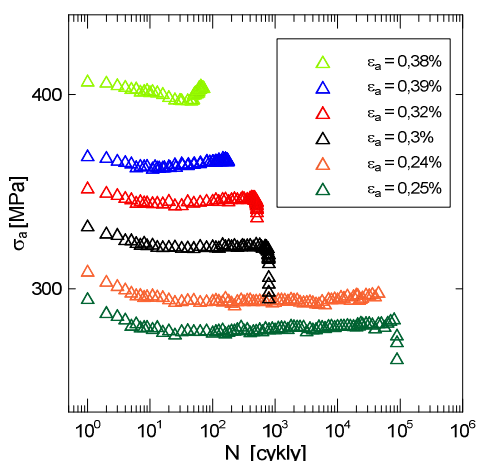
Obr. 4.2.1-3. Křivky cyklického zpevnění/změkčení superslitiny IN792-5A u únavových zkoušek s tlakovými prodlevami při 800 °C.

Křivky cyklického zpevnění/změkčení po cyklování s 10-ti minutovými prodlevami v tlaku jsou na obrázku 4.2.1-3. Jejich charakter je podobný jako u zkoušek s prodlevami v tahu. Při nízkých amplitudách celkové deformace bylo pozorováno stabilní cyklické chování. Cyklické změkčení na konci únavového života je zapříčiněno růstem magistrální trhliny v měrné délce zkušební tyče. S rostoucí amplitudou celkové deformace se zvyrazňovalo cyklické změkčení, jež bylo charakteristické pro celý únavový život.

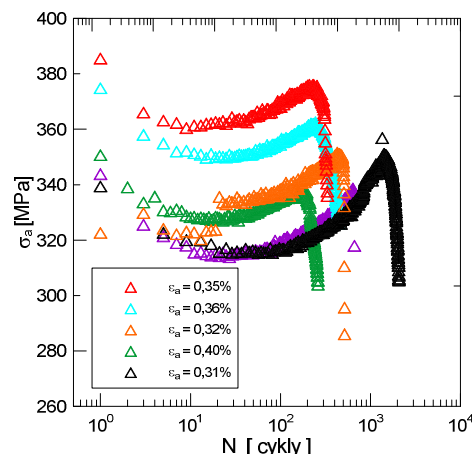
4.2.2 Materiál TiAl

Chování slitiny TiAl během únavového zatěžování bez prodlev je charakterizováno křivkami cyklického zpevnění/změkčení na obrázku 4.2.2-1. Tyto křivky naměřené v širokém rozsahu zkušebních amplitud celkové deformace měly podobný průběh. Základním rysem bylo krátké počáteční cyklické změkčení následované saturací, která přetrvávala po většinu únavového života. Cyklické změkčení v úplném závěru únavového života souvisí se šířením magistrální trhliny. Fáze stabilního šíření únavové trhliny je u této skupiny materiálů s nízkou lomovou houževnatostí ojedinělá.

Stabilní cyklické chování se výrazně změnilo s vložením 10-ti minutových tahových prodlev do cyklických zkoušek (viz obr. 4.2.2-2). Počáteční cyklické změkčení bylo výraznější a pozdější saturace byla nahrazena postupným cyklickým zpevňováním téměř až na hodnoty amplitudy napětí z počátečních cyklů únavového zatěžování. Poté následovala prudká změna na výrazné cyklické změkčování, které trvalo až do konce únavového života.



Obr. 4.2.2-1. Křivky cyklického zpevnění/změkčení slitiny TiAl u únavových zkoušek bez prodlev při 750 °C.

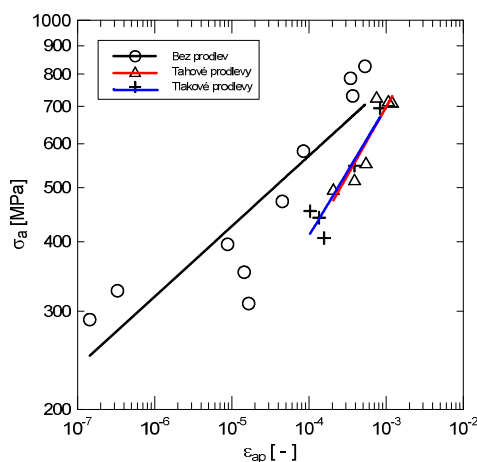


Obr. 4.2.2-2. Křivky cyklického zpevnění/změkčení slitiny TiAl u únavových zkoušek s tahovými prodlevami při 750 °C.

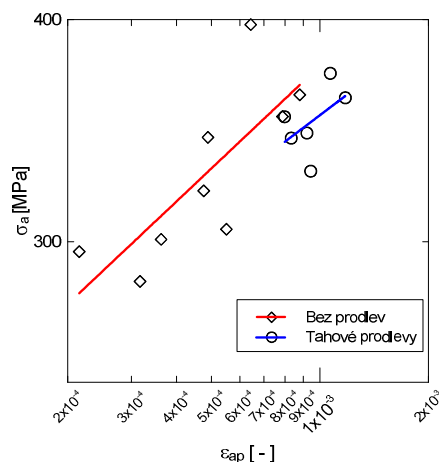
4.3 Cyklické deformační křivky

Cyklická plastická odezva na únavové zatěžování byla popsána cyklickými deformačními křivkami. Na obr. 4.3-1 jsou tyto křivky uvedeny pro superslitinu IN 792-5A z cyklických zkoušek při 800°C. Hodnoty amplitudy napětí a amplitudy plastické deformace byly získány v polovině únavového života jednotlivých zkušebních těles. Z obrázku 4.3-1 je patrné, že pro případ únavových zkoušek s tahovými prodlevami a také tlakovými prodlevami, jsou křivky posunuté od základní křivky stanovené při nepřerušovaném zatěžování (bez prodlev) k nižším hodnotám amplitudy napětí. Zmíněné posunutí se zvětšuje s klesající amplitudou plastické deformace.

Na obrázku 4.3-2 jsou uvedeny cyklické deformační křivky intermetalické slitiny TiAl při 750°C. Cyklická deformační křivka reprezentující zkoušky s tahovými prodlevami je posunuta k nižším hodnotám amplitudy napětí v porovnání s nepřerušovaným zatěžováním (bez prodlev) podobně jako u IN 792-5A. Obě křivky jsou téměř rovnoběžné. Při porovnání cyklické deformační křivky superslitiny IN792-5A a materiálu TiAl je zřejmý rozdíl jak v rozpětí hodnot amplitudy napětí, tak také amplitudy plastické deformace. Zatímco u IN 792-5A je rozpětí amplitudy plastické deformace jednotlivých testů ve 4 řádech, u TiAl je to pouze jeden řád pro přibližně stejný interval životnosti zkušebních těles.



Obr. 4.3-1. Cyklické deformační křivky superslitiny IN792-5A při teplotě 800 °C.



Obr. 4.3-2. Cyklické deformační křivky slitiny TiAl při teplotě 750 °C.

4.4 Křivky únavové životnosti

4.4.1 Materiál IN 792-5A

Na obr. 4.4.1-1 a 4.4.1-2 jsou křivky únavové životnosti. Každý experimentální bod v grafech představuje zkušební tyč cyklovanou až do lomu. Jako reprezentativní amplitudy napětí a plastické deformace byly u jednotlivých zkoušek zvoleny hodnoty v polovině únavového života. Počet cyklů do lomu byl u únavových zkoušek bez prodlev určen pomocí podmínky $\sigma_m/\sigma_a = -0,3$. Dosažení této podmínky během cyklování indikuje ve většině případů únavovou trhlinu rozšířenou přibližně do poloviny průřezu měrné délky. Tato podmínka ovšem dobře nefunguje u únavových zkoušek s prodlevami, protože již od začátku cyklování dochází k vývoji nenulového středního napětí (viz kapitola 4.6). Proto byla použita podmínka, která tuto skutečnost zohledňuje:

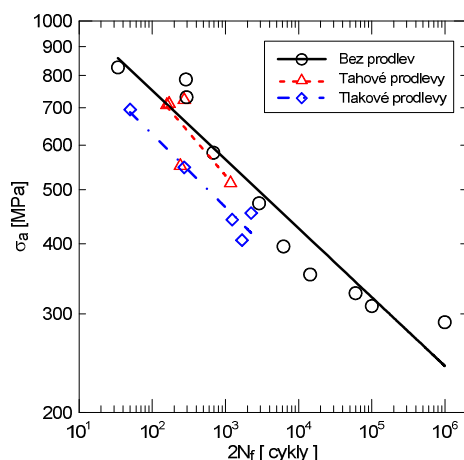
$$\frac{(\sigma_{\max}^i - \sigma_{\min}^i) - \sigma_a^{\text{ref}}}{\sigma_a^{\text{ref}}} \leq 0,7 \quad (10)$$

$\sigma_{\max}^i$ a $\sigma_{\min}^i$ jsou maximální a minimální hodnoty napětí dosažené v i -tém cyklu. Referenční hodnotou amplitudy napětí σ_a^{ref} byla stanovena hodnota σ_a dosažená v 10. cyklu. Rozdíl rozkmitu napětí daného cyklu a σ_a^{ref} se pak porovná s referenční hodnotou σ_a^{ref} . Pokud klesne tento poměr na hodnotu 0,7, zkouška se považuje za ukončenou.

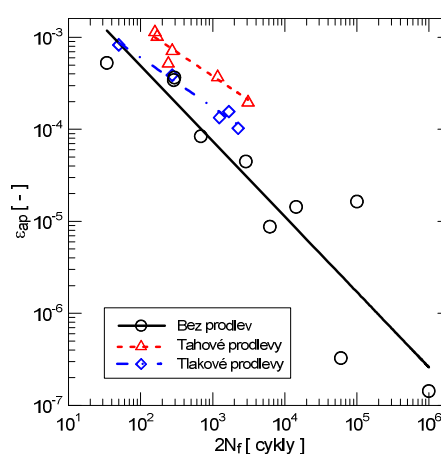
Z důvodů velké časové náročnosti byly cyklické zkoušky s prodlevami provedeny v menším rozsahu životnosti. K rozptylu experimentálních bodů přispívá zejména velký rozdíl modulů pružnosti mezi jednotlivými zkušebními tyčemi a také přítomnost licích defektů.

Obr. 4.4.1-1 zobrazuje křivky Basquinovy křivky únavové životnosti. Je zřejmé, že křivky spojitěho cyklování a cyklování s tahovými prodlevami jsou při teplotě 800°C velmi podobné. Naopak přítomnost tlakových prodlev výrazně zkrátila životnost. Pro určitou hodnotu amplitudy napětí je počet cyklů do lomu u cyklování s prodlevami v tlaku podstatně menší než u spojitěho cyklování.

Na obrázku 4.4.1-2 jsou uvedeny Mansonovy-Coffinovy křivky materiálu IN792-5A při 800°C pro všechny typy zatěžování. Křivka životnosti při cyklování s tahovými prodlevami je vůči křivce spojitěho cyklování posunuta k vyšším hodnotám počtu cyklů do lomu. Mansonova-Coffinova křivka životnosti u vzorků cyklovaných s tlakovými prodlevami se v měřeném rozsahu životností v rámci experimentálních chyb příliš neliší od křivky životnosti dosažené při spojitěm cyklování.

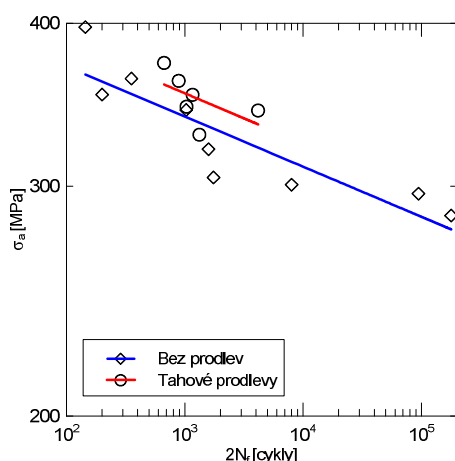


Obr. 4.4.1-1. Basquinovy křivky životnosti materiálu IN792-5A při teplotě 800 °C.

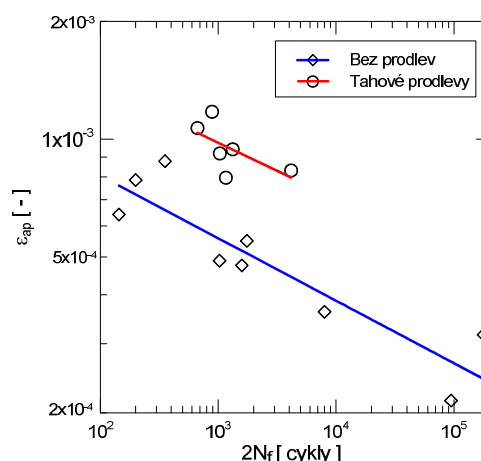


Obr. 4.4.1-2. Manson-Coffinovy křivky životnosti materiálu IN792-5A při teplotě 800 °C.

4.4.2 Materiál TiAl



Obr. 4.4.2-1. Basquinovy křivky životnosti slitiny TiAl při teplotě 750 °C.

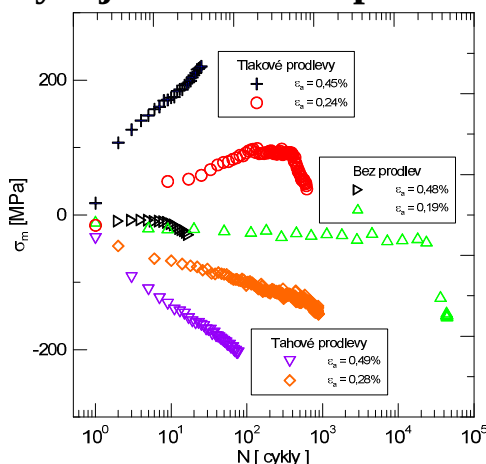


Obr. 4.4.2-2. Manson-Coffinovy křivky životnosti slitiny TiAl při teplotě 750 °C.

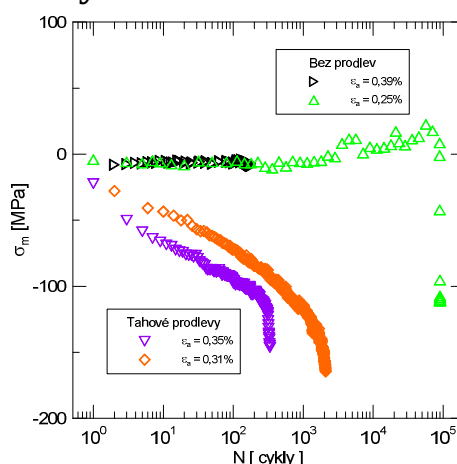
Obrázek 4.4.2-1 ukazuje Basquinovy křivky únavové životnosti pro materiál TiAl při teplotě 750°C. Basquinova křivka u zkoušek s tahovými prodlevami je posunuta v porovnání se zkouškami při spojitém cyklování přibližně o 20 MPa k vyšším hodnotám amplitudy napětí. Křivky jsou vzájemně rovnoběžné. Díky velké časové náročnosti bylo možné provést experimenty s prodlevami v omezeném rozsahu životností.

Mansonovy-Coffinovy křivky únavové životnosti slitiny TiAl při teplotě 750°C jsou uvedeny na obrázku 4.4.2-2. Křivka únavové životnosti u zkoušek s tahovými prodlevami je výrazně posunuta k vyšším hodnotám počtu cyklů do lomu. To je důsledek vývoje středního napětí.

4.5 Vývoj středního napětí během cyklických zkoušek



Obr. 4.5-1. Vývoj středního napětí během únavových zkoušek IN792-5A při 800 °C.

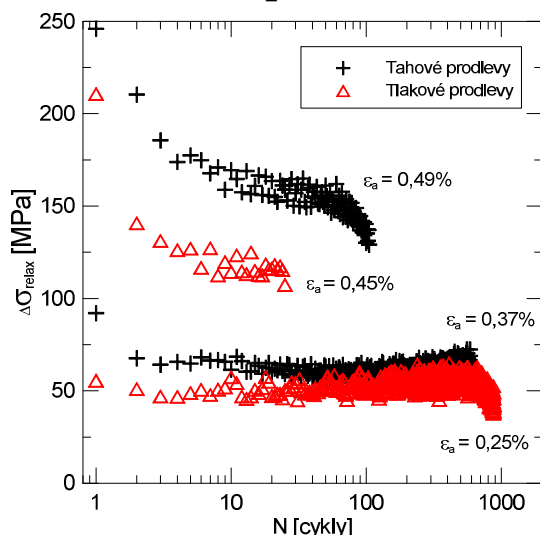


Obr. 4.5-2. Vývoj středního napětí během únavových zkoušek TiAl při 750 °C.

Nezanedbatelným činitelem v průběhu únavových zkoušek je střední napětí. Díky vloženým prodlevám probíhá určitý vývoj středního napětí σ_m během únavového života. Ten je na vybraných experimentech u materiálu IN792-5A znázorněn na obrázku 4.5-1. Pro symetrické cyklické zkoušky s konstantní amplitudou celkové deformace ($R_\epsilon = -1$) platí, že střední napětí zůstává kolem nulové hodnoty až do konečných fází únavového života. Tento průběh je podobný u všech zkoušek neohledně na velikost amplitudy celkové deformace. V případě zkoušek s tahovými prodlevami střední napětí pozvolna klesá v průběhu celého

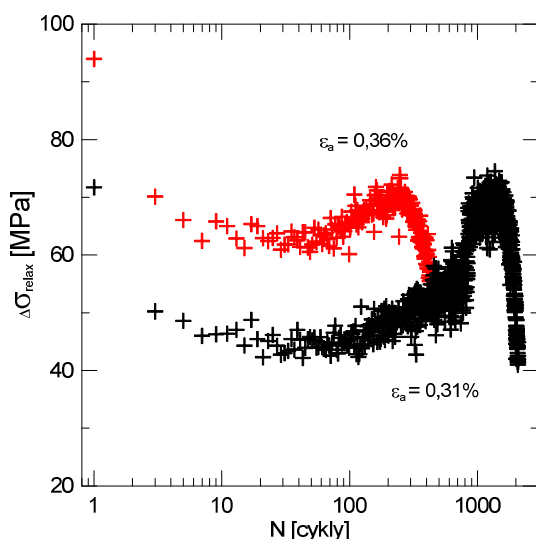
únavového života. S rostoucí amplitudou celkové deformace je tento pokles středního napětí výraznější. Vývoj středního napětí u experimentů s tlakovými prodlevami je přesně opačný. V průběhu celého testu střední napětí rostlo s výjimkou testů na menších amplitudách celkové deformace, kde v konečné fázi únavového života docházelo k poklesu díky šíření magistrální trhliny. Podobný charakter měl vývoj středního napětí u slitiny TiAl (viz obr. 4.5-2).

4.6 Relaxace napětí



Obr. 4.6-1. Vývoj relaxačního napětí během tahových a tlakových prodlev u IN792-5A při teplotě 800 °C.

únavové zkoušky a na jejím konci se zvyrazňuje s rostoucí amplitudou celkové deformace ε_a . Trend vývoje je ovšem u obou typů cyklování s tahovými a tlakovými prodlevami podobný. V počáteční fázi dochází k rychlému poklesu relaxačního napětí, který trvá několik cyklů. Velikost tohoto poklesu je závislá na amplitudě celkové deformace. U vysokých amplitud je tento pokles mnohem výraznější (až o 100 MPa). Poté následuje oblast stabilizovaného relaxačního napětí a to především u zkoušek s nízkou amplitudou celkové deformace. U vysokých amplitud dochází ke stálému mírnému poklesu. V konečných fázích únavového života dochází k zesílení tohoto poklesu díky přítomnosti únavové trhliny v měrné délce.



Obr. 4.6-2. Vývoj relaxačního napětí během tahových prodlev u slitiny TiAl při teplotě 750 °C.

Významným parametrem únavových zkoušek jsou vložené prodlevy v tahu či tlaku. V tahovém a tlakovém vrcholu hysterezní smyčky je držena konstantní hodnota celkové deformace po dobu 10 minut. Během prodlev dochází k relaxaci napětí, tudíž při konstantní hodnotě celkové deformace probíhá pokles napětí v případě tahových prodlev nebo růst napětí u tlakových prodlev. Velikost změny napětí $\Delta\sigma_{relax}$ od začátku prodlevy až po její konec se během únavového života mění. Tento vývoj je znázorněn na obrázku 4.6-1 pro superslitinu IN792-5A. Obecně lze konstatovat, že velikost relaxačního napětí $\Delta\sigma_{relax}$ je u zkoušek s tahovými prodlevami větší než u zkoušek s tlakovými prodlevami. Rozdíl mezi velikostmi $\Delta\sigma_{relax}$ na začátku

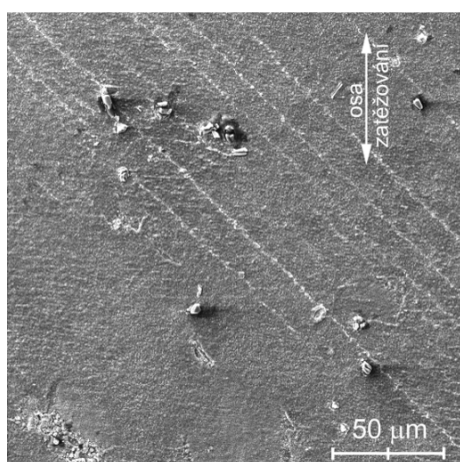
Obrázek 4.6-2 ukazuje závislost relaxačního napětí na počtu cyklů u slitiny TiAl. Průběh $\Delta\sigma_{relax}$ je odlišný v porovnání se superslitinou IN792-5A a také velikost relaxačního napětí je menší. Počátečních několik desítek cyklů se vyznačuje zřetelným poklesem relaxačního napětí. Následně se trend vývoje začne obracet a relaxační napětí začne narůstat. Relaxační napětí se postupně zvyšuje, až dosáhne maxima, po kterém následuje prudký pokles. Tato oblast již odpovídá části únavového života, kdy průřez měrné délky je oslaben šířící se únavovou trhlinou.

4.7 Rastrovací elektronová mikroskopie

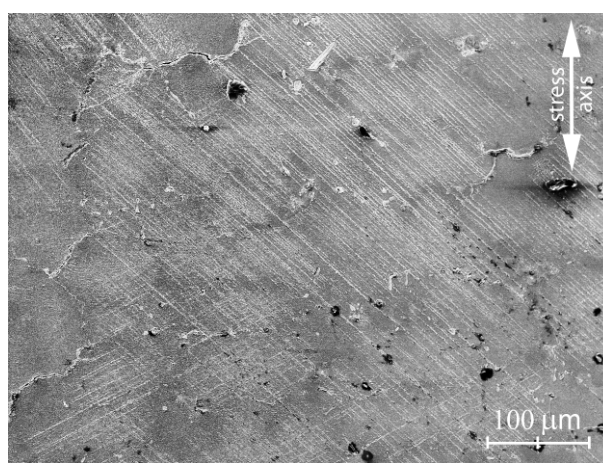
4.7.1 Povrchový reliéf

4.7.1.1 Superslitina IN792-5A

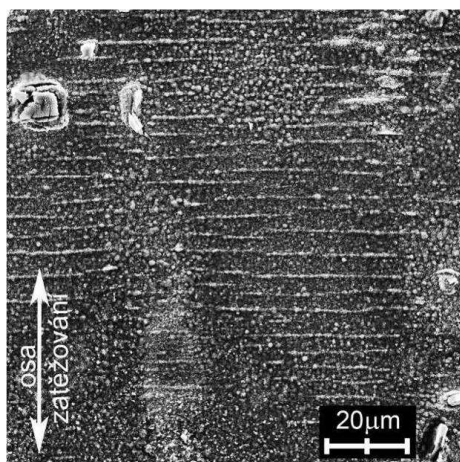
Po únavovém zatěžování bylo provedeno pozorování povrchového reliéfu měrných délek na vybraných zkušebních tyčích. Byly pozorovány především zkušební tyče cyklované na velkých amplitudách celkové deformace. Obrázek 4.7.1.1-1 zachycuje místo v sousedství magistralní únavové trhliny. Zde již byly pozorovány typické persistentní skluzové stopy, které svíraly úhel 45° s osou zatěžování. Na snímku (levá dolní část) jsou ovšem také patrné jemné stopy kolmé k ose zatěžování. Vhodně orientovaná zrna, ve kterých docházelo k intenzivní plastické deformaci, obsahují velkou hustotu persistentních skluzových stop a více aktivovaných skluzových systémů jako například na obrázku 4.7.1.1-2.



Obr. 4.7.1.1-1. Persistentní skluzové stopy (REM-SE, superslitina IN792-5A, $\epsilon_a = 0,52 \%$).



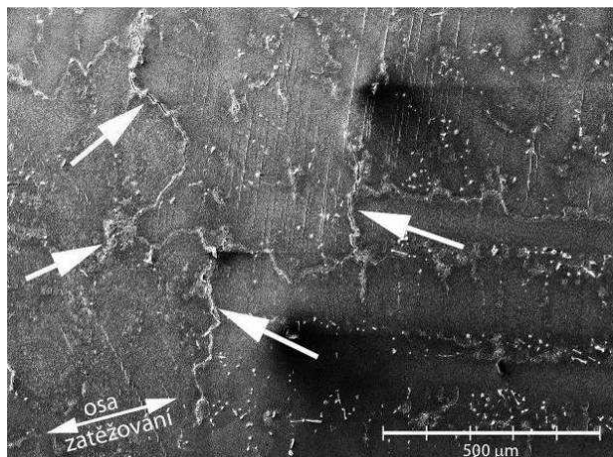
Obr. 4.7.1.1-2. Snímek povrchového reliéfu s vícenásobným skluzem (REM-SE, superslitina IN792-5A, $\epsilon_a = 0,51 \%$).



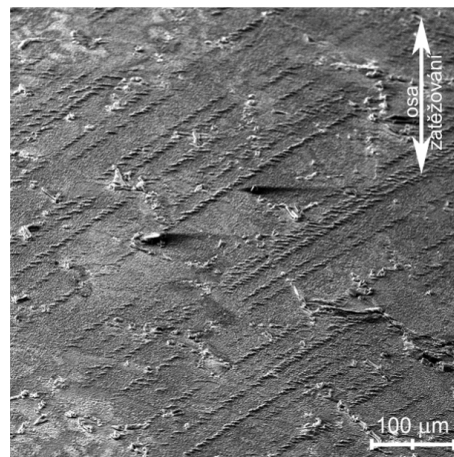
Obr. 4.7.1.1-3. Povrchový reliéf tvořený jemnými stopami (REM-SE, superslitina IN792-5A, 800°C , $\epsilon_a = 0,40 \%$).

Zavedením tahových prodlev do únavového zatěžování se zvýšila hustota únavových trhlin na měrné délce zkušebních tyčí. Jejich rozložení bylo rovnoměrné. Místa iniciace byly opět mezidendritické oblasti. Následné šíření trhlin probíhalo převážně podél hranic dendritických zrn a mezidendritickými prostory. Na podstatné části povrchu se vyskytují oblasti s jemnými stopami (viz obr. 4.7.1.1-3) podobné těm, které byly pozorovány u únavového zatěžování bez prodlev. Jejich hustota se zvyšuje vždy v místech, která odpovídají velké plastické deformaci jako například v blízkosti únavové trhliny. Obvykle bývají orientovány kolmo na osu zatěžování. Tyto stopy byly pozorovány na povrchu všech analyzovaných vzorků nehlédě

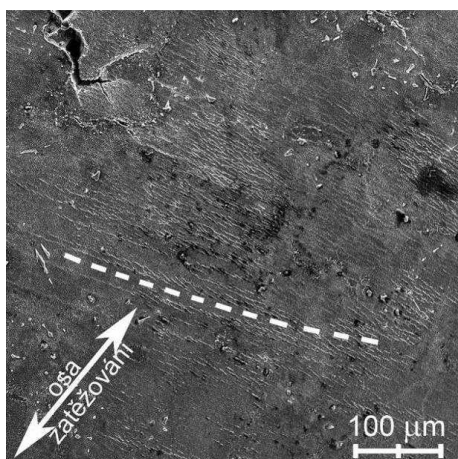
skluzových stop nejsou spojitě, ale jsou složené z krátkých izolovaných úseků o délce přibližně 5 až 15 μm svírajících s makroskopickým směrem stopy určitý úhel, který je v různých zrnech odlišný. Iniciace únavových trhlin však ve většině případů neprobíhala podél těchto stop, ale podél hranic zrn (viz obr. 4.7.1.1-4, kde jsou trhliny označeny šipkami) a také v místech vyššího výskytu křehkých karbidických fází.



Obr. 4.7.1.1-4. Únavové trhliny na hranicích zrn. V těch jsou viditelné persistentní skluzové stopy (REM-SE, superslitina IN792-5A, 800 °C, $\varepsilon_a = 0,49\%$).



Obr. 4.7.1.1-5. Vhodně orientované zrno s výrazným povrchovým reliéfem (REM-SE, superslitina IN792-5A, 800 °C, $\varepsilon_a = 0,54\%$).

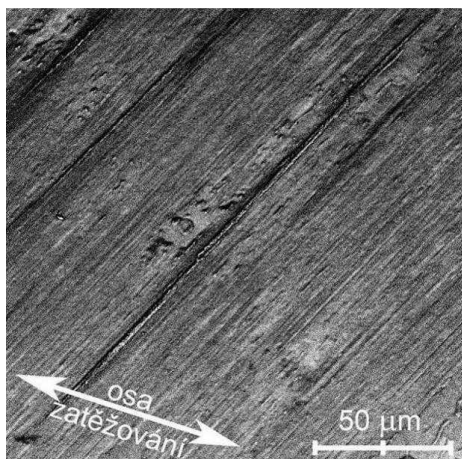


Obr. 4.7.1.1-6. Povrchový reliéf po cyklování s tlakovými prodlevami (REM-SE, superslitina IN792-5A, 800 °C, $\varepsilon_a = 0,45\%$).

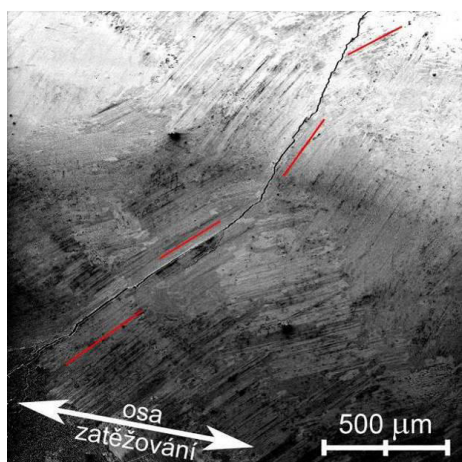
Cyklické zatěžování s tlakovými prodlevami vedlo k výraznému zkrácení únavové životnosti, ale na povrchu zkušebních tyčí nebyl pozorován silněji vyvinutý reliéf. Opět byly nalezeny krátké, zvlněné stopy. V některých místech byly uskupeny do pásů, jejichž směr je označen na obrázku 4.7.1.1-6 pomocí čerchované linie. Vložení tahových prodlev zvýšilo četnost únavových trhlin na povrchu. Byly nalezeny také trhliny, v jejichž okolí nebyly žádné viditelné stopy po lokalizaci cyklické plastické deformace. Z těchto poznatků lze usuzovat, že s vložení prodlev do cyklického zatěžování došlo k modifikaci mechanismů porušování. Role persistentních skluzových stop jako míst iniciace únavových trhlin je méně důležitá a dominantním se stává iniciace na hranicích zrn či mezidendritických prostorech a na karbidech.

4.7.1.2 Intermetalická slitina TiAl

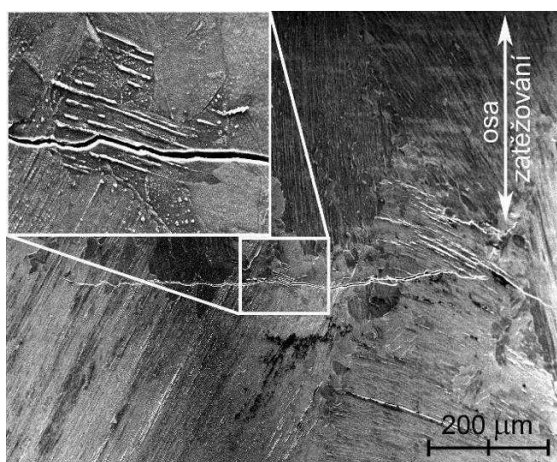
Analýza povrchu měrné délky vybraných zkušebních tyčí slitiny TiAl odhalila, že mechanismus únavového porušování odráží strukturní složitost studované intermetalické slitiny. Nejzřetelnějším projevem cyklické plastické deformace jsou persistentní skluzové stopy (PSS), které v této slitině vznikají podél rozhraní sousedících lamel (viz obr. 4.7.1.2-1). Tyto stopy byly pozorovány na všech typech rozhraní (α_2/γ , γ/γ , γ/β). Vyskytovaly se především ve vhodně orientovaných zrnech po celé délce měrné délky. Délka jednotlivých PSS byla řádově stovky mikrometrů.



Obr. 4.7.1.2-1. Persistentní skluzové stopy na rozhraní mezi lamelami (REM-SE, slitina TiAl, 750 °C, $\varepsilon_a = 0,25$ %).



Obr. 4.7.1.2-2. Šíření únavové trhliny podél lamel jednotlivých lamelárních kolonií (REM-SE, slitina TiAl, 750 °C, $\varepsilon_a = 0,25$ %).



Obr. 4.7.1.2-3. Šíření únavové trhliny při cyklickém zatěžování s tahovými prodlevami s detailem místa iniciace (REM-SE, slitina TiAl, 750 °C, $\varepsilon_a = 0,36$ %).

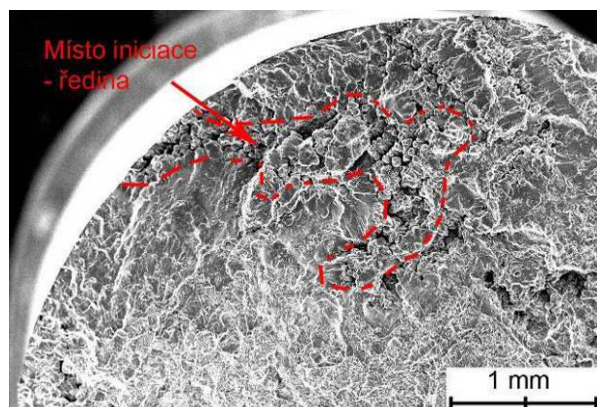
Povrch zkušebních tyčí po únavových zkouškách s tahovými prodlevami vykazoval podobné projevy lokalizace cyklické plastické deformace jako u spojitěho cyklování bez prodlev. Rozdíly jsou ale patrné v místech iniciace únavových trhlin. Byl pozorován výrazný nárůst počtu trhlin v oblastech ekvixiálních zrn na hranicích lamelárních kolonií (viz obr. 4.7.1.2-3).

4.7.2 Lomová plocha

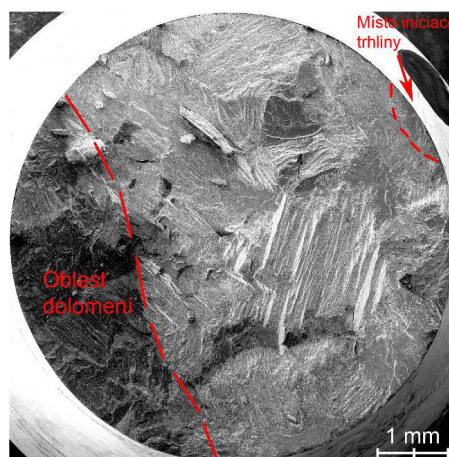
4.7.2.1 Superslitina IN792-5A

U vybraných zkušebních tyčí byly studovány lomové plochy s cílem popsat charakteristické rysy únavového porušování u superslitiny IN792-5A a slitiny TiAl při spojitěho cyklování a cyklování s prodlevami. Lomové plochy IN792-5A se vyznačovaly velikou členitostí, která je dána povahou materiálu. Ten je litý a má hrubou dendritickou strukturu. Únavová trhlina využívala během šíření především místa nehomogenit a slabých míst struktury, mezi které patří řediny, karbidy a hranice dendritických zrn. V případě spojitěho cyklického zatěžování za vysokých teplot probíhá iniciace únavových trhlin v místech nespojitosti zkušebního materiálu. V tomto případě takovými místy byly zmiňované řediny. Obrázek 4.7.2.1-1 ukazuje nejčastější případ iniciace únavových trhlin a tím jsou řediny ústící na povrch nebo vyskytující se těsně pod povrchem, kde dochází také

k intenzivnímu působení oxidace. Přidání prodlev do cyklování vede ještě k větší členitosti lomové plochy. To je zapříčiněno větším počtem míst iniciace únavových trhlin.



Obr. 4.7.2.1-1. Detail lomové plochy slitiny IN792-5A s povrchovým místem iniciace trhliny po spojitém cyklování bez prodlev (REM-SE, 800 °C, $\varepsilon_a = 0,22\%$).



Obr. 4.7.2.2-1. Lomová plocha slitiny TiAl po spojitém cyklickém zatěžování se zřetelným místem iniciace a oblastí dolomení (REM-SE, 750 °C, $\varepsilon_a = 0,245\%$).

4.7.2.2 Slitina TiAl

Při pozorování lomových ploch slitin TiAl po spojitém cyklickém zatěžování a cyklickém zatěžování s tahovými prodlevami nebyly nalezeny výrazné charakteristické rozdíly. Díky stupni oxidace povrchu a pozorování pouhým okem bylo možné nalézt místa iniciace únavových trhlin. Ve všech případech únavové trhliny vznikaly na povrchu. Lomová plocha se vyznačovala velikou členitostí, která souvisí s hrubou lamelární strukturou slitiny. Na základě orientace příslušného zrna k ose zatěžování se únavová trhlina šířila podél lamel nebo napříč lamelami. V prvním případě je pak na lomové ploše pozorována relativně hladká fazeta. Pro druhý případ šíření má lomová plocha schodovitý charakter. V příhodně orientovaných koloniích proběhlo šíření interlamelárně a ve zbylých translamelárně. V některých oblastech měl lom schodovitý charakter, což znamená, že trhlina se opakovaně šířila podél lamel a posléze přeskočila translamelárním lomem skrz několik lamel. V blízkosti oblasti dolomení, kdy únavová trhlina byla již dlouhá, byla nalezena delaminace jednotlivých lamel, což může svědčit o větvení magistralní trhliny. Na obr. 4.7.2.2-1 je snímek lomové plochy po cyklickém zatěžování bez prodlev.

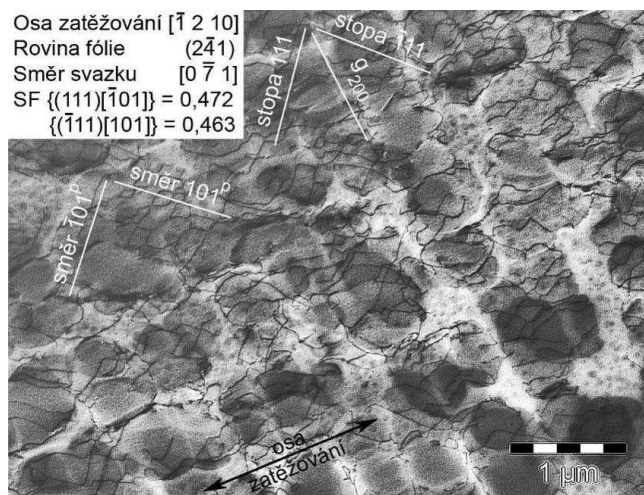
4.8 Transmisní elektronová mikroskopie

4.8.1 Mikrostruktura po únavových zkouškách bez prodlev

Obecně lze říci, že nalezené dislokační struktury mají výrazně heterogenní charakter. K tomu přispívá především orientace daného zrna vůči ose zatěžování a rozdílný charakter struktury v jednotlivých místech materiálu. Obrázky 4.8.1-1 a 4.8.1-2 jsou pořízeny ze zkušební tyče materiálu IN792-5A cyklované při vysokých amplitudách celkové deformace a tedy s vysokou amplitudou plastické deformace ($\varepsilon_a = 0,48\%$, $\varepsilon_{ap} = 0,053\%$). Díky tomu je ve struktuře relativně vysoká dislokační hustota a v závislosti na orientaci zrna bylo pozorováno několik rozdílných dislokačních uspořádání.

Na obrázku 4.8.1-1 je zachycena struktura zrna, které bylo příhodně orientováno pro vícenásobný skluz. Dislokace jsou rovnoměrně rozloženy v kanálech γ matrice a pro svůj pohyb využívají několika vhodných skluzových rovin. Schmidovy faktory dvou nejvhodněji orientovaných rovin jsou v popisovém poli. Na snímku jsou naznačeny příslušné směry

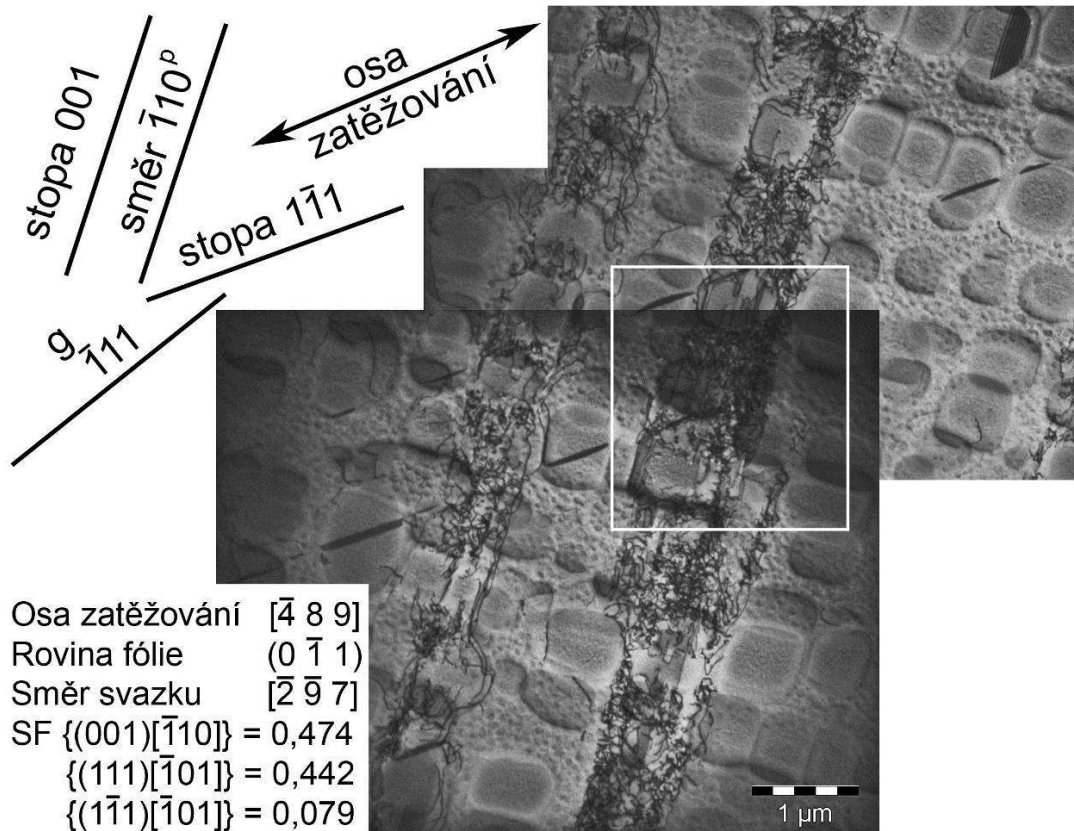
Burgersových vektorů. Pro tyto směry je také možný příčný skluz do rovin $(1\bar{1}1)$ nebo $(11\bar{1})$. Díky vysokému počtu vhodných skluzových rovin a možnému příčnému skluzu byly dislokace přítomny především v kanálech γ matrice a pouze sporadicky v precipitátech γ' . Směry $[\bar{1}01]$ a $[101]$ příslušející k vhodným skluzovým rovinám (111) a $(\bar{1}\bar{1}1)$ nejsou rovnoběžné s rovinou snímku. Vyznačené směry na snímku jsou pouze průměty daného směru do této roviny, a proto jsou označeny indexem „p“.



Obr. 4.8.1-1. Oblast ze zrna orientovaného pro vícenásobný skluz (IN792-5A, TEM fólie H55-1B, 800 °C, $\varepsilon_a = 0,48 \%$, $\sigma_a = 827 \text{ MPa}$, $N_f = 17$).

Obrázek 4.8.1-2 ukazuje výraznou lokalizaci cyklické plastické deformace do dlouhých dislokačních pásů. Ty byly v tomto zrně ve velké četnosti a všechny byly rovnoběžné se stopou roviny kubického systému (001) . Tento druh rovin není pro tvorbu skluzových pásů u superslitin typický, ale pro tuto konkrétní orientaci krystalu je Schmidův faktor vyšší než pro roviny typu $\{111\}$. Hustota dislokací je v pásích velmi vysoká a převážná část dislokací se vyskytuje v kanálech matrice. V precipitátech se objevují pouze individuální dislokace s Burgersovým vektorem $[\bar{1}10]$. Oblasti mimo pásy byly téměř bez dislokací. Na snímku jsou

také patrné vrstevné chyby, které jsou rovnoběžné s rovinou $(1\bar{1}1)$.

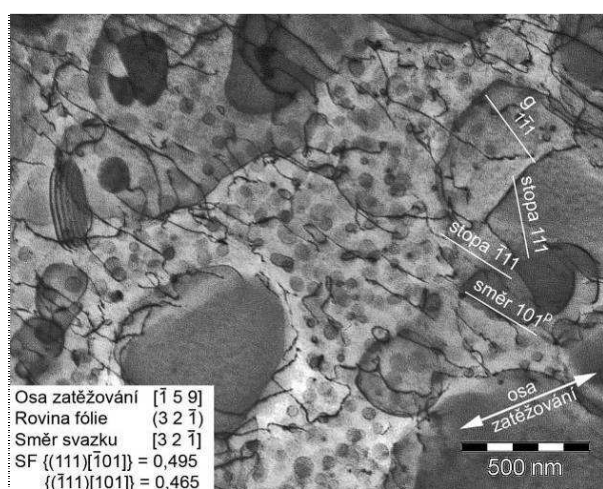


Obr. 4.8.1-2. Lokalizace cyklické plastické deformace do dislokačních pásů podél roviny kubického systému (IN792-5A, TEM fólie H55-2A, 800 °C, $\varepsilon_a = 0,48 \%$, $\sigma_a = 827 \text{ MPa}$, $N_f = 17$).

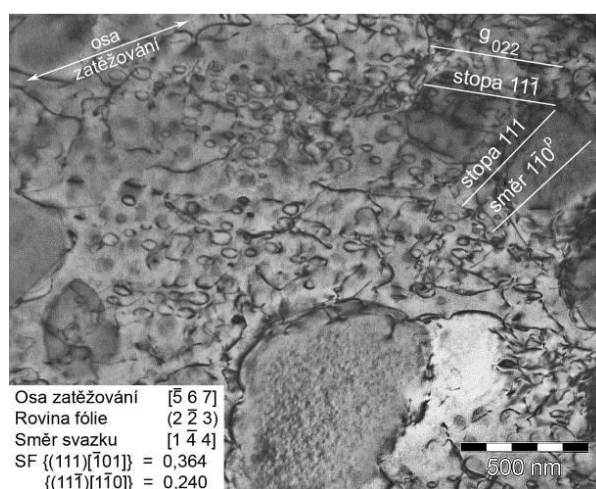
4.8.2 Mikrostruktura po únavových zkouškách s tahovými prodlevami

Amplituda plastické deformace během cyklování s tahovými prodlevami byla o řád vyšší než u nejkratších cyklických zkoušek bez prodlev. I přesto nebyla dislokační hustota v materiálu výrazně vyšší. Na druhou stranu zmiňovaná nerovnoměrnost rozložení dislokací se zřetelně snížila. V případě cyklování s tahovými prodlevami nebyla při TEM pozorování nalezena žádná lokalizace plastické deformace do dislokačních pásů.

Na obrázku 4.8.2-3 je detail místa tvořeného širokými kanály matrice se sférickými precipitáty. Byla pořízena série snímků v různých difrakčních podmínkách. Na snímku lze vidět homogenní rozložení dislokací v matrici. Jednotlivé dislokace jsou různě prohnuté díky vzájemné interakci s přítomnými sférickými precipitáty. V matrici lze také vidět dislokační smyčky kolem precipitátů zbylé po průchodu dislokací.



Obr. 4.8.2-1. Oblast s homogenním rozložením dislokací v matrici (IN792-5A, 800 °C, TEM fólie H74E, $\varepsilon_a = 0,49\%$, $\sigma_a = 708\text{ MPa}$, $N_f = 105$).



Obr. 4.8.3-1. Oblast matrice se sférickými precipitáty a dislokačními smyčkami kolem nich (IN792-5A, TEM fólie H76B, 800 °C, $\varepsilon_a = 0,45\%$, $\sigma_a = 695\text{ MPa}$, $N_f = 25$).

4.8.3 Mikrostruktura po únavových zkouškách s tlakovými prodlevami

Obrázek 4.8.3-1 byl získán z fólie zkušební tyče cyklované s tlakovými prodlevami s vysokou amplitudou plastické deformace. Dislokační hustota byla přibližně stejně vysoká jako u fólií po zkouškách s tahovými prodlevami a také zde nebyla nalezena lokalizace cyklické plastické deformace do skluzových pásů. Místo na obrázku se vyznačuje nižším obsahem kubických precipitátů a rozsáhlou oblastí matrice se sférickými precipitáty, kolem kterých byly pozorovány četné dislokační smyčky. Na rozhraní γ/γ' je patrná zvýšená hustota dislokací.

5. ZÁVĚRY

Studium současného působení únavy a creepu u niklové superslitiny Inconel 792-5A a TiAl slitiny v předložené disertační práci vedlo k závěrům shrnutých v následujících bodech:

Superslitina IN792-5A

- **Struktura** – Materiál byl tvořen hrubou dendritickou strukturou o velikosti zrna 3 mm. Ve struktuře se vyskytovaly karbidy podél hranic dendritických zrn a také v mezidendritických prostorech. Byly také nalezeny licí defekty o velikostech až v řádu stovek mikrometrů. Mikrostruktura materiálu byla tvořena matricí γ a zpevňujícími precipitáty γ' . Objemový podíl γ' byl asi 68 %. Precipitáty se vyskytovaly ve dvou morfologických modifikacích: kubické (velikost hrany 600 nm) a sférické (průměr 190 nm).
- **Cyklické chování** – Během spojitého cyklického zatěžování bylo pozorováno stabilní cyklické chování v celém rozsahu použitých amplitud celkové deformace. S vložením tahových prodlev do zatěžování docházelo k souvislému cyklickému změkčování, které se zvýrazňovalo s rostoucí amplitudou celkové deformace. U cyklických zkoušek s tlakovými prodlevami bylo zaznamenáno ještě výraznější cyklické změkčení.
- **Cyklické deformační křivky** – Souvislé cyklické změkčování charakteristické pro oba druhy zkoušek s prodlevami způsobily posun jejich cyklických deformačních křivek k nižším hodnotám amplitudy napětí vzhledem ke křivce reprezentující spojitý cyklický zatěžování.
- **Křivky únavové životnosti** – Byly získány v několika reprezentacích:
 - i) Basquinovy křivky životnosti – Na únavovou životnost v této reprezentaci mají negativní vliv pouze tlakové prodlevy.
 - ii) Mansonovy-Coffinovy křivky životnosti – Křivky zkoušek s prodlevami jsou posunuté vzhledem ke křivce náležející spojitému cyklování k vyšším životnostem.
 - iii) Křivky životnosti ϵ_a vs. $2N_f$ – Byla zjištěna zřetelná redukce únavového života při cyklickém zatěžování s tlakovými prodlevami.
- **Vliv prodlev** – Lze shrnout do těchto bodů:
 - i) Vývoj středního napětí – Tahové prodlevy vedly ke vzniku tlakového středního napětí, které vedlo k pozitivnímu vlivu na životnost. Vložení tlakových prodlev naopak mělo za následek vývoj tahového středního napětí, které vedlo ke zkrácení únavové životnosti
 - ii) Relaxace napětí – Ve struktuře superslitiny nebylo zjištěno porušování charakteristické pro creep (tj. především kavity).
- **Povrchový reliéf**:
 - i) Spojité cyklování – Zejména u zkušebních tyčí zatěžovaných velkými amplitudami plastické deformace byly nalezeny dlouhé a dobře vyvinuté persistentní skluzové stopy, rovnoběžné se stopami rovin {111}. Byl pozorován výskyt polí jemných stop kolmých k ose zatěžování. Jejich vznik lze vysvětlit dislokační aktivitou v kanálech matrice kolmých k ose zatěžování.

- ii) Cyklické zatěžování s tahovými prodlevami – Byl nalezen výrazně vyvinutý reliéf složený z nespojitě řady extruzí. Byla zjištěna pole jemných stop kolmých k ose zatěžování.
- iii) Cyklické zatěžování s tlakovými prodlevami – Byl pozorován výskyt jemných stop, které byly uspořádány do masívních pásů. PSP nebyly nalezeny.
- Inicie a šíření únavových trhlin – Oxidace výrazně zasahuje do mechanismu iniciace a porušování při teplotě 800 °C. Iniciace únavových trhlin byla zjištěna na hranicích dendritických zrn, z povrchových či podpovrchových ředin a z karbidických fází. S vložením prodlev do zatěžování se zvýšil počet míst iniciace únavových trhlin na povrchu materiálu. Ty se během únavového života spojovaly a vytvořily magistrální trhlínu. Pozorování pomocí EBSD ukázalo, že trhliny se šíří mezidendritickými prostory a podél hranic zrn s vysokou četností karbidů a ředin.
- Pozorování TEM – Lokalizace cyklické plastické deformace do pásů byla nalezena pouze po spojitém cyklování. Dislokační struktura byla výrazně heterogenní. Vložením prodlev došlo ke snížení této heterogenity. To lze vysvětlit vlivem působení tepelně aktivovaných procesů v průběhu prodlevy. Dislokace byly nalezeny převážně v kanálech matrice γ se zřetelnou snahou vyhýbat se precipitátům. Sférické precipitáty v matici působí jako účinné překážky v pohybu mobilních dislokací.

Slitina TiAl

- Struktura
 - i) Ve výchozím stavu materiálu byly nalezeny fáze γ , α_2 , β_2 . Slitina byla tvořena lamelárními koloniemi o velikost 320 μm a pásy ekviaxiálních zrn γ a β_2 podél hranic kolonií. Průměrná tloušťka lamel γ byla 1,9 μm . Tloušťka lamel α_2 byla 190 nm.
 - ii) Během zatěžování a expozici materiálu na teplotě 750 °C docházelo k fázovým transformacím metastabilních fází α_2 a β_2 . Lamely α_2 se podélně rozpadaly na velmi tenké lamely $\alpha_2 + \gamma$. Ve fázi β_2 probíhala precipitace fáze ω a také překrystalizace na fáze γ a α_2 .
- Cyklické chování – Cyklické zatěžování bez prodlev se vyznačovalo stabilní cyklickou odezvou materiálu v celém rozsahu amplitud celkové deformace. Vložení tahových prodlev vedlo k počátečnímu cyklickému změkčování, které bylo vystřídáno výrazným cyklickým zpevněním. Zpevňování lze vysvětlit fázovými transformacemi. U zkoušek s delší životností bylo cyklické zpevnění výraznější. U spojitěho cyklování fázové transformace nestačí proběhnout v dostatečném rozsahu.
- Cyklická deformační křivka – Křivka reprezentující cyklické zatěžování s tahovými prodlevami je posunuta vůči křivce spojitěho cyklování k nižším amplitudám napětí.
- Křivky únavového života
 - i) Basquinovy křivky – Zavedení prodlev posouvá mírně Basquinovu křivku k vyšším životnostem. K tomuto posunu může přispívat zpevňující vliv probíhajících fázových transformací.
 - ii) Mansonovy-Coffinovy křivky – Křivka životnosti náležející cyklování s prodlevami je výrazně posunuta k vyšším hodnotám amplitudy plastické deformace.

iii) Křivky životnosti ε_a vs. $2N_f$ – Tahové prodlevy mají mírný pozitivní vliv na únavovou životnost, který roste s růstem amplitudy deformace.

- Vliv prodlev

- i) Střední napětí – Během tahových prodlev vznikalo tlakové střední napětí, které je pro únavovou životnost prospěšné.
- ii) Relaxační napětí – Vývoj velikosti relaxačního napětí má podobný průběh jako cyklické křivky zpevnění/změkčení.
- iii) Fázové transformace – Díky několikanásobně delšímu setrvání na teplotě 750 °C proběhly fázové transformace u testů s prodlevami ve výrazně větším rozsahu než při spojitém cyklování.

- Povrchový reliéf – Byly nalezeny následující povrchové útvary:

- i) Persistentní skluzové stopy podél mezilamelárních rozhraní byly nalezeny ve velké četnosti. Byly tvořeny extruzemi a oxidickými intruzemi podél lamelárního rozhraní.
- ii) Vzájemně rovnoběžné extruze uvnitř lamel fáze γ , které vznikaly pravděpodobně mechanickým dvojčatěním, které dosáhlo až na povrch.
- iii) Jemné skluzové stopy v ekviaxiálních zrnech fáze γ byly nalezeny velmi často. Jejich vznik souvisí se skluzovou aktivitou podél vhodných skluzových rovin.

- Inicie a šíření únavových trhlin – Inicie únavových trhlin probíhala ve většině případů podél mezilamelárních rozhraní v koloniích, které měly lamely orientované k ose zatěžování téměř kolmo. S vložením prodlev se iniciovaly trhliny také podél skluzových stop v ekviaxiálních zrnech fáze γ . Šíření únavových trhlin probíhalo kombinací mezilamelárního, translamelárního šíření. Vzhled lomové plochy připomínal křehké porušení.

6. LITERATURA

- [1] SUZUKI, A., POLLOCK, T.M.: High-Temperature Strength and Deformation of γ/γ' Two-Phase Co–Al–W–Base Alloys. *Acta Materialia*, 2008, vol. 56, issue 6, s. 1288-1297.
- [2] DURAND-CHARRE, M.: *The Microstructure of Superalloys*. Gordon & Breach science publisher, Amsterdam, 1997.
- [3] DONACHIE, M.J., DONACHIE, S.J.: *Superalloys – A Technical Guide*, 2nd ed., ASM International, 2002, ISBN 0-087170-749-7.
- [4] PINEAU, A., ANTALOVICH, S.D.: High Temperature Fatigue of Nickel-Base Superalloys – A Review with Special Emphasis on Deformation Modes and Oxidation. *Engineering Failure Analysis*, 2009, vol. 16, s. 2668-2697.
- [5] HAKL, J., VLASÁK, T., LAPIN, J.: Creep Behaviour and Microstructural Stability of Cast Nickel Based Superalloy IN 792 – 5A, *Kovove materialy*, 2007, vol. 45, s. 177-188.
- [6] PETRENEC, M., OBRTLÍK, K., POLÁK, J.: PETRENEC, M., OBRTLÍK, K., POLÁK, J.: High Temperature Low Cycle Fatigue of Superalloys Inconel 713LC and Inconel 792-5A. *Key Engineering Materials*, 2007, vol. 348-349, s. 101-104.
- [7] PETRENEC, M., OBRTLÍK, K., POLÁK, J., MAN, J.: Effect of Temperature on the Low Cycle Fatigue of Cast Inconel 792-5A. *Key Engineering Materials*, 2007, vol. 345-346, s. 383-386.
- [8] TAKEUCHI, S., KURAMOTO, E.: Temperature and Orientation Dependence of the Yield Stress in Ni_3Ga Single Crystals. *Acta Metallurgica*, 1973, vol. 21, s. 415-425.
- [9] PAIDAR, V., POPE, D.P., VITEK, V.: A Theory of the Anomalous Yield Behavior in L_{12} Ordered alloys. *Acta Metallurgica*, 1984, vol. 32, s. 435-448.
- [10] HIRSCH, P.B.: A New Theory of Anomalous Yield Stress in L_{12} Alloys. *Philosophical Magazine A*, 1992, vol. 65, s. 569-612.
- [11] SAADA, G., VEYSSIÈRE, P.: The Dissociation of a Screw Superdislocation in the L_{12} Structure. *Philosophical Magazine A*, 1992, vol. 66, s. 1081-1103.
- [12] BALUC, N., SCHÄUBLIN, R.: Weak Beam Transmission Electron Microscopy Imaging of Superdislocations in Ordered Ni_3Al . *Philosophical Magazine A*, 1996, vol. 20, no. 1, s. 113-136.
- [13] KRUMML, T.: *Habitační práce – Habilitation à diriger der recherches*, 2002, Université de Poitiers.
- [14] YAMAGUCHI, M., UMAKOSHI, Y.: The Deformation Behaviour of Intermetallic Superlattice Compounds. *Progress in Materials Science*, 1990, vol. 34, s. 1-148.
- [15] IMAYEV, R.M., IMAYEV, V.M., OEHRING, M., APPEL, F.: Alloy Design Concepts for Refined Gamma Titanium Aluminide Based Alloys. *Intermetallics*, 2007, vol. 15, s. 451-460.
- [16] ZHANG, W.J., CHEN, G.L., APPEL, F.: Effect of Nb Addition on the Phase Transformation of Gamma-TiAl Alloys. In: *Intermetallics and Superalloys: EUROMAT 99*, Weiheim: Wiley-VCH, 2000, Vol.10, s. 362–7.
- [17] KIM, Y.W., DIMIDUK, D.M.: Designing Gamma TiAl Alloys: Fundamentals, Strategy and Production. *Structural Intermetallics*, Warrendale (PA): TMS, 1997, s. 531-543.
- [18] APPEL, F., WAGNER, R.: Microstructure and Deformation of Two Phase γ -Titanium Aluminides. *Material Science and Engineering*, 1998, vol. R22, s. 187-268.
- [19] APPEL, F., HECKEL, T.K., CHRIST, H.J.: Electron Microscope Characterization of Low Cycle Fatigue in a High-Strength Multiphase Titanium Aluminide Alloy. *International Journal of Fatigue*, 2010, vol. 32, s. 792-798.
- [20] HAKL, J., VLASÁK, T., LAPIN, J.: Creep Behaviour and Microstructural Stability of Cast Nickel Based Superalloy IN 792-5A. *Metallic materials*, 2007, vol. 45, s. 177 – 188.

7. VLASTNÍ PUBLIKACE

- [1] ŠMÍD, M., OBRTLÍK, K., PETRENEC, M.: Effect of tensile dwell on low cycle fatigue of cast superalloy Inconel 792-5A at 800 °C. *Key Engineering Materials*, 2012, vol. 488-489, s. 735-738.
- [2] ŠMÍD M., PETRENEC M., POLÁK J., OBRTLÍK K., CHLUPOVÁ A.: Analysis of Effective and Internal Cyclic Stress Components in the Inconel Superalloy Fatigued at Elevated Temperature. *Advanced Materials Research*, 2011, vol. 278, s. 393-398.
- [3] ŠMÍD, M., OBRTLÍK, K., PETRENEC, M., POLÁK, J., HRBÁČEK, K.: Fatigue properties of nickel-base superalloy inconel 792-5A at 800°C. In *Metal 2010 - 19th international conference on metallurgy and materials*. Ostrava: Tanger s.r.o, 2010. s. 1-6. ISBN 978-80-87294-15-4.
- [4] ŠMÍD, M., PETRENEC, M., Polák, J., OBRTLÍK, K.: Analýza tvaru hysterezních smyček lité niklové superslitiny únavově zatěžované při 800 °C. In *Letná škola únavy materiálů 2008*. Žilina: EDIS-Žilinská univerzita v Žilině, 2008. s. 190-194. ISBN 978-80-8070-888-7.
- [5] PETRENEC, M., ŠMÍD, M., KRUML, T., OBRTLÍK, K., POLÁK, J.: Low cycle fatigue of cast γ -TiAl based alloys at high temperature. *Key Engineering Materials*, 2011, vol. 452-453, s. 421-424.
- [6] PETRENEC, M., TESAŘOVÁ, H., BERAN, P., ŠMÍD, M., ROUPCOVÁ, P.: Comparison of low cycle fatigue of ductile cast irons with different matrix alloyed with nickel. *Procedia Engineering*, 2010, vol. 2, s. 2307-2316.
- [7] PETRENEC, M., ŠMÍD, M., POLÁK, J., OBRTLÍK, K.: Effect of elevated temperatures on the shape of hysteresis loop of nickel based superalloy. In *Assessment of reliability of materials and structures: Problems and solutions*. St. Petersburg : St. Petersburg's State Polytechnic University, 2008, s. 278-282. ISBN 978-5-7422-1856-2.
- [8] PETRENEC, M., ŠMÍD, M., OBRTLÍK, K., POLÁK, J.: Effect of Temperature on cyclic stress components of Inconel 738LC superalloy. In *Proceedings of 17th European Conference on Fracture*. Brno: VUT IUM Brno, 2008. s. 1358-1365. ISBN 978-80-214-3692-3.
- [9] PETRENEC, M., ŠMÍD, M., POLÁK, J.: Fatigue Life and Fracture of Cast Gamma TiAl Intermetallic Alloy at Room and Elevated Temperatures. In *Metal 2011 - 20th international conference on metallurgy and materials*, 2011, s. 969-974.

8. CURRICULUM VITAE

Jméno: Ing. Miroslav Šmíd
Datum narození: 21.2.1984
Telefon: +420 532 290 343
E-mail: smid@ipm.cz
Národnost: česká
Adresa: Nádražní 819, Bučovice, 685 01, Česká Republika

Vzdělání

2008 – 2012 Doktorské studium na Ústavu materiálových věd a inženýrství, VUT Brno. Dizertační téma: Současné působení únavy a creepu u Ni superslitiny a slitiny TiAl.

2003 – 2008 Magisterské studium na Fakultě strojního inženýrství, VUT Brno, specializace: materiálové inženýrství. Téma diplomové práce: Stanovení zkrácených cyklických deformačních křivek superslitiny IN738 LC při zvýšených teplotách.

1999 – 2003 Gymnázium Bučovice

Pracovní zkušenosti

2008 – současnost Ústav fyziky materiálu, AV ČR, Brno, Česká Republika

Aktivity

- Spoluúčast na projektech GAČR P107/11/2065, P107/11/0704, P204/11/1453.

Experimentální schopnosti

- Obsluha servo-hydraulických systémů pro únavové zkoušky.
- Práce s rastrovacím elektronovým mikroskopem a fokusovaným iontovým svazkem.
- Práce s transmisním elektronovým mikroskopem a použití metody orientovaných fólií.

Abstrakt: Cílem této doktorské práce bylo studium vlivu 10-ti minutových prodlev na chování a vlastnosti pokročilých vysokoteplotních materiálů při nízkocyklové únavě. Experimentální materiály použité v této práci jsou litá niklová superslitina IN792-5A a litá intermetalická slitina TiAl-7Nb. Únavové zkoušky byly provedeny v řízení deformace s konstantní amplitudou celkové deformace a rychlostí deformace. Superslitina IN792-5A byla podrobena cyklickému zatěžování bez prodlev a cyklickému zatěžování s tahovými nebo tlakovými prodlevami při teplotě 800 °C. Materiál TiAl-7Nb byl cyklicky zatěžován bez prodlev a také s tahovými prodlevami při teplotě 750 °C. Byly naměřeny křivky zpevnění/změkčení, cyklické deformační křivky, Mansonovy-Coffinovy křivky a Basquinovy křivky únavové životnosti. Během prodlev byl zaznamenáván průběh relaxace napětí. Během cyklování s prodlevami byl dokumentován vývoj středního napětí. Mikrostruktura obou slitin byla studována v SEM a TEM před zatěžováním a po cyklickém zatěžování. Pozorování povrchového reliéfu odhalilo lokalizaci cyklické plastické deformace stejně jako místa iniciace únavových trhlin. Šíření únavových trhlin bylo popsáno na základě pozorování lomových ploch a podélných řezů měrné délky. Dislokační struktury vzniklé v průběhu zatěžování byly studovány a popsány.

Abstract: The present doctoral thesis is focused on the effect of dwells on the low cycle fatigue behaviour of advanced high temperature materials. 10 minutes strain holds are introduced into the cyclic straining of cast Ni-based superalloy IN792-5A and cast intermetallic alloy TiAl-7Nb which were chosen as experimental material. Fatigue experiments were conducted in strain control mode with constant total strain amplitude and strain rate. IN792-5A was subjected to continuous cyclic loading test as well as fatigue tests either with tensile peak strain holds or compressive peak strain holds at temperature 800 °C. TiAl-7Nb was experimentally examined by continuous cyclic loading tests and also by fatigue test with tensile peak strain hold times at temperature 750 °C. Cyclic hardening/softening curves, cyclic stress-strain curves, Manson-Coffin curves and Basquin curves were obtained. Stress relaxation data were measured during hold times. Mean stress evolution was observed and documented. Microstructure of both alloys was observed in as-received state and also after cyclic loading by means of SEM and TEM. Surface relief investigation revealed cyclic plastic strain localisation as well as fatigue crack initiation sites. Fatigue crack propagation was described using fracture surface and longitudinal gauge section observations. Dislocation structures developed in the course of fatigue tests were studied and documented.