



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

VYSOKOCYKLOVÁ ÚNAVA TITANOVÉ SLITINY Ti6Al4V

HIGH CYCLE FATIGUE OF Ti6Al4V TITANIUM ALLOY

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

BC. DENISA BÁRTKOVÁ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

PROF. ING. STANISLAV VĚCHET, CSC.

BRNO 2013

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav materiálových věd a inženýrství

Akademický rok: 2012/13

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. Denisa Bártková

který/která studuje v **magisterském studijním programu**

obor: **Materiálové inženýrství (3911T011)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Vysokocyklová únava titanové slitiny Ti6Al4V

v anglickém jazyce:

High cycle fatigue of Ti6Al4V titanium alloy

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Na základě provedení vysokocyklových únavových zkoušek posoudit chování studovaného materiálu při cyklickém zatěžování. Dosažené výsledky porovnat s literárními údaji.

Cíle diplomové práce:

1. Literární rešerše dané problematiky
2. Analýza literárních údajů
3. Provedení mechanických zkoušek
4. Diskuze
5. Závěry

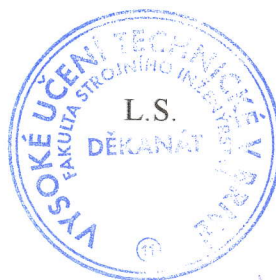
Seznam odborné literatury:

1. Pluhař, J., Koritta, J.: Strojírenské materiály, SNTL/ALFA Praha, 1977
2. Ptáček, L. a kol.: Nauka o materiálu I, CERM, s.r.o., Brno, 2001
3. Veles, P.: Mechanické vlastnosti a skúšanie kovov, SNTL Praha, 1985

Vedoucí diplomové práce: prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2012/13.

V Brně, dne 9.10.2012



prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc., dr. h. c.
Děkan

ABSTRAKT

Hlavním cílem této diplomové práce je analýza vysokocyklových únavových vlastností titanové slitiny Ti-6Al-4V. V první části teoretické rešerše jsou shrnuty současné poznatky o výrobě, vlastnostech a využití slitin titanu. Druhá polovina je věnována shrnutí poznatků o procesu únavy materiálu. V rámci experimentální části práce byla provedena metalografická analýza, vyhodnocení zkoušky tahem a ohybem a především vyhodnocení vysokocyklového únavového chování dané slitiny při různých parametrech asymetrie cyklu.

Klíčová slova:

Vysokocyklová únava, Wöhlerova křivka, asymetrie cyklu, titanové slitiny, Ti-6Al-4V, Grade 5.

ABSTRACT

The main goal of this master's thesis is an analysis of high-cycle fatigue of titanium alloy Ti- 6Al- 4V. In the first section of a theoretical part of the thesis, there are summarized current facts about production, properties and applications of titanium alloys. The second section pursues fatigue behaviour of material. An experimental part consists of metallographic analysis, evaluation of tension and bending tests and mainly analysis of high-cycle fatigue behavior for different assymetry ratios.

Keywords:

High-cycle fatigue, Wöhler's curve, assymetry ratio, titanium alloys, Ti-6Al-4V, Grade 5.

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

BÁRTKOVÁ, D. *Vysokocyklová únava titanové slitiny Ti6Al4V*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2013. 97s. Vedoucí diplomové práce prof. Ing. Stanislav Věchet, CSc..

PODĚKOVÁNÍ

Tímto bych chtěla poděkovat zejména vedoucímu diplomové práce prof. Ing. Stanislavu Věchtovi, CSc. za cenné rady a připomínky při řešení této práce. Dále bych chtěla poděkovat panu prof. RNDr. Janu Kohoutovi, CSc. za pomoc při řešení experimentální části, paní Ivě Davidové za pomoc při přípravě metalografických vzorků a v neposlední řadě mé rodině a přátelům za podporu během celého studia.

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci *Vysokocyklová únava titanové slitiny Ti6Al4V* vypracovala samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, které jsou uvedeny v seznamu použité literatury.

V Brně dne 24. 5. 2013

.....
Denisa Bártková

OBSAH

ÚVOD	3
1 TITAN A JEHO SLITINY	5
1.1 ZÁKLADNÍ VLASTNOSTI.....	5
1.2 VÝROBA A ZPRACOVÁNÍ SLITIN TITANU.....	6
1.2.1 Výroba čistého titanu.....	6
1.2.2 Výroba ingotů.....	10
1.2.3 Primární zpracování	12
1.2.4 Sekundární zpracování.....	12
1.3 STRUKTURA A VLASTNOSTI SLITIN TITANU.....	17
1.3.1 Skupina α -slitin.....	19
1.3.2 Skupina β -slitin.....	20
1.3.3 Skupina slitin ($\alpha+\beta$).....	21
1.3.4 Vliv tepelného zpracování na strukturu a vlastnosti	21
1.3.5 Slitina Ti-6Al-4V.....	25
1.4 SPECIFICKÉ VLASTNOSTI A APLIKACE	28
1.4.1 Výhodné mechanické vlastnosti.....	28
1.4.2 Korozní odolnost.....	30
1.4.3 Supravodivost.....	32
1.4.4 Tvarová paměť a pseudoplasticita.....	34
1.4.5 Superplasticita.....	36
1.4.6 Biokompatibilita.....	37
2 ÚNAVA MATERIÁLU	39
2.1 CHARAKTERISTIKY ÚNAVOVÉHO ZATĚŽOVÁNÍ.....	40
2.2 STÁDIA ÚNAVOVÉHO PROCESU.....	42
2.2.1 Stádium změny mechanických vlastností	42
2.2.2 Nukleace únavové trhliny	48
2.2.3 Šíření trhliny.....	51
2.2.4 Únavový lom.....	55
2.3 ÚNAVOVÁ ŽIVOTNOST	57
2.3.1 Vysokocyklová únava.....	57
2.3.2 Nízkocyklová únava.....	58
2.4 KONCEPCE DESIGNU KONSTRUKCÍ VZHLEDEM K ÚNAVOVÉ ŽIVOTNOST.....	60
2.5 ÚNAVOVÉ VLASTNOSTI TITANOVÝCH SLITIN.....	62
3 CÍLE PRÁCE	66
4 METALOGRAFICKÁ ANALÝZA	67
4.1 METODIKA.....	67
4.2 VÝSLEDKY METALOGRAFICKÉ ANALÝZY.....	67
5 STATICKÁ ZKOUŠKA TAHEM A OHYBEM	69

5.1	METODIKA ZKOUŠKY TAHEM.....	69
5.2	METODIKA ZKOUŠKY OHYBEM.....	69
5.3	VÝSLEDKY STATICKÝCH ZKOUŠEK.....	70
6	ZKOUŠKA VYSOKOCYKLOVÉ ÚNAVY.....	71
6.1	METODIKA ÚNAVOVÉ ZKOUŠKY.....	71
6.2	VÝSLEDKY ÚNAVOVÝCH ZKOUŠKY.....	73
6.2.1	Ti-6Al-4V.....	73
6.2.2	Ti-3Al-2,5V.....	76
6.2.3	Srovnání Ti-6Al-4V a Ti-3Al-2,5V.....	77
6.2.4	Haighův diagram.....	78
	ZÁVĚRY.....	79
	SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY.....	80
	SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK.....	85
	SEZNAM OBRÁZKŮ.....	87
	SEZNAM TABULEK.....	89
	SEZNAM PŘÍLOH.....	90

ÚVOD

První zmínka o novém neznámém prvku je z roku 1791, kdy jej objevil klerik a amatérský mineralog Gregor v ilmenitové rudě v britském Cornwallu. O čtyři roky později německý chemik Klaproth identifikoval oxid téhož neznámého prvku v rutilové rudě. Pojmenoval jej titan (*titanium*) podle mytologických Titánů, mocných potomků matky země Gaie a boha Urana. Titan byl izolován až o více než sto let později. Izolace titanu z rudy byla složitá zejména kvůli silné reaktivitě s kyslíkem a dusíkem. Komerčně atraktivní proces byl navržen až v roce 1937 Lucemburčanem Williamem Justinem Krolllem. Principem tohoto procesu je redukce $TiCl_4$ hořčíkem v inertní atmosféře za vzniku tzv. titanové houby. Krollův proces se používá v prakticky nezměněné podobě dodnes. [1]

Na konci čtyřicátých let již byla shromážděna řada poznatků o mechanických a fyzikálních vlastnostech a také o možnostech změn vlastností legováním. Největší předností titanu byla zejména vysoká pevnost a nízká hustota. Pro letecké účely byl titan použit poprvé v roce 1949 ve Spojených státech. V období po druhé světové válce, kdy nastalo nejisté období studené války, se začalo investovat do výzkumu a vývoje technologií zpracování titanu, neboť skýtal potenciál jako materiál pro vojenské účely (zejména v USA a SSSR). Výsledkem byl poměrně rychlý vývoj adekvátních technologií s kvalitní vědeckou základnou. V roce 1954 byla představena nejznámější a nejpoužívanější titanová slitina Ti-6Al-4V. Ve Velké Británii se například slavná firma Rolls-Royce zabývala vývojem slitin pro motory pracující za zvýšených teplot. V řadě vědeckých prací byla však prokázána také výborná korozní odolnost. Zejména titan komerční čistoty (tzv. CP-titan) se začal používat pro aplikace v mořské vodě či chemickém průmyslu. [1][2]

V současné době je titan a jeho slitiny atraktivní pro celé spektrum aplikací. Hlavním omezením je vysoká cena, která je způsobená především vysokými výrobními náklady. V přepočtu na jednotku objemu je izolace titanu z rudy více než pětikrát dražší než v případě hliníku a zpracování na ingoty a finální produkt je více než desetkrát dražší. Titanové slitiny se tak používají především pro speciální aplikace, které plně využívají jejich specifických vlastností s výhodným poměrem cena-výkon. Mezi takové aplikace patří například kostry letadel (vysoká pevnost v kombinaci s nízkou hustotou), letecké motory (vysoká pevnost, nízká hustota, odolnost vůči creepu až do 550 °C), biomedicínské aplikace (vysoká pevnost, korozní odolnost), ponorky (korozní odolnost, vysoká pevnost, nízká hustota) atd. [1][3]

Únava materiálu je proces změn stavu a vlastností materiálu vyvolaný cyklickým namáháním. Popudem k podrobnému studiu únavového chování materiálů byl poznatek, že při cyklickém zatěžování dochází k porušení při napětích mnohem menších než je mez pevnosti. Cyklické zatěžování je úzce spjato také s leteckým průmyslem - ať už se mluví o cyklu v pojetí otáčky rotoru, či cyklu vzletů - přistání. V roce 1981 byla publikována studie zabývající se leteckými nehodami od roku 1934. Ve více než třech stovkách případů byl únava materiálu jednou z příčin selhání. Od té doby bylo učiněno velké množství poznatků o únavovém procesu a je mu přikládána čím dál větší pozornost zejména u moderních sofistikovaných zařízení - již zmíněné letecké aplikace, kosmické lodě, ponorky apod. [4]

Je zřejmé, že celá řada výše zmíněných titanových aplikací je vystavena zvýšenému riziku únavového porušení. Cílem této práce je shrnout jak poznatky o titanových slitinách, tak o únavě materiálů. Experimentální část se zabývá vysokocyklovou únavou slitiny Ti-6Al-4V.

I. TEORETICKÁ ČÁST

1 TITAN A JEHO SLITINY

1.1 Základní vlastnosti

Hlavní předností titanu a jeho slitin je největší měrná pevnost ze všech kovových materiálů. Dalšími specifickými vlastnostmi titanových slitin jsou korozní odolnost, biokompatibilita a odolnost vůči působení zvýšených teplot. V tabulce 1.1 je uveden přehled základních fyzikálních vlastností titanu. V tabulce 1.2 je srovnání vybraných vlastností s jinými materiály.

Tab. 1.1 Přehled fyzikálních vlastností titanu [5]

Značka	<i>Ti</i>	
Atomové číslo	22	
Skupina	<i>IV.B</i>	
Elektronová konfigurace	$[Ar]3d^24s^2$	
Oxidační čísla ve sloučeninách	+3 +4	
Elektronegativita	1,54	
Relativní atomová hmotnost	47,867	
Teplota tání	1668 °C	Vysoká
Teplota varu	3287 °C	Vysoká
Tepelná vodivost	11,4 W/m.K	Nízká
Koeficient tepelné roztažnosti	8,41 $\mu m/m.K$	Nízký
Měrný elektrický odpor	420 n $\Omega . m$	Vysoký
Hustota	4500 kg/m ³	Nízká

Tab. 1.2 Srovnání některých vlastností titanu s jinými prvky [1]

	Ti	Fe	Ni	Al
Teplota tání [°C]	1670	1538	1455	660
Alotropická přeměna	882 °C $\beta \rightarrow \alpha$	912 °C $\gamma \rightarrow \alpha$	-	-
Krystalová struktura	<i>bcc</i> \rightarrow <i>hcp</i>	<i>fcc</i> \rightarrow <i>bcc</i>	<i>fcc</i>	<i>fcc</i>
Modul pružnosti [GPa]	115	215	200	72
Hustota [kg.m⁻³]	4500	7800	8900	2700
Rel. korozní odolnost	velmi vysoká	nízká	střední	vysoká
Rel. reaktivita s O₂	velmi vysoká	nízká	nízká	vysoká
Cena	velmi vysoká	nízká	vysoká	střední

1.2 Výroba a zpracování slitin titanu

Titan se v přírodě nachází v celé řadě minerálů, v nichž se vyskytuje zpravidla jako čtyřmocný. Pro praktické využití mají největší význam rutil (TiO_2) a ilmenit ($FeTiO_3$). Rutilová ruda je výhodnější z hlediska těžby a přípravy ke zpracování na kov. Její zdroje jsou však téměř vyčerpané, a proto je 91 % světové spotřeby pokryto ilmenitem, jenž má poměrně rozsáhlá naleziště.

Tab. 1.3: Příklady titanových rud [14]

Minerál	Složení	(TiO_2)
Rutil	TiO_2 Tetragonální, dvojčata	cca 95%
Anatas	TiO_2 Tetragonální, téměř oktaedrický	cca 95%
Brookit	TiO_2 Ortorombický	cca 95%
Ilmenit	$TiFeO_3$	40-60%
Leukoxen	$Fe_2O_3 \cdot nTiO_2$	>65%

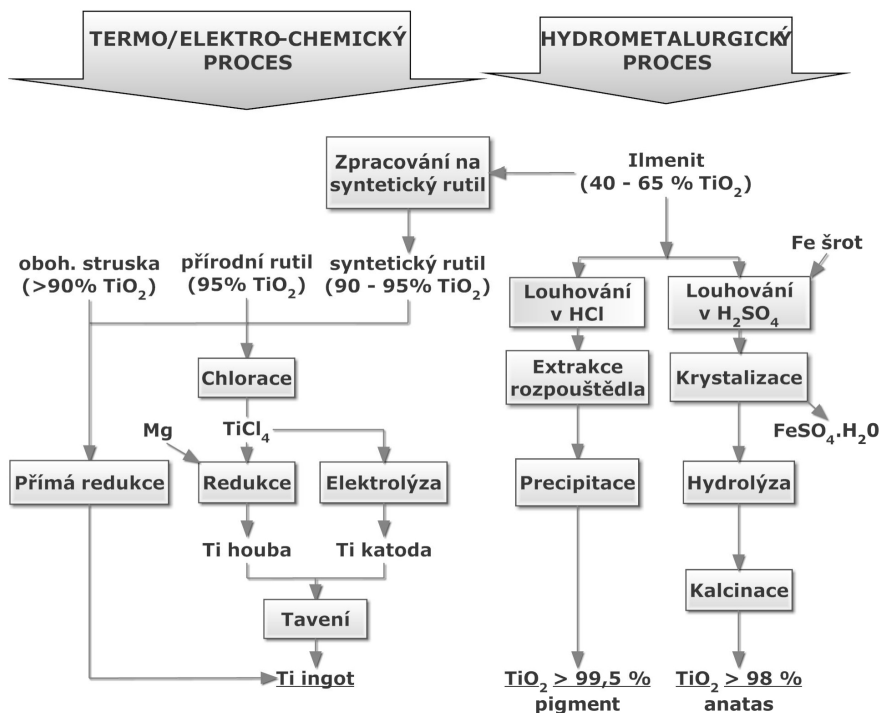
Nejpoužívanější produkt titanu je oxid titaničitý, který se používá v celé řadě odvětví – jako pigment, plnivo ve výrobě papíru, plastů a pryží nebo jako tavidlo při výrobě skla. Jen asi 6 % produkce připadá na výrobu kovového titanu. [14]

1.2.1 Výroba čistého titanu

Na obr. 1.1 je schématicky znázorněn proces výroby kovového titanu a oxidu titaničitého. Při výrobě TiO_2 se používají dvě základní metody – chloridová a tradiční sulfátová. V současné době se nejčastěji používá metoda chloridová, jejíž výhodou je nižší cena a snazší zpracování odpadu. Nevýhodou jsou vyšší požadavky na jakost vstupních surovin.

Kovový titan se komerčně vyrábí tzv. Krollovým procesem, který je založen na redukcí chloridu titaničitého hořčíkem. Tento proces má nízkou efektivitu, vysoké energetické nároky a také vysoké nároky na kvalitu vstupních surovin.

V případě, že je výchozí surovinou rutil, je proces jednodušší, protože se jedná o 95% oxid titaničitý. Ilmenit však obsahuje pouze 40 - 65 % titanu a dále obsahuje velké množství železa, které není pro další zpracování přijatelné. Proto se ilmenit zpracovává na syntetický rutil anebo na vysoce obohacenou strusku.



Obr. 1.1: Výroba kovového titanu a oxidu titaničitého [14]

Zpracování na obohacenou stusku

V tomto procesu dochází k chemické separaci titanu a železa. Separace je založena na velkých rozdílech ve stabilitě oxidů těchto prvků a na fyzikální separaci obohacené stusky a surového železa v důsledku rozdílů v jejich hustotě. Jedná se o proces tavení ilmenitu (v elektrické obloukové peci, plazmatické obloukové peci, redukční rotační peci), který je netypický zejména proto, že hlavním produktem je stuska a surové železo je produktem vedlejším.

Používají se obvykle ilmenity s nižším obsahem TiO_2 (do 52 %). Díky vysokému obsahu železa v těchto rudách jsou zajištěny výhodné termodynamické podmínky pro tavení a pro výrobu kvalitního surového železa jako vedlejšího produktu. Dalším důvodem pro zpracovávání těchto rud na stusku je, že v produkci TiO_2 (resp. Ti) nemají jinak významné odbytiště.

Finální kvalita stusky závisí především na čistotě ilmenitu a redukčních činidel.

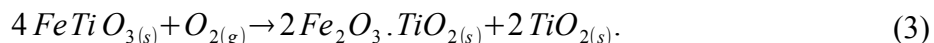
Aby bylo zajištěno, že všechny termodynamické pochody probíhají správně, je teplota procesu nastavena na 1650 °C - 1700 °C. Během tohoto procesu probíhají dvě paralelní reakce:



Oxid železnatý FeO působí jako tavidlo. Při poklesu jeho obsahu je tedy nutné zvýšit operační teploty. Z tohoto důvodu není možné snížit konečný obsah FeO pod 8 – 10 %. Vliv na kvalitu stusky má také obsah Ti_2O_3 . [14][15][16]

Zpracování na syntetický rutil

Existuje celá řada postupů pro přípravu syntetického rutilu (Becher proces, Murso proces, Laporte proces, Benelite proces, aj.), které mají své specifické výhody i nevýhody. V průmyslu se nejčastěji používá tzv. Becher proces, který odstraní nežádoucí FeO a zanechá syntetický rutil o obsahu TiO_2 až 90 %. Prvním krokem je oxidace ilmenitu v rotační peci za přístupu vzduchu, při které dojde k přeměně železa v ilmenitu na oxid:



Dále se vzniklý pseudobrookit ($Fe_2O_3 \cdot TiO_{2(s)}$) redukuje v rotační peci:



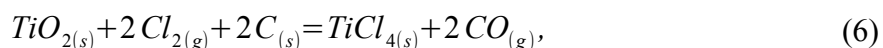
Dalším krokem je aerace, během které dochází k odstranění většiny železa, které vzniklo během redukce:



To se provádí ve velkých tancích s chloridem amonným za dmýchání vzduchu. Zoxidované železo se usazuje ve formě kalu - jemnější oxid železa se oddělí od větších částic syntetického rutilu. Zbytky oxidu jsou odstraněny pomocí kyseliny sírové (0,5 mol/l). [1][14]

Termo/elektro-chemický proces

Syntetický rutil nebo obohacená struska je chlorována při 900 – 950°C za vzniku chloridu titaničitého:



Chlorid titaničitý však nemá dostatečnou čistotu, a proto se dočišťuje pomocí tzv. frakční destilace. Ta probíhá ve dvou krocích – nejdříve se odstraní nečistoty s nižším bodem varu (CO , CO_2) a poté nečistoty jako $SiCl_4$, $SnCl_4$ apod., které mají vyšší bod varu. Odstranění některých nečistot (např. $VOCl_3$) vyžaduje složitější přístup (přidávek minerálních olejů, sirovodíku nebo mědi), protože mají teplotu varu blízkou teplotě varu $TiCl_4$. Chlorace se obvykle provádí v fluidním loži, šachtové peci anebo v roztavené solné lázni. [14]

Krollův proces

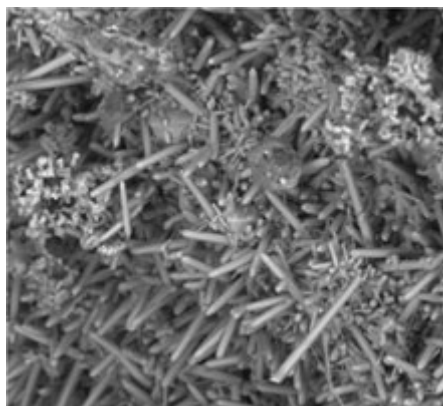
Dalším krokem je již vlastní Krollův proces. Redukce čistého $TiCl_4$ probíhá v reaktoru s kovovým hořčíkem za přítomnosti inertního plynu (Ar , He) za teploty 800 - 850°C podle reakcí:



Produktem je titanová houba. Dříve bylo nutné odstranit zbytkový $MgCl_2$ louhováním v kyselině. V dnešní době se používají metody založené na selektivním vypařování, které umožňují odstranit $MgCl_2$ již v průběhu Krollova procesu – např. profukování inertním plynem, vakuová destilace (VDP).

Je důležité, aby titanová houba neobsahovala tvrdé, křehké a odolné částice oxidů, nitridů nebo komplexních oxynitridů titanu, které mohou vést k iniciaci trhlin v hotovém výrobku. V houbě se vyskytuje také zbytkový uhlík, dusík, kyslík, křemík a železo. Jejich množství se musí udržovat pod určitou mezí, jinak mohou ovlivnit vlastnosti finálního produktu (např. *C, N, O* zvyšuje pevnost a snižuje tažnost). [6][14]

Jak již bylo zmíněno, hlavními nevýhodami Krollova procesu jsou především nízká efektivita, vysoká spotřeba energie a vysoká cena. Proto je snaha o navrhovat různé úpravy (úprava reaktorů, regenerace $MgCl_2$, VDP) a alternativní procesy. Například TiRo je kontinuální nízkoteplotní proces, jehož produktem je titanový prášek (viz obr. 1.2), který má oproti titanové houbě řadu výhod. I přes tato zdokonalení však mají tyto termo-chemické procesy minimální potenciál k větší úspoře nákladů. [17]



Obr. 1.2: Titanový prášek [17]

Naopak elektro-chemické procesy jsou považovány za klíčové technologie, které by mohly vést k výraznému snížení výrobních nákladů. Největší výhodou je podstatně nižší spotřeba energie, možnost automatizace a kontinuální výroby. Největší pozornost se směřuje na metody přímé elektro-chemické redukce, které by umožňovaly zpracování TiO_2 v pouhém jednom kroku. Mezi tyto technologie patří například:

- **ESE proces** (electro-slag electrolysis).
Jedná se o přímou redukci ze strusky obsahující $CaF_2-CaO-TiO_2$. Nastávají zde problémy s tepelnou rovnováhou a vznikem CO .
- **OS proces** Jde o přímou redukci z práškového TiO_2 . Nastává problém s přítomností volného uhlíku a vznikem TiC .
- **FFC proces** (Frayův proces)
Jde o snadnou, rychlou a efektivnější redukci z TiO_2 granulí. Největší nevýhodou je nutnost přípravy těchto granulí. [1][14]

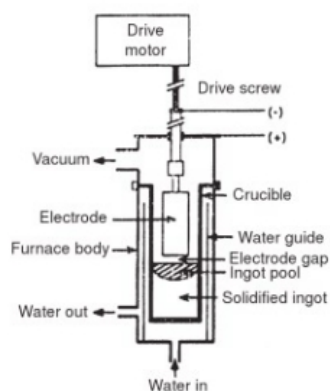
1.2.2 Výroba ingotů

Výsledné vlastnosti dané slitiny jsou ovlivněny celou řadou faktorů a jejich kombinací. Proto je nutná důkladná kontrola podmínek jednotlivých procesů. Nejvýznamnější z nich jsou:

- proces tavení a produkce ingotů
- mechanické zpracování ingotů do polotovarů
- finální zpracování a tepelné zpracování.

Vysoká citlivost na podmínky procesů však také umožňuje produkovat materiály pro řadu aplikací i s poměrně úzkým spektrem slitin.

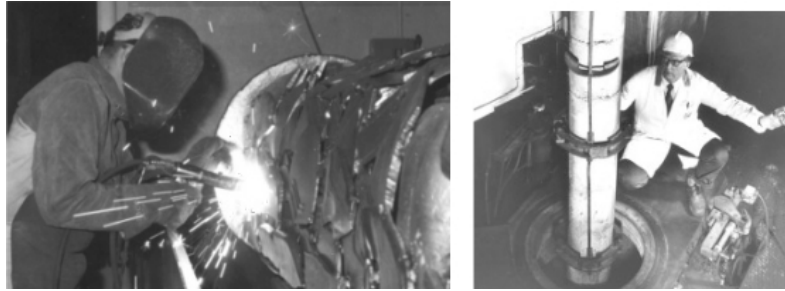
Pro přípravu tvářených polotovarů i při výrobě odlitků je nutné titanovou houbu přetavit. Tavení se nejčastěji uskutečňuje ve vakuové obloukové peci (VAR – vacuum arc remelting). Principem této metody je vakuové tavení elektrody obloukem a solidifikace ve vodou chlazeném kelímku (viz obr. 1.3). Běžně se ve VAR vyrábějí ingoty o průměru 650 – 900 mm a hmotnosti 3600 – 6800 kg. Větší ingoty jsou ekonomicky výhodnější (menší ztráty, kratší tavba), limitujícím faktorem je ovšem sklon k segregaci během tuhnutí. Novější technologie však umožňují výrobu větších ingotů i snížení obsahu vměstků. Mezi tyto technologie patří tavení elektronovým paprskem (EB) nebo plazmatické obloukové tavení (PAM). [6]



Obr. 1.3: Schéma vakuové obloukové pece [6]

Elektrody pro VAR se vyrábějí lisováním granulí titanové strusky, které se smísí s legurami dle požadovaného chemického složení dané slitiny. Na čistotu legur se kladou stejné nároky jako na čistotu houby. Připravená směs se lisuje v hydraulickém lisu do briket, které se dále svařují v interním plynu. Z ekonomických důvodů je výhodné používat také vratný materiál, který se přidává během procesu svařování briket (viz obr. 1.4). Tento materiál se musí pečlivě roztřídit, vyčistit a zbavit povrchové vrstvy, která by mohla vést ke vzniku odolných vměstků nebo nadměrné pórovitosti v ingotu.

U většiny titanových slitin se pro zajištění dostatečné homogenity používá dvojnásobné tavení. Pro speciální aplikace se používá i trojnásobné tavení, kterým se dosahuje nejen rovnoměrnosti struktury a chemického složení, ale také se redukuje množství oxidických a nitridických vměstků. [6]



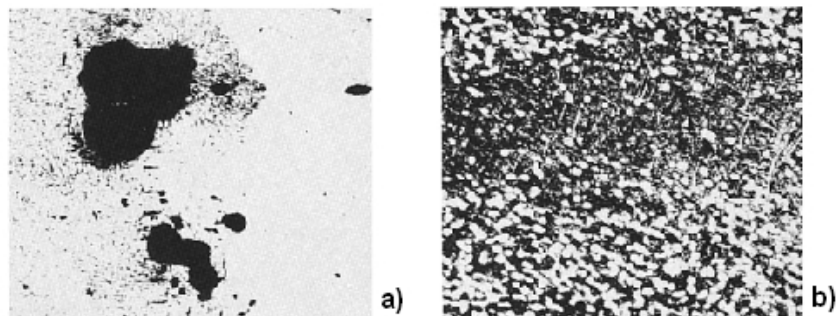
Obr. 1.4 Vlevo - svařování vratného materiálu

Vpravo - spouštění elektrody do pece [6]

Defekty v titanových ingotech

Tvorba vměstků a dalších defektů je největším problémem procesu tavení. Jednou vzniklé defekty je velmi obtížné odstranit a jejich přítomnost znemožňuje plně využívat unikátní vlastnosti titanu a jeho slitin. Proto je snaha předcházet jejich vzniku, přestože náklady na prevenci jsou vysoké. Defekty lze rozdělit do několika skupin:

- **Vměstky I. typu – vměstky s nízkou hustotou (LDI)** (viz obr. 1.5a) – Jsou to oblasti s intersticiálně stabilizovanou α -fází. Mají výrazně vyšší tvrdost a nižší tažnost než okolní materiál. Často jsou spojeny s přítomností děr a prasklin. Vznikají v důsledku zvýšeného obsahu kyslíku a dusíku. Zejména dusíkaté vměstky výrazně zhoršují únavové vlastnosti. Přestože se označují jako vměstky s nízkou hustotou, jejich hustota je často vyšší než hustota dané slitiny. Nedosahuje však takových hodnot, jaké jsou typické pro **HDI – tedy vměstky s vysokou hustotou** – tj. obvykle oblasti bohaté na wolfram.
- **Vměstky II. typu** jsou oblasti s abnormálně stabilizovanou α -fází, které mohou být rozšířené až přes několik zrn β -fáze. Jsou způsobené segregací α -stabilizátorů, zejména hliníku (někdy se také označují jako tzv. high aluminium defects). Vměstky I. a II. typu jsou nepřijatelné zejména v materiálem pro letecký průmysl.
- **Beta flecks** (viz obr. 1.5b) jsou dalším typem defektů. Obvykle se vyskytují u tepelně zpracovaných součástí, které byly vyrobeny z objemných ingotů slitin ($\alpha + \beta$). Jsou to oblasti bohaté na β -stabilizující prvky – chrom, vanad, železo. Vznikají v důsledku lokálního přebytku β -stabilizátorů nebo nedostatku α -stabilizátorů. [1][6]



Obr. 1.5: a) Typ I - díry obklopené α -fází b) Beta flecks [6]

1.2.3 Primární zpracování

Výroba polotovarů (bloků, tyče, plechy, trubky, dráty, apod.) se někdy označuje jako primární zpracování. Procesy vedoucí k finálnímu výrobku (lití, kování, prášková metalurgie atd.) se označují jako procesy sekundárního zpracování. Primární zpracování je velmi důležité pro výsledné vlastnosti materiálu. Naopak některé procesy sekundárního zpracování nemusí mít žádný nebo malý vliv na metalurgické vlastnosti. Schéma výrobního cyklu je v příloze.[6]

Pro kontrolu mikrostruktury je zásadní teplota β -přechodu. Počáteční teplota procesu se obvykle pohybuje nad teplotou β -přechodu. Pro zajištění optimální morfologie a jemnosti zrna je nutné zpracování pod touto teplotou. Obecně platí, že procesní teplota postupně klesá. V některých případech se aplikuje rekrystalizace v β -oblasti.

Obvykle je možné titanové slitiny zpracovávat na stejných zařízeních jako ocel (pouze s vhodnými úpravami). Zejména u β -slitin je důležitým faktorem rychlost přetvoření - s klesající rychlostí klesá pevnost.

Tyče, plechy, fólie a pláty se vyrábějí běžným způsobem obvykle za tepla. V případě metastabilních β -slitin s vysokou tažností je možné i válcování za studena. Běžným způsobem výroby titanových komponent je kování. Umožňuje řídit tvar součásti a prostřednictvím mikrostruktury také její mechanické vlastnosti. Ve srovnání například s ocelí či hliníkem, je kování titanových slitin náročnější. Používají se všechny v současné době známé metody - kování v zápustce (otevřené, zavřené), rotační kování atd. Výhodou je nárůst mechanických vlastností (pevnost, houževnatost, únavová pevnost, creepová odolnost) oproti předvulkům (bramy, bloky). Další používanou metodou je protlačování, které se používá k výrobě tyčí, trubek a dalších lineárních produktů. [2][6]

1.2.4 Sekundární zpracování

Jak již bylo zmíněno výše, procesy sekundárního zpracování jsou procesy vedoucí k finálnímu produktu.

Tváření

Tváření titanových slitin je obtížnější než tváření oceli či hliníkových slitin. Přesto jsou titanové slitiny využívány pro výrobu komplexních součástí. Jedním z problémů je sklon k elastickému odpružení při tváření za studena. Tváření se obvykle provádí za tepla anebo za studena s následným dokončením za tepla (hot-sizing), aby se eliminoval efekt elastického odpružení při tváření za studena. [6]

Obrábění

Titan je poměrně těžko obrobitelný materiál. V současné době jsou však poznatky v této oblasti velmi široké. Při dodržení daných postupů pro jednotlivé slitiny je možné dosahovat přijatelné produktivity a ceny výroby.

Obrobitelnost limituje řada faktorů např:

- s rostoucím obsahem legur a rostoucí tvrdostí je tradiční třískové obrábění komplikovanější. Při tvrdosti nad 350 HB jsou obtížnější také operace jako vrtání,

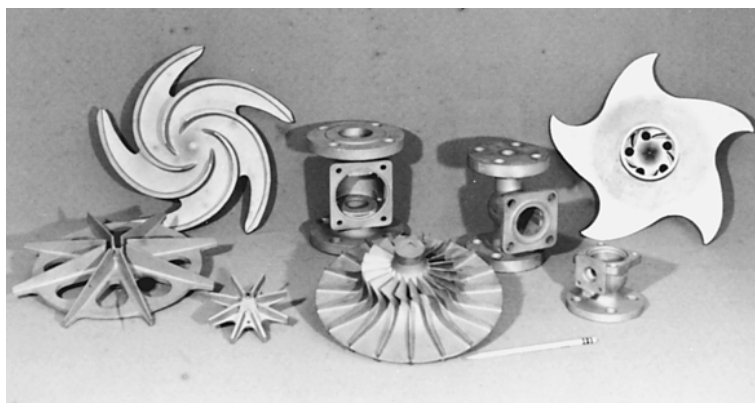
frézování, protahování apod.

- Titan je špatným vodičem tepla. Teplo uvolněné při kontaktu materiálu s nástrojem tedy není dostatečně rychle odváděno.
- Za výrobních teplot titan může reagovat s materiálem nástroje. To snižuje jeho celkovou životnost, neboť dochází k jeho znečišťování a otupování.
- Titan má poměrně nízký modul pružnosti, a proto více „odpružuje“ a má tendenci uhýbat nástroji.

Velká pozornost musí být věnována kvalitě povrchu (zejména při broušení). Během obrábění mohou vznikat mikrotrhliny, tepelně ovlivněné oblasti, nebo zbytková napětí. V případě narušení integrity povrchu může dojít k dramatickému poklesu mechanických vlastností, zejména únavových. [6]

Lití

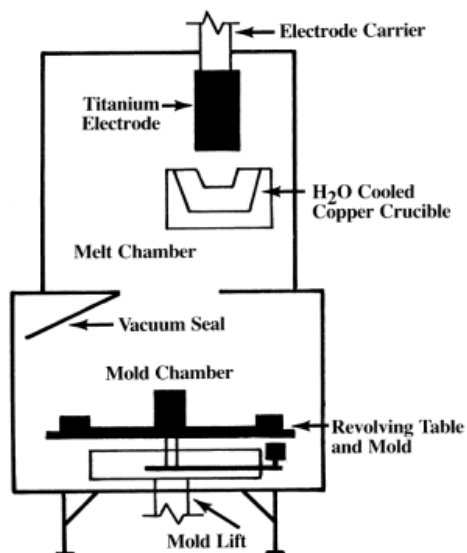
Ve srovnání s tvářenými výrobky je výroba odlitků ekonomicky výhodnější. Výhodami je tvarová flexibilita, efektivnější využití materiálu a úspora technologických kroků. Největším úskalím je vysoká reaktivita titanu. Pokroky ve slévárenství však umožnily produkci výrobků s přijatelnými vlastnostmi, což vedlo k rozšíření litých součástí do mnoha oblastí. Při výrobě odlitků se volí většinou tzv. near-net shape metody („téměř na hotovo“), které minimalizují potřebu finálního opracování. S výhodou se také používá kombinace lití a izostatického lisování za horka - tzv. HIP.



Obr. 1.6 Příklady odlitků [6]

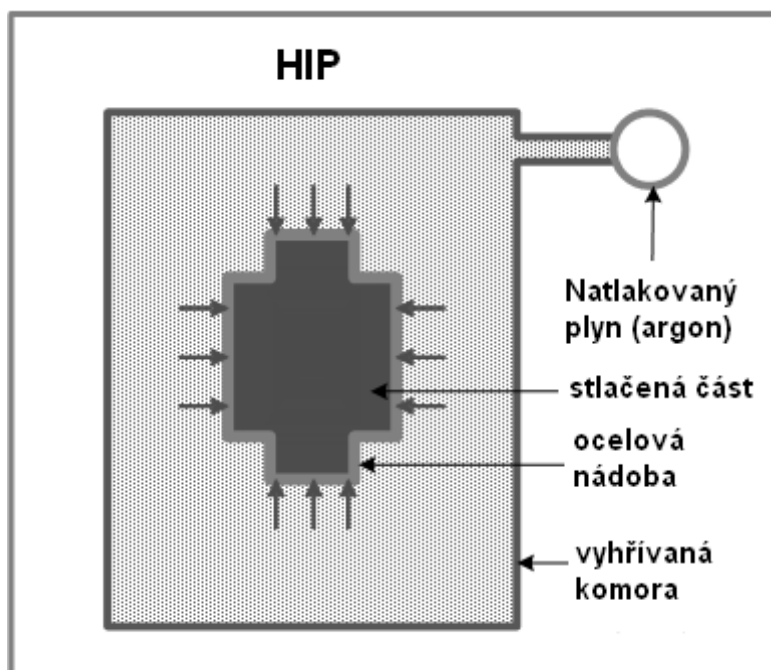
U řady kovů jsou vyvíjeny různé slitiny pro tváření a odlévání. Důvodem je nejčastěji špatná slévateľnost slitin pro tváření. U slitin titanu se však tento problém neobjevuje, a proto je možné na výrobu odlitků používat běžné slitiny ke tváření. Ve srovnání s tvářenými výrobky mají odlitky prakticky stejnou pevnost, vyšší houževnatost, nižší tažnost a únavovou pevnost, tu je však možné ovlivnit např. tepelným zpracováním.

Slitiny se obvykle taví v elektrické obloukové peci v měděném, vodou chlazeném kelímku. Celý formovací systém musí být vůči titanu inertní. K odlévání se používají grafitové formy či keramické skořepinové formy. Využívá se také technologie lití na vytavitelný model aj. K zajištění optimálního vyplnění formy se používají centrifugové stolky a přehřev formy, aby byl zajištěn dostatečný tok taveniny (viz obr. 1.7).



Obr. 1.7: VAR pec s centrifugovým stolem [6]

Jak již bylo zmíněno, při výrobě odlitků se často využívá metoda HIP. Zařízení se skládá z pece uzavřené v tlakovém zařízení. Součást se zahřívá za působení izostatického tlaku interního plynu (viz obr. 1.8). Výsledkem je eliminace porozity, což vede k nárůstu únavových vlastností. [18]



Obr. 1.8: Schéma HIP [18]

Prášková metalurgie

Jak již bylo zmíněno, ve výrobě titanových produktů je snaha o co největší snížení nákladů. Prášková metalurgie (PM) je vedle odlévání dalším alternativním způsobem výroby near-net shape výrobků. Produkty PM mají obvykle rovnoměrnou, jemnozrnnou strukturu bez textury a segregace. Díky tomu PM dosahuje stejných či lepších mechanických vlastností než v případě odlitků či tvářených výrobků. Podobně jako u slitin k odlévání, nejsou pro PM vyvinuty speciální slitiny. Ve většině případů se pro PM používá slitina Ti-6Al-4V. Do budoucna však PM skýtá potenciál pro výrobu slitin s unikátním nestandardním složením, které není dosažitelné žádnou jinou technologií. Procesy PM se dělí na dvě základní skupiny:

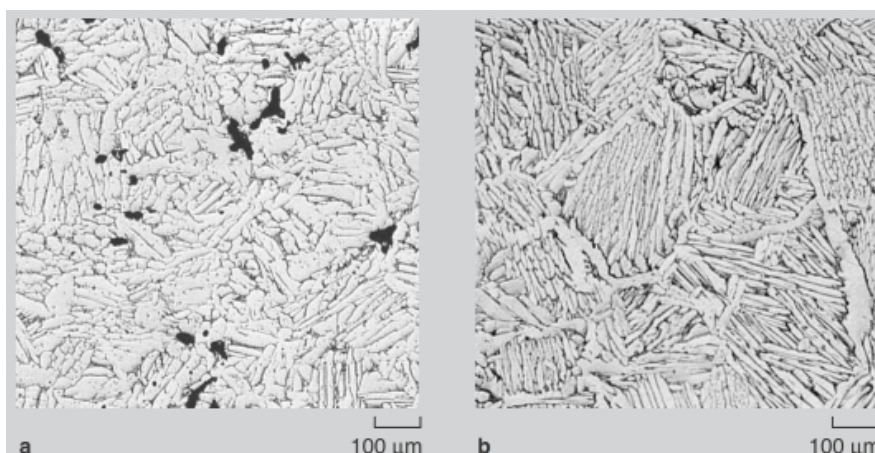
BE - Blended Elemental (slinování titanového prášku smíšeného s legurami)

Prášek z titanové houby je mísen s příslušnými legurami, lisuje se za studena a následně slinuje. Legury se přidávají obvykle ve formě ekonomicky výhodných předslitin (např. Al-V). Směs se lisuje za studena (Cold press) nebo izostaticky za studena (Cold isostatic press). Slinováním za vysokých teplot se zajišťuje co nejvyšší hustota, homogenita chemického složení a také dobré spojení částic. Teploty se pohybují mezi 1100 °C - 1315 °C, tedy nad β -přechodem. Slinování probíhá ve vakuu, aby se zabránilo kontaminaci plyny.

Titanový prášek se získává jako vedlejší produkt Krollova procesu. Většina rozdrcené titanové houby se přetavuje ve vakuové peci, jemnější zbytek se však zpracovává na prášek pro BE. Zrnka prášku mají nepravidelný tvar, což příznivě ovlivňuje manipulační pevnost před slinutím (tzv. green strenght)

Tato metoda je levnější, materiál však vykazuje horší mechanické vlastnosti (zejména únavovou pevnost) než PA (viz níže), zejména kvůli vyšší porositě, která vzniká v důsledku zbytkového obsahu chloridů v houbě. Je proto vhodný pro méně namáhané aplikace. Díky technologickým pokrokům (např. HIP) sice lze dosáhnout plně hutného materiálu bez pórů (fully dense material), souvisí s tím však další náklady.

Na obr. 1.9 je zobrazena struktura slitiny Ti-6Al-4V. V prvním případě 1.9.a byla vyrobena technologií BE z houby z CP-titanu a předslitiny Al-V. Směs byla lisována izostaticky za studena a slinována na 95 % teoretické hustoty. V druhém případě 1.9b byl materiál lisován izostaticky za horka. V tomto případě nejsou ve struktuře patrné žádné póry. [2][6][19]



Obr. 1.9: a) Ti-6Al-4V CIP b) Ti-6Al-4V HIP [19]

PA - Prealloyed (slinování prášku dané slitiny)

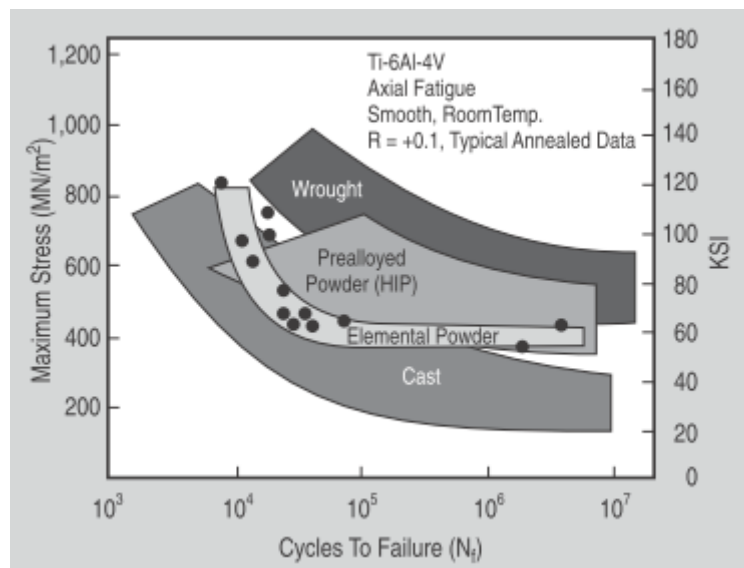
Dochází k izostatickému lisování prášku dané slitiny za horka. Teploty procesu se pohybují pod β -přechodem. Každé jednotlivé zrnko prášku má stejné složení jako požadovaná slitina.

Jedná se o dražší metodu. Materiál je vždy zcela hutný (fully dense), a proto vykazuje lepší mechanické vlastnosti. Proto je vhodný i pro silně namáhané komponenty komplexních tvarů. Zásadní vliv na vlastnosti má však také čistota prášku. I poměrně malé množství nežádoucích částic může způsobit výrazný pokles únavových vlastností.

Existuje řada technologií výroby PA prášků a vývoj v této oblasti stále pokračuje. Například:

- GA - Gas Atomization - atomizace plynem,
- REP - Rotating-electrode process - odstředivý atomizační proces,
- PREP - Plasma Rotating-electrode process - odstředivý atomizační proces,
- HDH - Hydride/Dehydride process - proces hydrid/dehydrid.

Na obr. 1.10 je srovnání únavových vlastností materiálu Ti-6Al-4V vyrobené litím (cast), tvářením (wrought), PA (prealloyed powder) a BE (elemental powder) slinutý nad 99 % teoretické hustoty.

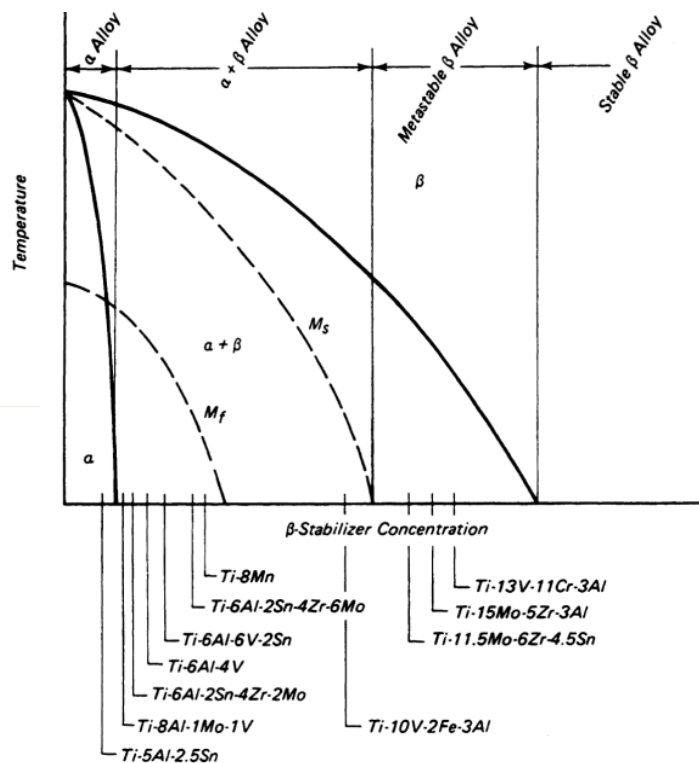


Obr. 1.10: Srovnání únavových vlastností tvářené, lité, BE a PA slitiny Ti-6Al-4V [19]

1.3 Struktura a vlastnosti slitin titanu

V dnešní době existuje více než 100 různých slitin titanu, pouze 20-30 % z nich je komerčně využíváno. Čistý titan tvoří asi 20-30 % celkové produkce, 50 % připadá na slitinu Ti-6Al-4V.

Titan se vyskytuje ve dvou modifikacích a to jako hexagonální α -fáze a kubická β - fáze. Rozdílnost obou fází se promítá jak do struktury, tak do mechanických vlastností. K alotropické přeměně $\beta \rightarrow \alpha$ u čistého titanu dochází při 882 °C. Fázová přeměna čistého titanu je velmi rychlá a nelze ji nijak potlačit. Avšak při legování titanu určitými prvky může β -fáze existovat i za nižších teplot. Na základě výskytu jedné či druhé fáze se slitiny titanu dělí do 3 kategorií - α -slitiny, ($\alpha + \beta$) slitiny a β -slitiny. Na obr. 1.11 je znázorněn pseudobinární diagram Ti - β -stabilizátor. V diagramu jsou vyneseny některé titanové slitiny dle jednotlivých kategorií. Křivky M_s a M_f jsou křivkami nerovnovážného rychlého ochlazení za vzniku fází martenzitického typu. [6][7]



Obr. 1.11: Pseudobinární diagram Ti - β -stabilizátor [6]

Podle vlivu na teplotu alotropické přeměny se legující prvky dělí na α -stabilizátory, β - stabilizátory a prvky neutrální.

α -stabilizátory (viz obr. 1.12a) posouvají teplotu alotropické přeměny k vyšším teplotám. Nejvýznamnější z těchto prvků je hliník. Hliník je obecně nejdůležitějším legujícím prvkem titanových slitin. S titanem tvoří tuhý roztok až do 26 % Al. V praxi však obsah hliníku nepřesahuje 7 - 8 %, při vyšším obsahu se slitiny stávají křehkými za tepla a zhoršuje se tvařitelnost. Mezi další α -stabilizátory patří kyslík, dusík a uhlík. Tyto prvky však již při

nízkých obsazích výrazně zvyšují pevnost a zhoršují tvařitelnost. Z tohoto důvodu není možné je využívat jako legující prvky, naopak jsou považovány za nečistoty.

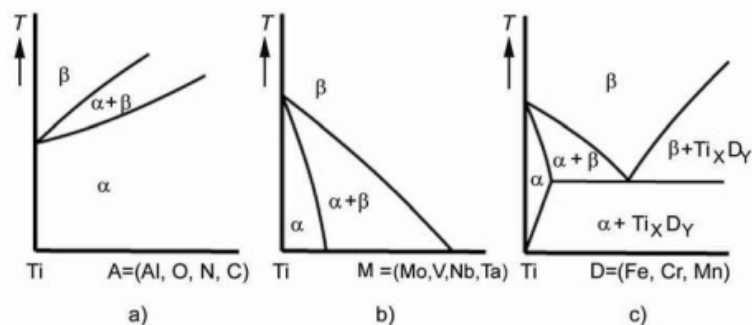
β-stabilizátory posouvají teplotu alotropické přeměny k nižším teplotám. β-stabilizátory se obvykle dělí do dvou skupin:

- **rozpuštěné v β-fázi** (V, Mo, Ta, aj.) (Obr. 1.12b)
- **eutektické** (Mn, Fe, Cr, Si, Ag, H) (Obr. 1.12c)

Za nižších teplot dochází k eutektoidní reakci, kde eutektoidní směs je tvořena tuhým roztokem α a intermediální fází bohatou na přísadový prvek. Rozpustnost přísadového prvku je největší za eutektoidní teploty.

Dalšími prvky, které se často objevují v slitinách titanu, jsou zirkonium a cín. Tyto prvky nemají velkou rozpustnost ani v α-fázi ani v β-fázi, a proto výrazně neovlivňují jejich stabilitu. Jejich význam ovšem spočívá ve zpomalení fázové transformace.

V tabulce 1.4 je schématicky naznačen vliv legujících prvků na strukturu a na vybrané vlastnosti. [6][8]



Obr. 1.12: Vliv legujících prvků [9]

Tab. 1.4 Vliv legujících prvků na vlastnosti titanu [6]

α-slitiny	pseudo-α	slitiny (α + β)	pseudo-β	β-slitiny
• Čistý Ti • Ti-5Al-2,5Sn	• Ti-5Al-6Sn-2Zr-1Mo-0,2Si • Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo • Ti-8Al-1Mo-1V	• Ti-6Al-4V • Ti-6Al-6V-2Sn	• Ti-8Mn	• Ti-11,5Mo-6Zr-4,5Sn • Ti-13V-11Cr-3Al
<i>Množství prvků stabilizujících α-fázi (Al, O, N, atd.)</i>				
<i>Množství prvků stabilizujících β-fázi (Mo, Fe, V, Cr, Mn, atd.)</i>				
<i>hustota</i>				
<i>odezva na TZ</i>				
<i>odolnost vůči creepu</i>				
<i>citlivost na rychlost zatěžování</i>				
<i>svařitelnost</i>				
<i>zpracovatelnost</i>				

1.3.1 Skupina α -slitin

Tato skupina se dá dále rozdělit na vlastní α -slitiny, CP-titan (Commercially Pure) a slitiny pseudo- α . Tyto slitiny obsahují pouze hexagonální α -fázi.

CP-titan

Jedná se o titan o čistotě 99,0 – 99,5 % (rozdělení do 4 tříd - Gradů). Největšími přednostmi CP-titanu jsou výborná korozní odolnost, dobrá svařitelnost, tvarovatelnost a nižší cena. Využívá se pro konstrukce v chemickém a petrochemickém průmyslu, v letectví, v námořnictví, na výrobu potrubí a tepelných výměníků, ale také v lékařství.

Výrobky z CP-titanu mají sice obvykle vyšší pořizovací cenu než například z oceli, avšak mnohem vyšší provozní životnost. Nevýhodou je možnost využití pouze pro aplikace vyžadující nižší pevnost. Z tabulky 1.5 je patrné, že pevnost závisí zejména na obsahu intersticiálního kyslíku. Prvky *C*, *N* a *H* jsou považovány za nečistoty, jejich limitní obsahy jsou rovněž uvedeny v tabulce 1.5.

Tab. 1.5 Přehled CP-titanů [6][12]

	R_m [MPa]	R_{p0,2} [MPa]	Fe_{max} [hm.%]	O_{max} [hm.%]	C_{max} [hm.%]	N_{max} [hm.%]	H_{max} [hm.%]
ASTM Grade 1	240	170	0,20	0,18	0,1	0,03	0,015
	2. nejpoužívanější, výborná tažnost, tvařitelnost, svařitelnost, nižší pevnost						
ASTM Grade 2	340	280	0,30	0,25	0,1	0,03	0,015
	nejpoužívanější, vyvážená kombinace tažnosti a pevnosti, velmi dobrá svařitelnost						
ASTM Grade 3	450	380	0,30	0,35	0,1	0,05	0,015
	méně obvyklý, střední tažnost, zvýšená pevnost, velmi dobrá svařitelnost						
ASTM Grade 4	550	480	0,50	0,40	0,1	0,05	0,015
	méně obvyklý, nejnižší tažnost, zvýšená pevnost, velmi dobrá svařitelnost						

Vlastní α -slitiny

Obsahují stabilizující prvky jako hliník, cín či zirkonium, které substitučně vytvrzují matici. Celkový obsah legur vyjádřený hliníkovým ekvivalentem by neměl překročit 9 hm.%, aby nedošlo k nežádoucímu zkřehnutí.

$$[Al]_{eq} = Al + \frac{1}{3}Sn + \frac{1}{6}Zr + 10[O + C + N] \quad (10)$$

Oproti silně legovaným β -slitinám, mají tyto slitiny jednodušší strukturu, vyšší creepovou odolnost, užší interval kovacíh teplot a zhoršenou kovatelnost, což může souviset se vznikem trhlin. Horší tvařitelnost je dána deformačními vlastnostmi hexagonální mřížky a velkou rychlostí deformačního zpevnění. Na tyto slitiny se aplikuje pouze rekrytalizační žhání po tváření za studena, jelikož mají malou odezvu na tepelné zpracování. Tato vlastnost však

souvisí s výbornou svařitelností, jelikož svarový kov se téměř neliší od základního materiálu. Díky creepové odolnosti se tyto slitiny využívají pro vysokoteplotní aplikace - např. lopatky kompresorů leteckých motorů. Využití však nacházejí také pro kryogenní aplikace - např. slitina Ti-5Al-2.5Sn-ELI se používá na nádrže na tekutý dusík pro kosmická zařízení. Označení ELI (Extra Low Interstitial) se používá pro slitiny se sníženými limity pro obsah intersticiálních prvků. [1][6][10][11]

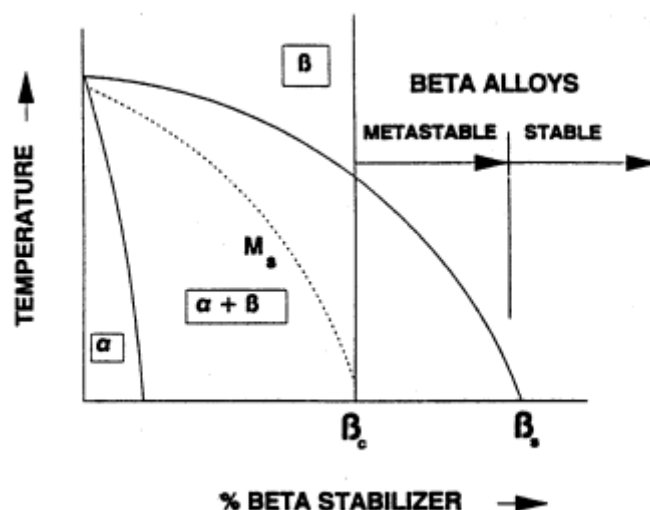
Slitiny pseudo- α

Tyto slitiny obsahují okolo 2 % β -stabilizátorů (např. molybden nebo vanad). Obsah těchto prvků zvyšuje odezvu na tepelné zpracování. Přesto, že tyto slitiny obsahují dispergovanou β -fázi, jejich chování je podobné spíše α -slitinám než slitinám ($\alpha+\beta$). Slitiny pseudo- α mají střední pevnost a poměrně vysokou tažnost (až 15 %). Lépe odolávají vysokým teplotám než čisté α -slitiny. Využívají se zejména v letectví na kostry letadel a součásti leteckých motorů. Např. Ti-8Al-1Mo-1V nebo Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo. [6][10]

1.3.2 Skupina β -slitin

Tyto slitiny nabízejí široké spektrum možností s ohledem na zpracování, mikrostrukturu a mechanické vlastnosti. Oproti slitinám ($\alpha+\beta$) mají větší odezvu na tepelné zpracování, široký rozsah možností poměru specifické hmotnosti k pevnosti, lepší únavovou odolnost a deformační vlastnosti, které souvisí s bcc mřížkou β -fáze. Další výhodou je možnost zpracování za nižších teplot. Korozní odolnost těchto slitin je stejná nebo lepší než u α -slitin a také lépe odolávají prostředí bohatému na vodík. Nevýhodami jsou nižší creepová odolnost, vyšší cena a relativně vyšší hustota.

V poslední době dochází k plynulému nárůstu spotřeby těchto slitin. Využití nacházejí v kosmickém průmyslu, energetice, v těžebním, automobilním průmyslu, ale používají se také například pro ortopedické implantáty.



Obr. 1.13: Pseudobinární diagram [13]

Beta slitiny lze rozdělit do dvou skupin (viz diagram na obr.1.13):

- **Metastabilní vysoce pevné β -slitiny** se složením mezi β_c a β_s . Zakalením z vysokých teplot zůstane ve struktuře β -fáze, která se při stárnutí rozpadá na jemnou α -fázi, což je doprovázeno nárůstem pevnosti.
Např. Ti-5Al-2Sn-4Mo-2Zr-4Cr (komerčně Ti-17), Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (komerčně Ti - 6246)
- **Stabilní β -slitiny**, které obsahují více β -stabilizátorů (v pseudobinárním diagramu napravo od β_s). Tyto slitiny nemohou být vytvrzovány stárnutím.
Např. Ti-15Mo-3Al-2,7Nb-0,25Si (komerčně Beta 21S), Ti-8V-6Cr-4Mo-4Zr-3Al (komerčně Beta C) [1][6][9][13]

1.3.3 Skupina slitin ($\alpha+\beta$)

Tyto slitiny obsahují za pokojové teploty jak α -fázi, tak β -fázi. Poměr obou fází, jejich velikost a distribuce je řízena tepelným zpracováním. Obsah β -stabilizátorů (např. vanad) umožňuje precipitační vytvrzování. V závislosti na zpracování je možné dosáhnout široké variability struktury a vlastností. Mohou být použity při teplotách 320 - 400°C. Např. Ti-3Al-2,5Sn je lépe svařitelná a tvářitelná než Ti-6Al-4V. Používá se například na součásti leteckých motorů, ale také na sportovní nářadí - např. tenisové rakety nebo rámy kol.

Hranice mezi jednotlivými skupinami slitin nejsou ostře vymezeny - např. slitiny pseudo- α a metastabilní β -slitiny jsou některými autory řazeny mezi slitiny ($\alpha+\beta$).

1.3.4 Vliv tepelného zpracování na strukturu a vlastnosti

Jak již bylo zmíněno, tepelné zpracování hraje u slitin titanu významnou roli. Jednotlivé slitiny mají různou odezvu na tepelné zpracování. A ne všechny procesy tepelného zpracování jsou použitelné na všechny titanové slitiny, jelikož různé slitiny jsou využívány pro různé aplikace s různými požadavky. Při ohřevu je nutné respektovat vysokou chemickou afinitu titanu ke kyslíku, dusíku a vodíku. Pro ohřev se nejčastěji používají odporová a indukční zařízení. V druhém případě však existuje nebezpečí vzniku oxidické vrstvy (až několik mm) v důsledku přehřátí povrchové vrstvy.

Tab. 1.6: Teploty β -přechodu pro vybrané slitiny [6]

	Slitina	$T_{\beta} \pm 15$ [°C]
CP-titan	max 0,25% kyslíku	910
	max 0,40% kyslíku	945
α-slitiny	Ti-5Al-2.5Sn	1050
pseudo-α	Ti-8Al-1Mo-1V	1040
	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	940
($\alpha+\beta$) slitiny	Ti-6Al-4V	1000
	Ti-3Al-2,5V	935
β-slitiny	Ti-13V-11Cr-3Al	720
	Ti-8V-6Cr-4Mo-4Zr-3Al	795

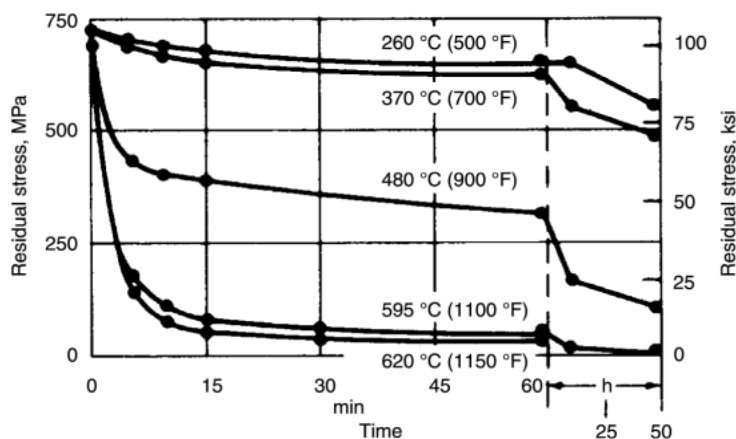
Pro tepelné zpracování titanových slitin je zásadní teplota β -přechodu. V tabulce 1.6 jsou tyto teploty pro vybrané slitiny. Slitina Ti-6Al-4V, která je předmětem této práce bude v následujících tabulkách vyznačena tučně. [6][20]

Žihání ke snížení vnitřních napětí (stress relieving)

Je velmi častým procesem tepelného zpracování. Zbytková napětí mohou vzniknout v důsledku nerovnoměrné deformace při tváření za tepla, za studena, při svařování či při chladnutí odlitků. V tabulce 1.7 jsou pro vybrané slitiny uvedeny příklady žihacích teplot a časů. Hodnoty obou parametrů se pohybují v relativně širokém intervalu, z toho vyplývá, že lze aplikovat různé kombinace teploty a času (vyšší teplota + kratší doba nebo nižší teplota + delší doba). Je nutné zvolit takovou kombinaci, aby byly v přijatelném čase odstraněna zbytková napětí a zároveň nedošlo k nežádoucímu přestárnutí či nežádoucí rekrystalizaci. Na obr. 1.14 je znázorněna závislost zbytkových napětí na čase pro různé teploty. Součásti jsou obvykle chlazeny v peci nebo na vzduchu, ochlazení ve vodě či oleji by mohlo způsobit vznik dalších pnutí. [6]

Tab. 1.7 Příklady žihacích teplot a časů pro vybrané slitiny [6]

	Slitina	Teplota [°C]	Čas
CP-titan	všechny třídy	480 - 595	15' - 4h
α-slitiny	Ti-5Al-2.5Sn	540 - 650	15' - 4h
pseudo-α	Ti-8Al-1Mo-1V	595 - 705	15' - 4h
	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	595 - 705	15' - 4h
(α+β) slitiny	Ti-6Al-4V	480 - 650	1h - 4h
	Ti-3Al-2,5V	540 - 650	15' - 2h
β-slitiny	Ti-13V-11Cr-3Al	705 - 730	5' - 15'
	Ti-8V-6Cr-4Mo-4Zr-3Al	705 - 760	10' - 30'



Obr. 1.14: Závislost zbytkových napětí na čase pro různé teploty [6]

Procesní žíhání (process annealing)

Žíhací procesy k optimalizaci tažnosti, obrobitelnosti, creepové odolnosti, strukturní a rozměrové stability se označují jako procesní žíhání. Tyto procesy jsou obvykle méně kontrolovány než procesy rozpouštěcího žíhání a precipitačního vytvrzování. Z tohoto důvodu takto zpracované materiály vykazují větší rozptyl vlastností. Vzhledem k tomu, že zlepšení jedné vlastnosti zpravidla vede ke zhoršení jiné vlastnosti, volí se žíhací proces dle konkrétních požadavků na výstupní parametry. Ochlazování je možné provádět v peci či na vzduchu. Tyto metody se ovšem liší v dosažených pevnostních charakteristikách. Například slitina Ti-6Al-6V-2Sn při ochlazování z žíhací teploty na vzduchu vykazovala nižší pevnost než při ochlazování v peci. Běžné typy žíhání jsou:

- **Rekrystalizační žíhání** - zlepšuje se houževnatost. Materiál se ohřeje na teplotu na horní hranici oblasti ($\alpha+\beta$), následuje výdrž a velmi pomalé ochlazení. Toto tepelné zpracování má největší význam u CP-titanu a jednofázových slitin. V případě dvoufázových slitin musí být teplota nižší než je teplota β -přechodu, aby nedošlo k hrubnutí zrna.
- **β -žíhání** - dochází ke zlepšení houževnatosti. Žíhání se uskutečňuje se lehce nad teplotou β -přechodu. Doba ohřevu musí být dostatečně dlouhá, aby došlo k transformaci na β -fázi v celém objemu. Objemnější kusy musí být chlazeny proudícím vzduchem nebo kaleny do vody, aby se zabránilo vylučování nežadoucí fáze na hranici zrn.
- **Stabilizační žíhání** - během ochlazování ze žíhací teploty může dojít k transformaci β -fáze a za určitých podmínek také k tvorbě křehké ω -fáze. Stabilizační žíhání stabilizuje β -fázi, čímž se zabrání další transformaci během provozu součástí za zvýšených teplot. Toto žíhání má dvě varianty:
 - žíhání izotermické - např. ohřev na 850 - 950 °C v peci, ochlazení na 650 - 500 °C, prodleva na této teplotě a ochlazení na vzduchu.
 - dvojité žíhání - má podobný režim jako izotermické žíhání, ale mezi jednotlivými kroky dochází k mezi ochlazení na teplotu okolí. [6][20]

Rozpouštěcí žíhání a stárnutí

Rozpouštěcím žíháním a následným stárnutím se dosahuje nejvyšších pevnostních hodnot. Tímto tepelným zpracováním lze dosáhnout různých úrovní pevnosti. Stárnutí titanových slitin je založeno na nestabilitě vysokoteplotní β -fáze za pokojových teplot. Výjimkou je například slitina Ti-2,5Cu, ve které dochází k podobné odezvě jako např. ve slitinách hliníku - precipitace Ti_2Cu . Ohřevem slitiny ($\alpha+\beta$) na teplotu rozpouštěcího žíhání vzniká v materiálu větší podíl β -fáze. Při prudkém ochlazení zůstane toto přerozdělení fází zachováno. Následným stárnutím se nestabilní β -fáze rozpadá a dochází k nárůstu pevnosti.

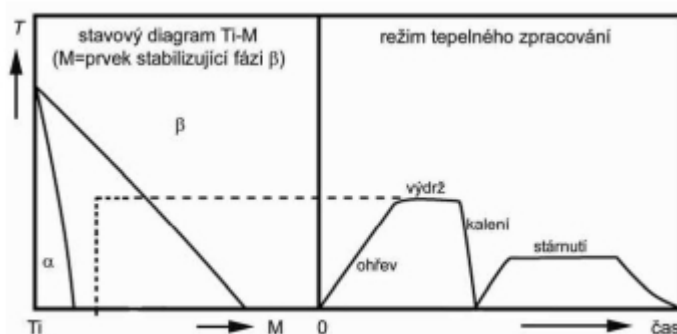
Teploty rozpouštěcího žíhání se volí buď těsně nad nebo těsně pod teplotou β -přechodu v závislosti na typu slitiny.

- Pro β -slitiny se teploty rozpouštěcího žíhání pohybují nad křivkou β -přechodu. Tyto slitiny mají sklon k hrubnutí zrna.

- U slitin ($\alpha+\beta$) se rozhoduje o volbě podmínek žíhání na základě požadavků na výsledné vlastnosti (požadovaná úroveň pevnosti, tažnosti, creepová odolnost, lomová houževnatost apod.). V závislosti na teplotě se mění množství β -fáze, s čímž dále souvisí změna v odezvě na stárnutí. K zajištění vysoké pevnosti a adekvátní tažnosti se pohybují teploty rozpouštěcího žíhání 25 - 80 °C pod křivkou β -přechodu.

Rychlost ochlazování ze žíhací teploty má významný vliv na výslednou pevnost ($\alpha+\beta$) slitin. V případě nízké ochlazovací rychlosti dochází k difuzi. Ta souvisí se změnou složení a poměrného zastoupení fází, což může způsobit menší zpevňující efekt při rozpadu β -fáze. Slitiny bohaté na β -stabilizátory a menší součásti se aplikuje chlazení na vzduchu (případně za pomoci ventilátorů). K zajištění maximálního obsahu β -fáze a zajištění maximálního vytvrzovacího efektu se ($\alpha+\beta$) slitiny kalí nejčastěji do vody. Teploty stárnutí se pohybují mezi 425 - 650 °C.

Tepelné zpracování ($\alpha+\beta$) slitin obvykle vyžaduje sérii kompromisů a modifikací, aby bylo dosaženo optimálních vlastností pro danou aplikaci. Na obr. 1.15 příklad režimu tepelného zpracování slitin ($\alpha+\beta$). V tabulce 1.8 jsou uvedeny příklady vytvrzovacích procesů pro vybrané slitiny. [6][9]



Obr. 1.15: Režim tepelného zpracování slitin ($\alpha+\beta$) [9]

Tab. 1.8: Příklady teplot a časů rozpouštěcího žíhání a stárnutí [6]

	Slitina	$T_{R\dot{Z}}$ [°C]	$t_{R\dot{Z}}$ [h]	chladící prostředí	T_{St} [°C]	t_{St} [h]
pseudo-α	Ti-8Al-1Mo-1V	980 - 1010	1	olej/voda	565 - 595	
	Ti-6Al-2Sn-4Zr-Mo	955 - 980	1	vzduch	595	8
($\alpha + \beta$) slitiny	Ti-6Al-4V	955 - 970	1	voda	480 - 595	4 - 8
		955 - 970	1	voda	705 - 760	2 - 4
β-slitiny	Ti-13V-11Cr-3Al	775 - 800	0,25 - 1	vzduch/voda	425 - 480	4 - 100
	Ti-8V-6Cr-4Mo-4Zr-3Al	815 - 925	1	voda	455 - 540	8 - 24

Chemicko-tepelné zpracování

Nejčastějším způsobem chemicko-tepelného zpracování je nitridování v dusíku či čpavku. Narůstá tak odolnost proti opotřebení. V dusíkové atmosféře lze dosáhnout tvrdosti až 780 - 850 HV do hloubky až 80 μm . V čpavkové atmosféře existuje nebezpečí snížení vrubové houževnatosti vlivem vylučování TiH . V obou atmosférách vzniká na povrchu výrobku nitrid TiN , který je křehký a zpomaluje další sycení dusíkem. Jeho vznik lze omezit řízením parametrů dané atmosféry (např. ředění neutrálním plynem, apod.).

Mezi další způsoby chemicko-tepelného zpracování patří např. boridování, hliníkování, či cementování. Jejich nevýhodou je však ostrý přechod mezi vrstvou a základním kovem. [20]

Kontaminace

Titan reaguje s kyslíkem, vodou a CO_2 , což má negativní vliv na vlastnosti materiálu. S rostoucí teplotou roste reaktivita titanu, což může vést ke kontaminaci, zkřehnutí a zvýšení citlivosti ke koroznímu praskání. Před tepelným zpracováním musí být proto součásti pečlivě očištěny, odmaštěny a vysušeny.

Kyslík a dusík jsou α -stabilizátory. O kyslík obohacená α -fáze (tzv. alpha case) je křehká a může mít abrazivní účinek na obráběcí stroje. Tato křehká vrstva se odstraňuje chemicky či mechanicky. K potlačení pohlcování kyslíku se používají antioxidační spreje. Dusík je oproti kyslíku méně účinný a je pomaleji pohlcován. Proto nepřináší takové nebezpečí kontaminace. V některých případech je dokonce používán jako levnější ochranná atmosféra.

Nejzávažnějším problémem je pohlcování vodíku, který může způsobit zkřehnutí, pokles pevnosti a předčasné porušení součástí. S výjimkou vysokého vakua, solných lázní a inertních atmosfér je vodík obsažen ve všech používaných atmosférách (např. z uhlovodíkových paliv či rozkladu vodní páry). Jelikož jsou inertní atmosféry nákladné, používají se konvenční pece s oxidační atmosférou, které redukují pohlcování vodíku snížením jeho parciálního tlaku a vytvořením ochranné oxidické vrstvy na povrchu. K pohlcování vodíku však může dojít také během chemického odstraňování oxidické vrstvy. V případě, že je zjištěno nadlimitní množství vodíku, aplikuje se vakuové žíhání. [6]

1.3.5 Slitina Ti-6Al-4V

Tato slitina, která se také označuje jako Grade 5 nebo Ti 6-4, je nejpoužívanější titanovou slitinou. Největší předností je výborná kombinace pevnosti, korozní odolnosti, tvařitelnosti, obrobitelnosti a svařitelnosti. Další výhodou je možnost tepelného zpracování a stabilita až do 400 °C. Slitina Ti-6Al-4V byla vyvinuta v padesátých letech na výrobu lopatek plynových turbín. V současnosti nachází největší uplatnění v leteckém průmyslu (kostry letadel, součásti motorů), avšak používá se také pro aplikace ve slané vodě (např. vybavení sonarů a ponorek), v těžebním a energetickém průmyslu. V letectví se uplatňují také odlitky - mohou to být součásti s hmotností v řádu gramů i masivní komponenty přesahující 100 kg. V automobilovém průmyslu se tato slitina začala používat v osmdesátých letech na součásti motorů závodních vozů F1. Dnes se používá především pro speciální aplikace, kde má hmotnost zásadní vliv (ventily, ojnice, hnací hřídele, aj.). Dlouhou dobu také patřila mezi nejpoužívanější biomateriály, vzhledem k možné toxicitě hliníku a vanadu se však nahrazuje jinými.

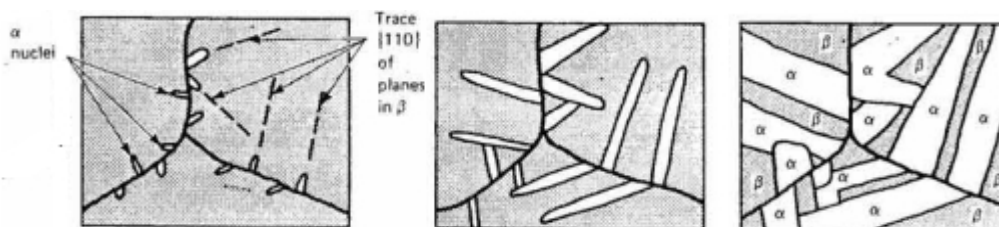
Přesné obsahy jednotlivých prvků závisí na konkrétní aplikaci (mezní obsahy prvků jsou uvedeny v tabulce 1.9). Kromě standardní slitiny Ti-6Al-4V se produkuje také Ti-6Al-4V ELI (Extra Low Interstitial) se sníženým obsahem intersticiálních prvků (zejména kyslíku), který se používá například pro kryogenní aplikace. Korozní odolnost se může zlepšit přidáním paladia (asi 0,2 hm.%), tato slitina se označuje Ti-6Al-4V-Pd. S rostoucím obsahem kyslíku a dusíku roste pevnost. Naopak snížení obsahu kyslíku, dusíku a hliníku vede k zlepšení houževnatosti, tažnosti a odolnosti vůči korozi pod napětím. Přestože má uhlík v titanu omezenou rozpustnost a má tendenci k tvorbě karbidů, jeho množství je tak malé, že se karbidy ve struktuře prakticky nevyskytují. Zvýšený obsah vodíku může vést k tvorbě hydridů a vodíkové křehkosti. [22][39] [54]

Tab. 1.9: Mezní obsahy prvků v Ti-6Al-4V [54]

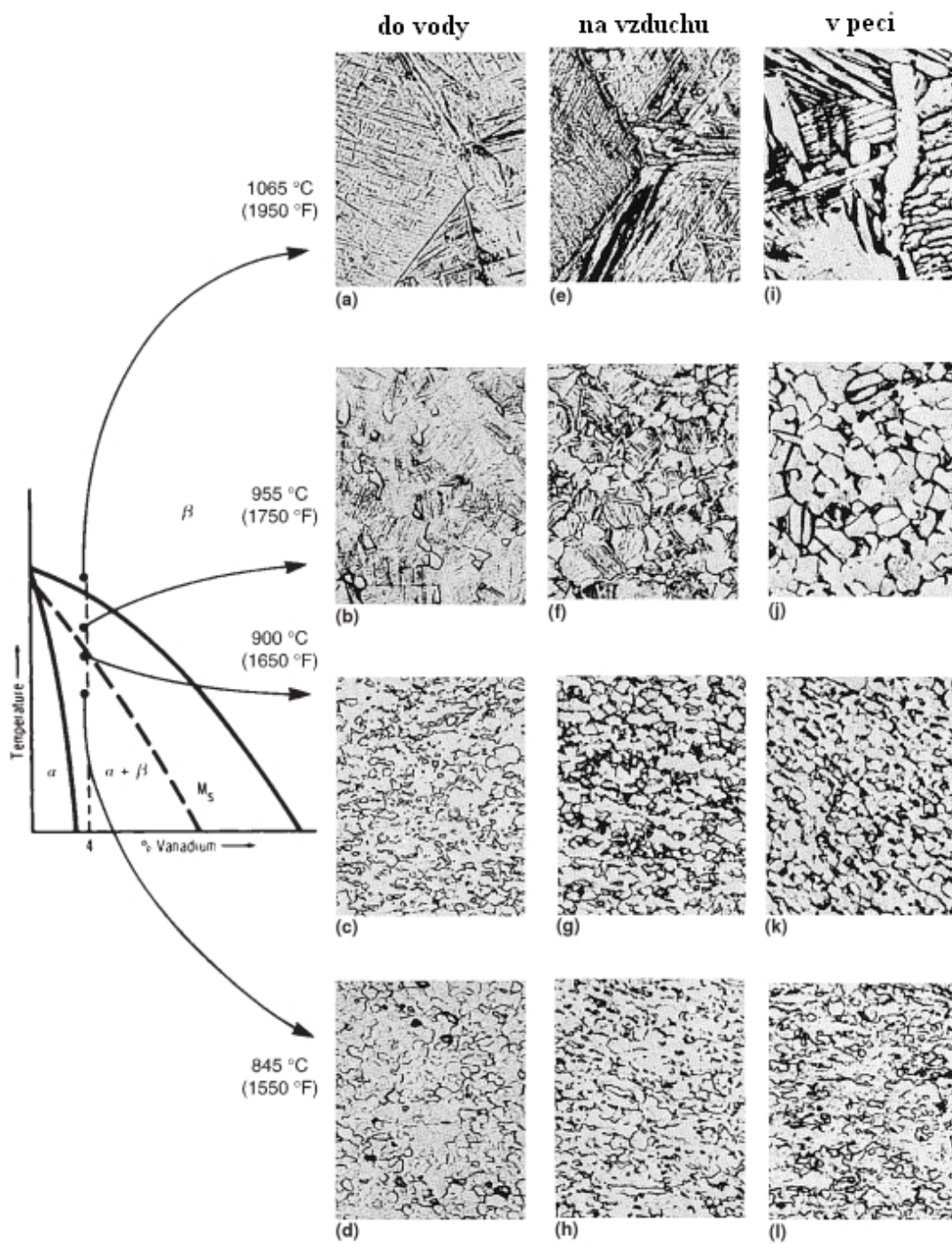
Prvek	Obsah prvku [hm.%]	
	Standart ASTM Grade 5	ELI ASTM Grade 23
Hliník	5,75 - 6,75	5,50 - 6,50
Vanad	3,5 - 4,5	3,5 - 4,5
Železo	max 0,25	max 0,25
Kyslík	max 0,20	max 0,13
Dusík	max 0,05	max 0,05
Vodík	max 0,015	max 0,015
Uhlík	max 0,08	max 0,08

Tepelné zpracování Ti-6Al-4V

Mikrostruktura velmi silně závisí na podmínkách tepelného zpracování (viz obr. 1.17). Při pomalém ochlazení začnou pod křivkou β -přechodu (980 °C) nukleovat zárodky α -fáze. Tyto zárodky rostou do tvaru desek na určitých krystalografických rovinách. Desky mají krystalografický vztah s původní β -fází. Takto vytvořená struktura se nazývá Windmanstättenova (viz obr. 1.16). Při rychlém ochlazení dochází k martenzitické reakci. V závislosti na chemickém složení a kalící teplotě mohou vznikat různé typy martenzitu - hexagonální α' nebo ortorombický α'' . Při kalení z oblasti β -fáze je struktura zcela martenzitická pouze se zbytkovým obsahem β -fáze. Přítomnost β -fáze se vysvětluje tím, že vanad obsažený v této slitině je β -stabilizátor a snižuje teplotu konce martenzitické transformace M_f pod pokojovou teplotu.



Obr. 1.16: Vznik Windmanstättenovy struktury [6]



Obr. 1.17: Přehled různých struktur v závislosti na tepelném zpracování

Pro komerční Ti-6Al-4V se běžně používají například tato tepelná zpracování:

- **Žihání ke vzniku globulární β -fáze** (mill annealing) - ohřev na 730 °C po 4 hodiny a ochlazování v peci. Dochází ke změkčení materiálu a zlepšení obrobiteľnosti. Mikrostruktura je tvořena globulárními krystaly β -fáze v α -matrici.
- **Dvojitě žihání** (duplex annealing) se používá v různých variantách - např. ohřev na 955 °C po dobu 10 minut a ochlazení na vzduchu. Následuje ohřev na 675 °C po 4 hodiny a ochlazení na vzduchu.
- **Rozpouštěcí žihání a stárnutí** (solution annealing and aging) slitina se ohřívá na 955 °C po dobu 10 minut, je zakalena do vody a následně vystárnuta při teplotě 540 - 675°C po dobu 4 hodin a ochlazena na vzduchu. [6]

Tab. 1.10: Vlastnosti Ti-6Al-4V po tepelném zpracování [6]

	R _e [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
žihání ke vzniku globulární β -fáze	945	1069	10
dvojitě žihání	917	965	18
rozpouštěcí žihání a stárnutí	1103	1151	13

1.4 Specifické vlastnosti a aplikace

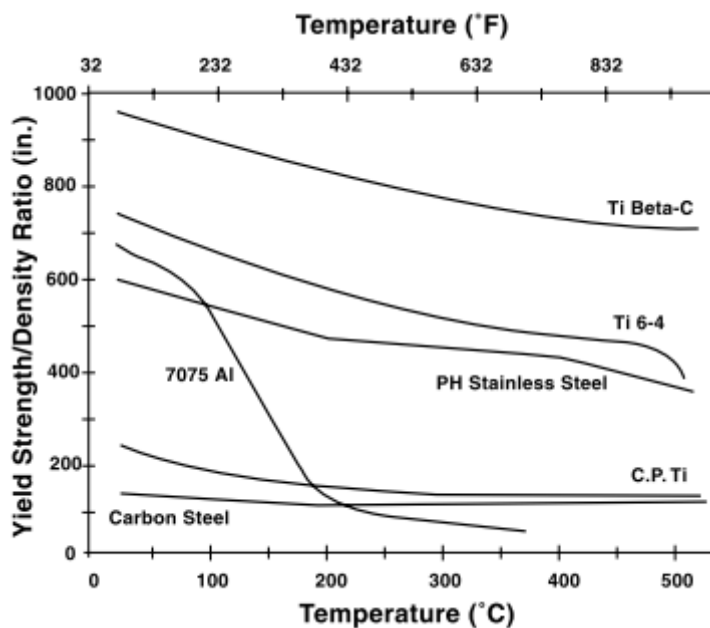
Komerčně se využívá především dvou vlastností titanových slitin - korozní odolnosti a pevnosti. Existuje však řada dalších specifických vlastností a aplikací - např. supravodivost, superplasticita, biokompatibilita apod.

1.4.1 Výhodné mechanické vlastnosti

Jak již bylo zmíněno, největší předností titanových slitin je výborný poměr pevnosti a měrné hmotnosti. Zejména v letectví nahradily ocel a slitiny niklu, neboť umožnily významné úspory hmotnosti i u vysoce zatěžovaných konstrukcí pracujících za vysokých teplot. Tyto slitiny jsou také vhodné pro aplikace ve spalovacích turbínách a komponentech automobilových motorů, kde se vyžaduje vyšší creepová odolnost. Na obr.1.18 je srovnání závislosti poměru meze kluzu a měrné hmotnosti na teplotě pro vybrané oceli a slitiny titanu a hliníku.

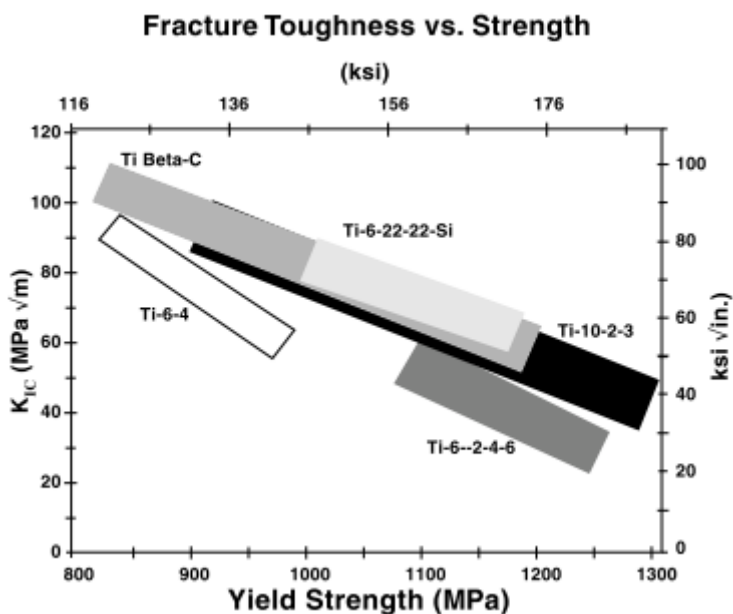
Tab. 1.11 Přehled mechanických vlastností vybraných slitin [22]

	Slitina	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	HV	E [GPa]
CP-titan	Grade 1	>240	170 - 310	120	-
	Grade 4	>550	480 - 655	260	100 -120
α-slitiny	Ti-5Al-2,5Sn	861	827	300	109
pseudo-α	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.1Si	1010	990	340	114
($\alpha + \beta$) slitiny	Ti-6Al-4V	900 - 1200	800 - 1000	300-400	110 -140
	Ti-6Al-6V-2Sn	1100 - 1200	1000 - 1100	300-400	110 -117
β-slitiny	Ti-8V-6Cr-4Mo-4Zr-3Al	900 -1300	800 - 1200	300 - 450	86 - 115



Obr. 1.18: Teplotní závislost poměru meze kluzu k měrné hmotnosti [21]

Titanové slitiny nabízejí také široké spektrum poměrů pevnosti a lomové houževnatosti (viz obr. 1.19). To umožňuje vybrat materiál podle toho, zda je komponent navržen s ohledem na pevnost + únavovou pevnost nebo na houževnatost, s níž souvisí zejména kritická velikost vady. Titan patří mezi jeden z mála materiálů s dobrou kombinací houževnasti, vysoké pevnosti a tažnosti. Titanové slitiny také vykazují vysokou únavovou pevnost v různých prostředích. Únavové vlastnosti budou zevrubněji popsány v kapitole 2.5. [1][2][21][22]



Obr. 1.19: Kombinace pevnosti a lomové houževnatosti [21]

1.4.2 Korozní odolnost

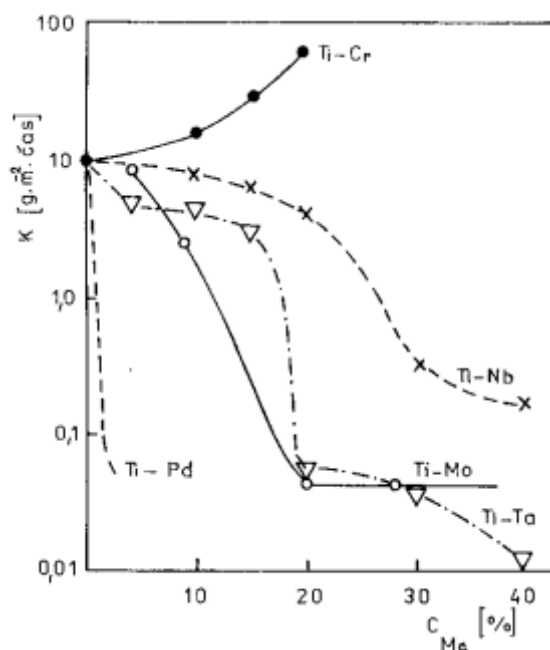
Titanové slitiny nabízejí účinnou ochranu pro mnohem širší spektrum korozních prostředí a teplot než například korozivzdorné oceli nebo slitiny mědi, niklu či hliníku. Oproti těmto slitinám jsou však také nákladnější, proto se k těmto slitinám přistupuje v případě, že jsou zaručeny nižší provozní náklady, delší životnost a snížené nároky na údržbu. Pro aplikace v korozním prostředí se obvykle využívá CP-titan a slitiny o nižší pevnosti. Využívají se např. na nádrže, tepelné výměníky, reakční nádoby pro chemický a energetický průmysl.

Na povrchu se spontánně tvoří tenká ochranná pasivační vrstva. Ta je tvořená primárně vrstvou TiO_2 , pod kterou se nachází vrstvička Ti_2O_3 a TiO . V případě mechanického porušení má tato vrstva schopnost se znovu zacelit (v daném prostředí musí být alespoň minimální množství kyslíku či vody).

Titan odolává lokalizované korozi a korozi pod napětím v solném prostředí (solanka, mořská voda), v dalších halogenidech, v horkých silně oxidujících kyselinách (např. $FeCl_3$, roztoky HNO_3), kde většina korozivzdorných ocelí, slitin mědi či niklu zcela nevyhovuje. [6] [21]

Korozní odolnost titanu je omezena především v redukujících anorganických kyselinách - v těch, které uvolňují vodík během reakce s kovem (např. silně koncentrované roztoky H_2SO_4 , HCl , HBr , H_3PO_4 a roztoky HF o všech koncentracích, především za zvýšené teploty).

Korozní vlastnosti titanu lze ovlivnit legováním - např. tantalem, niobem, molybdenem, zirkonem, aj. (viz obr. 1.20) Odolnost v redukujících kyselinách lze zvýšit legováním ušlechtilými kovy - např. 0,2 % paladia. Toto legování také snižuje náchylnost ke korozi pod napětím (např. v horkých solných roztocích).



Obr. 1.20: Vliv legujících prvků na rychlost koroze v 5% HCl při $100^\circ C$ [23]

Dále jsou nevhodná prostředí obsahující fluoridy (např. NH_4F), horké koncentrované louhy, některé organické kyseliny (šřavelová, trichloroctová, aj.) či silně oxidující činitele (bezvodé kapaliny, plynný chlór, tekutý a plynný kyslík či kapalný brom).

Titanové slitiny také výborně odolávají eroznímu poškození a tzv. turbulentnímu porušování (neboli kavitaci), které způsobují proudící kapaliny.

CP-titan se užívá především v aplikacích, kde nejsou tolerovány žádné korozní produkty - např. v potravinářském průmyslu, medicíně či ve výrobě barviv, kde by i velmi malá kontaminace mohla ovlivnit kvalitu, barvu popřípadě chuť výrobku.

V případě, že je titan spojen s méně ušlechtilým kovem, může dojít k výrazné galvanické korozi a rychlému rozpadu druhého kovu (viz tabulka 1.12). Např. při spojení s hliníkem či zinkem v kyselém roztoku zrychluje titan jeho aktivní rozpouštění. Během tohoto procesu vzniká vodík, který může na povrchu titanu vytvořit hydridický film, který může být v některých prostředích nestabilní, rozpadat se a způsobit ztráty kovu. Při teplotách nad 75 °C může vodík difundovat do materiálu a způsobit zkřehnutí.[2][6][21][23]

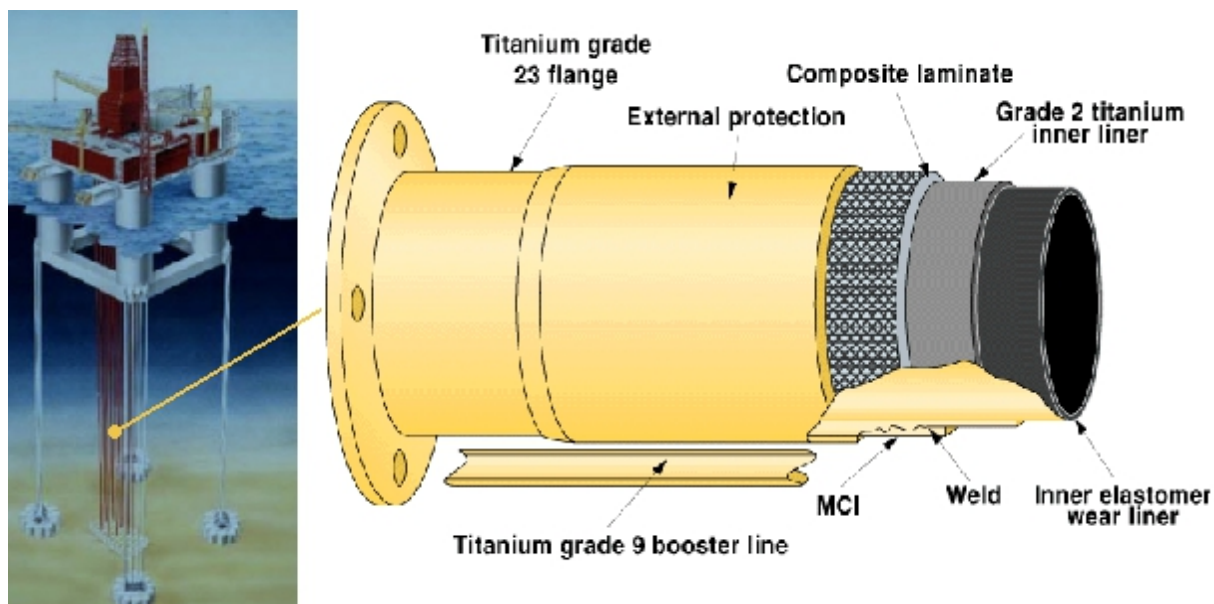
Tab. 1.12 Vliv kontaktu titanu s vybranými kovy na jejich korozní rychlost v chloridovém roztoku [23]

kov	Rychlost koroze kovu [$\mu\text{m}/\text{rok}$]	
	bez spojení	ve spojení
hliník	0,20	5,00
zinek	0,63	1,50
uhlíková ocel	0,38	1,36
nikl	0,01	0,01
měď	0,12	0,30

Těžební věž Heidrun - příklad

Zajímavým příkladem aplikace titanových slitin je norská těžební věž Heidrun TPL v Severním moři. Využívá se zde jak jejich korozní odolnosti, tak měrné pevnosti. Na obr. 1.21 je znázorněno stoupačí potrubí vrtné věže.

Při návrhu věže byla snaha redukovat hmotnost potrubí a zmenšit jeho průměr. Díky menšímu objemu potrubí je potřeba menších vztlaků a věž lépe odolává bočnímu zatížení vlivem vodních proudů. Ke snížení hmotnosti bylo potřeba nahradit některé ocelové části lehčím materiálem. Vzhledem k vysoké ceně titanových slitin se ukázalo jako ideální řešení kombinovat slitiny titanu, ocel a kompozity. Kompozitní materiál je schopen snášet zároveň působení vnějších a vnitřních tlaků a zachovává si flexibilitu potřebnou k odolávání tlakovým, tahovým a krutovým zatížením.[22][24][25]



Obr. 1.21: Těžební věž Heidrun [25]

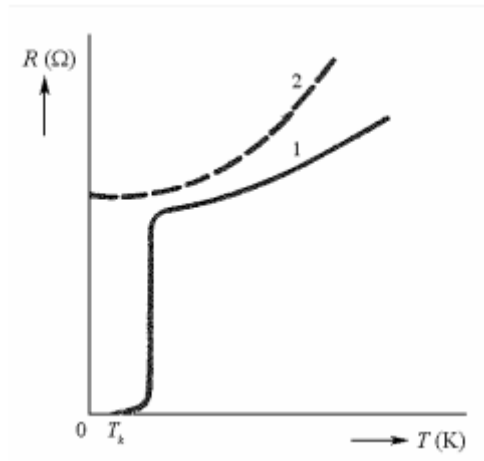
1.4.3 Supravodivost:

Většina kovových materiálů dobře vede elektrický proud. Čím větší proud prochází vodičem a čím vyšší je rezistivita (měrný elektrický odpor) vodiče, tím více energie se přeměňuje na teplo. Slitiny s vysokou rezistivitou (nichrom, kanthal) se používají na různá topná zařízení, naopak slitiny kovů s nízkou rezistivitou (měď, hliník, zlato) se používají pro rozvod elektrické energie. I v materiálech s nízkou rezistivitou se však až třetina procházející elektrické energie změní na teplo. Řešením je využití tzv. supravodivých materiálů. Při ochlazení na kritickou teplotu T_k elektrický odpor těchto materiálů zcela vymizí.

Na obr. 1.22 je srovnání teplotních závislostí rezistivity pro supravodivý (1.22/1) a nesupravodivý (1.22/2) materiál v oblasti velmi nízkých teplot. Je patrné, že rezistivita nesupravodivého materiálu při ochlazování neklesne pod určitou mezní hodnotu, naopak rezistivita supravodiče při ochlazování postupně klesá a při dosažení teploty T_k prudce klesá. Kritická teplota je charakteristická pro každý materiál. Největší nevýhodou je, že kritické teploty klasických (tzv. nízkoteplotních) supravodičů nepřevyšují teplotu 23 K, s čímž souvisí vysoké náklady na chlazení kapalným heliem, a proto je využití těchto materiálů značně limitováno.

Velké naděje se vkládají do tzv. vysokoteplotních supravodičů, jejichž kritické teploty se pohybují okolo 90 K (některé až 136 K) a je možné je chladit poměrně levným tekutým dusíkem (bod varu 78 K). Jedná se však o křehké oxidické keramické materiály s velmi náročnou technologií výroby (např. Y-Ba-Cu-O). Cesta k jejich využití v praxi bude ještě dlouhá. Předpokládá se však, že v budoucnu půjde o technologický průlom srovnatelný s objevem tranzistoru nebo laseru.

Mezi nejčastěji používané supravodiče patří slitiny na bázi titanu a niobu, z nichž se vyrábějí převážně supravodivé magnety. Jejich principem je buzení magnetického pole proudem tekoucím supravodivou cívku. Jestliže se do cívky přivede proud a poté se jeho zdroj odpojí, poteče cívku proud po velmi dlouhou dobu beze změny, jelikož mu není kladen žádný odpor.



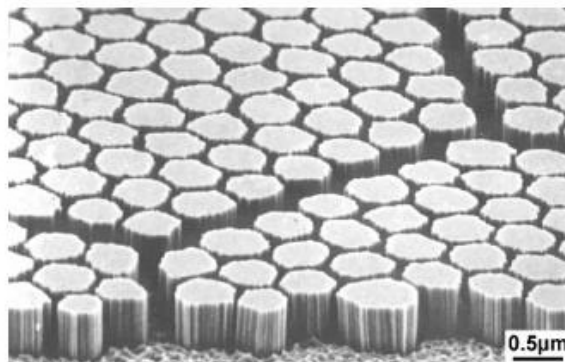
Obr. 1.22: Závislost rezistivity kovu na teplotě [28]

Významnou výhodou supravodivých magnetů je, že umožňují s poměrně malými proudy vytvořit silné magnetické pole. Díky nulové rezistivitě je možné použít mnohem tenčích vodičů, než u klasické cívky, což umožňuje vytvořit více závitů na dané délce. Magnetická indukce je úměrná hustotě závitů a proudu dle vztahu (11). Díky obrovskému počtu závitů, je potřeba k dosažení stejné magnetické indukce mnohem menších proudů.

$$B = \mu \frac{NI}{l}, \quad (11)$$

kde B je magnetická indukce, μ je permeabilita, I je proud v cívce a N počet závitů, N/l je hustota závitů. Supravodivé vodiče jsou obvykle mnohovláknové systémy, které se skládají z tenkých vláken (0,1 až 0,5 μm) uložených v matrici ze slitiny CuNi (viz obr. 1.23). Ztráty tohoto kompozitu jsou při použití v průmyslových frekvencích zanedbatelné.

Supravodivé magnety se v současné době používají např. v urychlovačích elementárních částic, v laboratořích, ale i v lékařství - např. v magnetickém rezonančním tomografu. Průmyslově se využívají např. pro magnetickou úpravu vody a jiné magnetické separační procesy. [1][26][27][28]



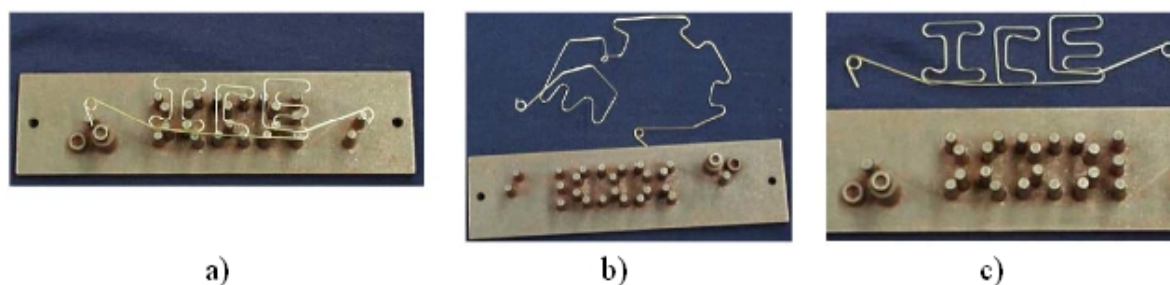
Obr. 1.23: SEM fotografie vodičů Nb-47Ti [1]

1.4.4 Tvarová paměť a pseudoplasticita

Slitiny s tvarovou pamětí (SMA - Shape Memory Alloys) jsou materiály, které v současné době nacházejí uplatnění v mnoha oblastech lidské činnosti. Řadí se mezi tzv. inteligentní materiály (smart materials) - materiál je sám schopen vykonávat funkce, pro které by bylo jinak potřeba samostatné zařízení (teplotní čidlo, lineární motor). Součástku lze navíc miniaturizovat, jelikož její funkce je daná samotnou mřížkou a není tedy závislá na velikosti součásti.

Paměťový efekt je schopnost slitiny vrátit se po zahřátí do předdefinovaného tvaru (viz obr. 1.24). Pseudoelasticita a superplasticita souvisí s elastickou odezvou na poměrně vysoká napětí. Tyto hlavní vlastnosti SMA jsou spojené s teplotně resp. napěťově indukovanou vratnou fázovou přeměnou. Za vyšších teplot je stabilní pevnější austenitická fáze, za nižších teplot pak fáze martenzitická. Austenitická fáze má kubickou prostorově centrovanou mřížku. Během martenzitické transformace dochází k tvarové změně, kterou si lze zjednodušeně představit jako změnu původních krychlí na kosé kvádry. Martenzit může vznikat v několik krystalograficky shodných, avšak vzhledem k původní krychli různě natočených variantách.

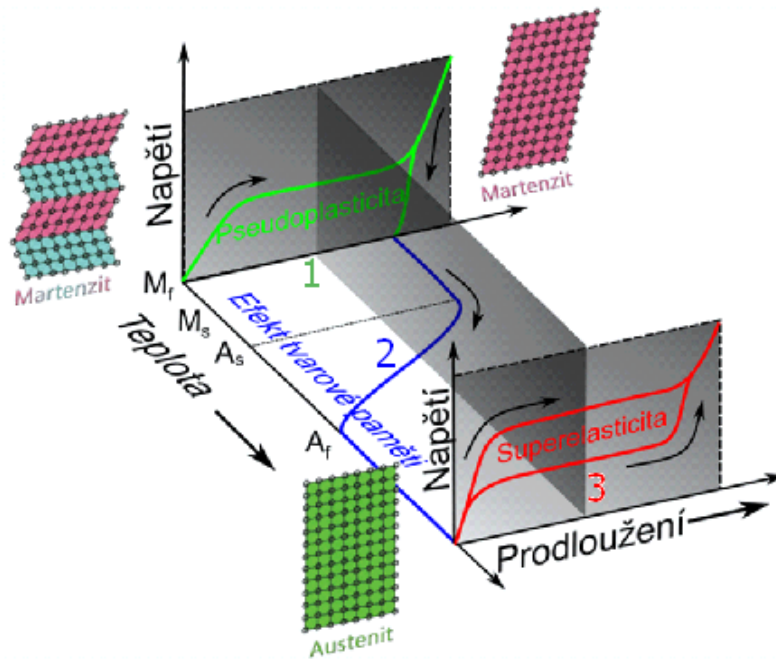
Zejména v zahraničné literatuře se pojmy pseudoplasticita a superelastickita označuje jeden a týž jev - schopnost navrátit se po odtížení do původního tvaru. Je proto nutné věnovat pozornost terminologii jednotlivých autorů. [30]



Obr. 1.24: a) fixace na podložce, ohřev 500 °C/15 min b) ochlazení deformace c) ohřev [29]

Hnací silou transformace je rozdíl v Gibbsově energii, který může být způsobem teplotním gradientem nebo mechanickým zatížením. Z termodynamického hlediska má teplota i vnější napětí ekvivalentní vliv na transformační mechanismus.

Při zatěžování SMA v martenzitické oblasti (obr. 1.25/1) se postupně vytvoří pro dané zatížení nejvýhodnější varianta martenzitu - ta, která umožní maximální prodloužení. Za touto mezí má po odtížení zorientovaný martenzit elastickou odezvu. Na rozdíl od běžných kovů dochází v SMA pouze k pohybu fázových a vnitřních rozhraní typu dvojčat. Jelikož nedochází ke dislokačnímu skluzu, neuskutečňuje se ani plastická deformace. Tento jev se nazývá pseudoelasticita. Zahřátím nad A_f se martenzit transformuje na austenit, s čímž souvisí změna tvaru na tvar původní - dochází tedy k paměťovému efektu (obr. 1.25/2). Je-li součást namáhána v austenitické oblasti ($T > A_f$), dochází k napěťově indukované transformaci austenitu do nejvýhodněji orientované martenzitické varianty. Deformace je plně vratná dle hysterezní smyčky (viz obr. 1.25/3). Deformace způsobená transformací může být více než deset procent, proto se tento jev nazývá superelastickita (viz následující kapitola).



Obr. 1.25 1 - pseudoplasticita 2 - tvarová paměť 3 - superelastická [31]

V současné době bylo vyvinuto mnoho typů SMA slitin. Vzhledem k výborným termodynamickým a termoelektrickým vlastnostem je jednou z nejpoužívanějších slitin Nitinol. Jedná se buď o binární slitinu NiTi (50-51%Ni) nebo s příměsí dalšího prvku (Cu, Hf, Nb, Pb, aj.).

Specifických vlastností SMA se využívá v řadě odvětví: spojování špatně svařitelných materiálů či spojování špatně dostupných potrubí, výroba pojistných ventilů, směšovacích vodních baterií, vypínačů, ale také obrouček brýlí, výztuží oblečení apod. Široké uplatnění tyto materiály nacházejí také v lékařství - katetry, drobné chirurgické nástroje, permanentní rovnátka, stenty apod. Např. stenty (viz obr. 1.26) jsou tenkostěnné trubičky, které upravují průchodnost cév a jiných tělních trubic. Tyto trubičky využívají hned tři specifických vlastností SMA - biokompatibility, superplasticity při komprimaci stentu do katetru, kterým je dopravena na požadované místo, a tvarové paměti, díky níž dochází k navrácení do původního tvaru vlivem tělesné teploty. [30][31][32][33]

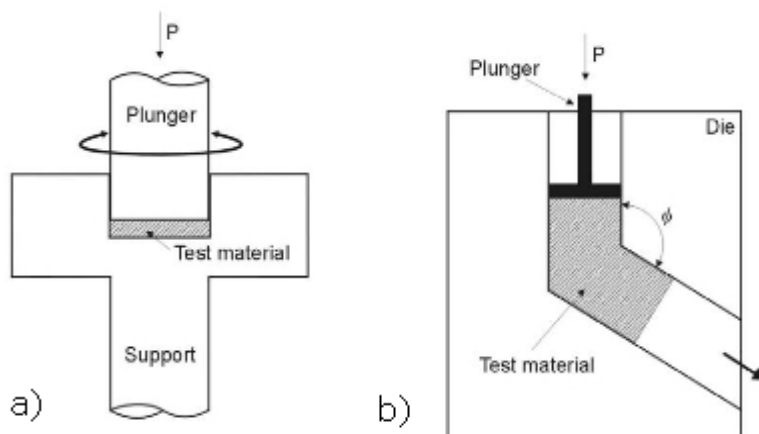


Obr. 1.26: Stenty [30]

1.4.5 Superplasticita

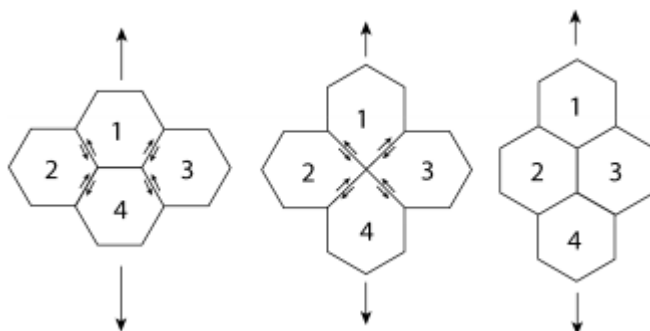
Schopnost polykrystalického materiálu se za určitých podmínek extrémně deformovat bez porušení. Poměrná deformace dosahuje i několika tisíc procent. Rychlost přetvoření musí být nízká a teplota musí být vyšší než $0.4 T_m$. Materiál vhodný k superplastickému tváření musí být izotropický, s jemnozrnnou ekviaxiální strukturou, velikost zrna musí být stabilní. Velikost zrna d závisí na typu materiálu a teplotě. Bylo zjištěno, že zjemnění struktury umožňuje zvýšit rychlost přetvoření a snížit teplotu superplastické deformace.

Ultrajemnozrnné materiály (UFG - Ultra Fine Grain) se vytvářejí různými metodami - např. metodami výrazné plastické deformace. Jedná se o zvláštní druh tváření za studena. Mezi nejpoužívanější metody patří metoda ECAP a HPT (viz obr. 1.27). V prvním případě se jedná o protlačování materiálu kanálkem, přičemž v místě ohybu dochází k výrazné plastické deformaci. Metoda HPT je zřejmě neúčinnější. V tomto případě je materiál ve formě disku sevřen mezi dva písty, které vzájemně rotují. [34][36]



Obr. 1.27: Metody výroby ultrajemných materiálů [34]

Výzkum chování těchto materiálů není dosud ukončen. Z dosavadních experimentálních poznatků lze soudit, že vzájemné přemístění jednotlivých zrn se uskutečňuje prostřednictvím pokluzů na hranicích zrn a jejich natáčením (viz obr. 1.28). Předpokládá se, že je nutná difuze atomů, existují však i bezdifuzní dislokační modely.



Obr. 1.28: Pokluz zrn [36]

V tabulce 1.13 je přehled vybraných superplastických materiálů. Z titanových slitin se nejčastěji využívají ($\alpha+\beta$) slitiny, neboť jedna z fází zajišťuje stabilitu velikosti zrn a materiál je méně náchylný k hrubnutí. Relativně novou skupinou jsou intermetalické slitiny na bázi $TiAl$ nebo $TiAl_3$.

Tab. 1.13: Superplastické podmínky pro vybrané slitiny [34]

	Slitina	ϵ [%]	d [μm]	T [$^{\circ}\text{C}$]	$\dot{\epsilon}$ [s^{-1}]
($\alpha+\beta$)	Ti-6Al-4V	2100	2	850	10^{-2}
	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo	2700	1-2	900	10^{-2}
	Ti-Al-2Sn-4Zr-6Mo	2200	1-2	750	10^{-2}
	Ti-4Al-4Mo-2Sn-0.5Si	2000	4	885	$5 \cdot 10^{-4}$
Intermetalika	Ti-24Al-11Nb	1280	4	970	10^{-3}
	Ti-10Co-4Al	1000	0,5	700	$5 \cdot 10^{-2}$
	Ti-46Al-1Cr-0.2Si	380	2 - 5	1050	10^{-3}

Superplastické tváření je výhodné zejména díky tomu, že snižuje energetickou náročnost výroby a také množství odpadu. Při poměrně nízkém deformačním napětí je možné dosáhnout vysokých stupňů deformace, což zvyšuje efektivitu tvářecích procesů. Často využívanou technologií je lisování, ale také hydromechanické tažení, rozpínání, ohýbání, apod. Superplastické chování se využívá také při tažení drátů. Nevýhodou je menší rychlost procesu v důsledku menších tvářecích rychlostí a sklon ke kavitaci a růstu zrn materiálů používaných za zvýšených teplot. [34][35][36]

1.4.6 Biokompatibilita

Jak již bylo zmíněno výše, titanové slitiny nacházejí své uplatnění také v medicíně. Kromě výše popsaných aplikací SMA existuje celá řada dalších - šrouby, kloubní náhrady, srdeční chlopně, dentální aplikace aj. (viz obr. 1.29). Dalšími používanými biomateriály jsou především korozivzdorné oceli a slitiny Co-Cr. Z těchto tří skupin materiálů vykazují titanové slitiny nejvyšší biokompatibilitu, korozní odolnost, specifickou pevnost a nejnižší tuhost. Korozivzdorné oceli mají dobrou tvárnost. Slitiny Co-C vykazují největší ořezivzdornost, vyšší pevnost a nejvyšší tuhost.

Po dlouhou dobu byly nejpoužívanějšími biokompatibilními materiály CP-titan a Ti-6Al-4V. Z důvodu toxicity vanadu však byla slitina Ti-6Al-4V nahrazena slitinami jako Ti-6Al-7Nb a Ti-5Al-2.5Fe, které mají podobnou mikrostrukturu a vlastnosti. Kvůli podezření, že by hliník obsažený v těchto slitinách mohl způsobovat Alzheimerovu chorobu, byla vyvinuta skupina slitin na bázi Ti-Zr a Ti-Sn.

Velký význam v této oblasti má únavová pevnost a modul pružnosti. Je-li rozdíl mezi modulem pružnosti implantátu a kosti velký, dochází k tzv. stress shielding efektu. Kosti mají přirozenou vlastnost přizpůsobit se zatížení. Tuhá tkáň se remodeluje a zpevní tak, aby odolávala zátěži. Klesne-li zatížení - v tomto případě nehomogenním přenosem napětí (většinu napětí přenáší kov) - kost nedostává stimul nutný k výstavbě či remodelování tkáně. V důsledku tohoto jevu dochází k řídnutí kostí a může dojít až k uvolnění implantátu. Modul

pružnosti titanu je poměrně nízký, a proto se titanové slitiny používají například na náhrady kyčelních kloubů. Přesto se v současné době věnuje pozornost vývoji slitin s ještě nižším modulem pružnosti. Vytvářejí se popřípadě slitin s tzv. self-tunable efektem (mají nižší modul před deformací a vyšší po deformaci) nebo slitiny na bázi Ti a Zr pro vyjímatelné implantáty. Pro dentální aplikace se vyvíjejí slitin s obsahem ušlechtilých kovů jako je Au, Ag, Pt nebo Pd. [1] [36][37]



Obr. 1.29: a) Titanové části umělého srdce b) Lité kloubní náhrady [8]

2 ÚNAVA MATERIÁLU

Únava je definovaná jako proces změn stavu a vlastností materiálu vyvolaný cyklickým namáháním. Popudem k podrobnému studiu únavového chování materiálů byl poznatek, že při cyklickém zatěžování dochází k porušení při napětích mnohem menších než je mez pevnosti. Existence únavy je podmíněna a determinována cyklickou plastickou deformací. Ke kumulativnímu poškození vedoucímu k únavovému lomu vede teprve mnohonásobné opakování plastické deformace. Tato deformace může být dokonce tak malá, že v běžném pojetí jde o zatěžování elastické. Elastická deformace nevede k nevratným změnám ve struktuře a tedy ke změnám vlastností materiálu.

Při konstrukčních návrzích bylo vždy velmi důležité znát možné příčiny a mechanismy porušení dané součásti. V období před velkou průmyslovou revolucí bylo poměrně mnoho poznatků o statickém namáhání (tahové, tlakové, smykové). Avšak s rozvojem parních pohonů, vlakové dopravy a dalších komponent, které byly zatěžovány cyklicky, již nebylo možné navrhovat zařízení pouze na základě statických parametrů.

V roce 1837 byl publikován první článek, který dával do souvislosti cyklické zatěžování a životnost kovu. Po velkém železničním neštěstí v roce 1842, které bylo způsobeno únavovým lomem nápravy, se únava začala věnovat čím dál větší pozornost. V padesátých letech začal německý železniční inženýr Augustin Wöhler provádět první systematické laboratorní zkoušky. Opakovaně zatěžoval válcové vzorky v ohybu při různých napětích a sledoval počet cyklů do porušení. Od té doby se nashromáždilo velké množství empirických poznatků o celé řadě materiálů - kovových a nekovových, křehkých a tvárných, kompozitních, syntetických aj. Zkoumal se také vliv amplitudy napětí, asymetrie cyklu, tvaru součásti a dalších faktorů. Tato data se však dala uplatňovat pouze pro poměrně úzký okruh materiálů a zatěžovacích podmínek a nebylo možné je více zobecnit, a tedy plně využívat stávající popř. navrhovat nové materiály pro cyklicky namáhané součásti. Z tohoto důvodu se vědci od druhé poloviny 19. století začali intenzivně zabývat zákonitostmi a podstatou probíhajících procesů.

Od té doby se v této oblasti dosáhlo velké řady pokroků. V současnosti se značná pozornost věnuje únavovým a lomovým studiím moderních a sofistikovaných zařízení - letadla, raketoplány, lodě, ponorky, vysokorychlostní vlaky, tlakové a nukleární nádoby aj., ve kterých by únavové porušení mohlo mít fatální následky. Např. podle studie z roku 1981 bylo únavové poškození jednou z příčin 306 leteckých neštěstí, ke kterým došlo od roku 1934. U letounů s pevnými křídly bylo nejčastější příčinou selhání křídel či motoru, u helikoptér to bylo nejčastěji selhání hlavního nebo ocasního rotoru.

V tabulce 2.1 jsou zobrazeny výsledky studie NIST (National Institute of Standards and Technology). Ve více než 60 % případů je příčinou porušení únava, která souvisí s řadou dalších aspektů - nedostatečná údržba, výrobní defekty, atd. [4][7][40][44][42]

Tab. 2.1: Příčiny porušení součástí dle studie NIST [40]

Příčina	Nedostatečná údržba	Výrobní defekty	Nevhodný design	Defektní materiál	Abnormální provoz	Neurčitá	Σ
Únava	52	31	24	10	13	11	141
Přetížení	18	6	5	3	7	2	41
Koroze pod napětím či vodíková křehkost	11	0	4	1	1	1	18
Koroze	4	1	1	0	0	0	6
Tečení	0	0	1	0	2	0	3
Vysokoteplotní oxidace	2	1	1	0	0	0	4
Otěr či nadměrná deformace	15	0	1	1	0	0	17
Σ	102	39	37	15	23	14	230

2.1 Charakteristiky únavového zatěžování

Zátěžný cyklus je nejmenší jednotka v historii zatěžování, která se opakuje. Cykly mohou mít konstantní nebo proměnnou amplitudu napětí.

Zatížení s konstantní amplitudou napětí, se používá pro velkou část únavových zkoušek. Jde o zatěžování mezi maximálním a minimálním napětím, přičemž hodnoty těchto napětí jsou konstantní. Tento přístup je vhodný zejména pro rotační zařízení. Charakter zatížení bývá nejčastěji sinusový, může však být také pilový, obdelníkový nebo jiný.

Zatěžování s proměnlivou amplitudou se využívá v případech, kdy je snaha se co nejvíce přiblížit reálným podmínkám, v nichž zařízení pracuje. Příkladem může být proměnlivé zatížení lodí vodními proudy či zatížení letadel porывy větru. Při zkoušce se zpravidla opakují zatěžovací bloky, které jsou posuzovány na základě velikosti, posloupnosti a frekvence působících napětí (tj. zatěžovací spektrum). Zatěžování se vyjadřuje pomocí počtu zátěžných bloků nebo se přepočítává na počet ekvivalentních cyklů jednoduchého zatěžování.

V některých případech se také mezi pravidelně se opakujícími cykly vkládá jeden nebo více cyklů s jinou amplitudou napětí nebo deformace (obvykle větší). Jedná se o tzv. přetěžovací cykly. Zkoumá se jejich vliv na únavové porušení. Jednotlivé typy zatěžování jsou znázorněny na obr. 2.1. [4][7]

Rozdíl mezi maximální a minimální hodnotou napětí se nazývá rozkmit $\Delta\sigma$:

$$\Delta\sigma = \sigma_{max} - \sigma_{min} \quad (12)$$

Polovina hodnoty rozkmitu se nazývá amplituda napětí σ_a :

$$\sigma_a = \frac{\Delta\sigma}{2} \quad (13)$$

Střední hodnota součtu maximálního a minimálního napětí je střední hodnota napětí σ_m :

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{max} + \sigma_{min}}{2}. \quad (14)$$

Ze vztahů dále vyplývá, že

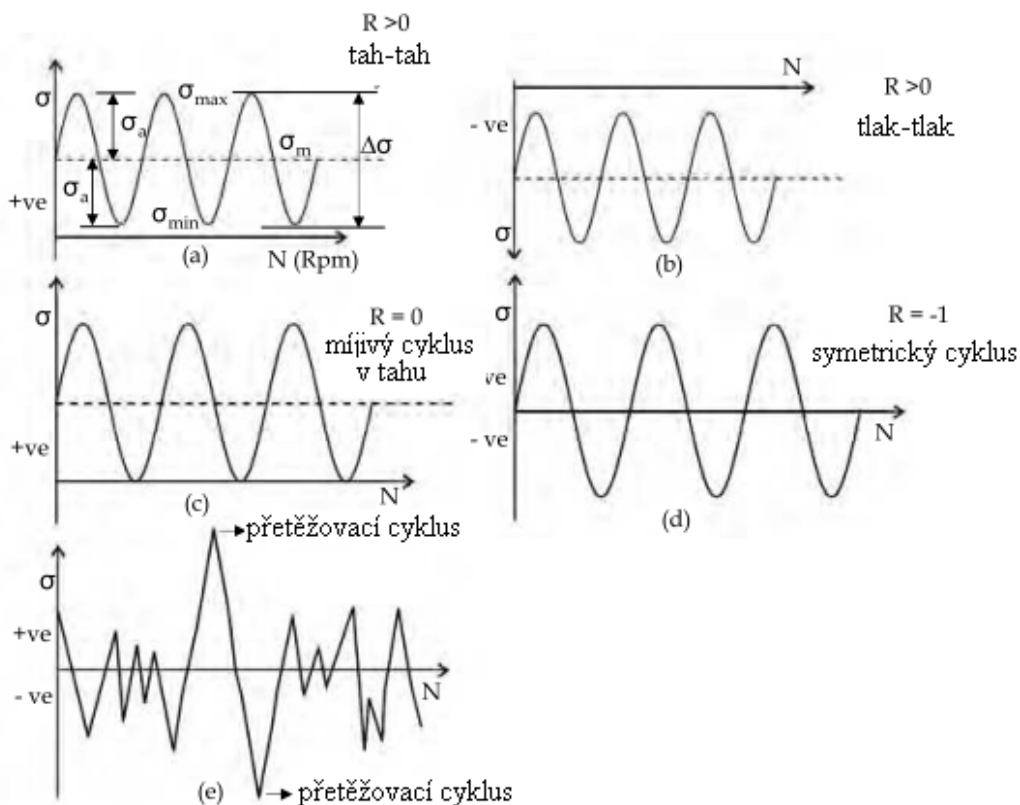
$$\sigma_{max} = \sigma_m + \sigma_a \quad (15)$$

$$\sigma_{min} = \sigma_m - \sigma_a. \quad (16)$$

Další důležitou charakteristikou zátěžného cyklu jsou parametry asymetrie R a P, které charakterizují jeho tvar (viz obr. 2.1):

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}}. \quad (17)$$

$$P = \frac{\sigma_h}{\sigma_a} \quad (18)$$



Obr. 2.1: Zatĕžovacĭy cykly [4]

2.2 Stádia únavového procesu

Únavový proces se na základě nevratných změn způsobených plastickou deformací dělí do tří stádií. V prvním stádiu dochází v celém objemu materiálu ke změnám mechanických vlastností v důsledku změn v mikrostruktuře. V druhém stádiu je cyklická plastická deformace koncentrována v povrchových vrstvách a dochází k nukleaci trhlin. V posledním stádiu dochází k šíření trhliny. Pro toto stádium jsou zásadní podmínky na špičce trhliny. Přesná hranice mezi jednotlivými stádii není definována a jejich délka a relativní význam významně závisí na druhu materiálu, geometrii součásti a podmínkách zatěžování. [42]

2.2.1 Stádium změny mechanických vlastností

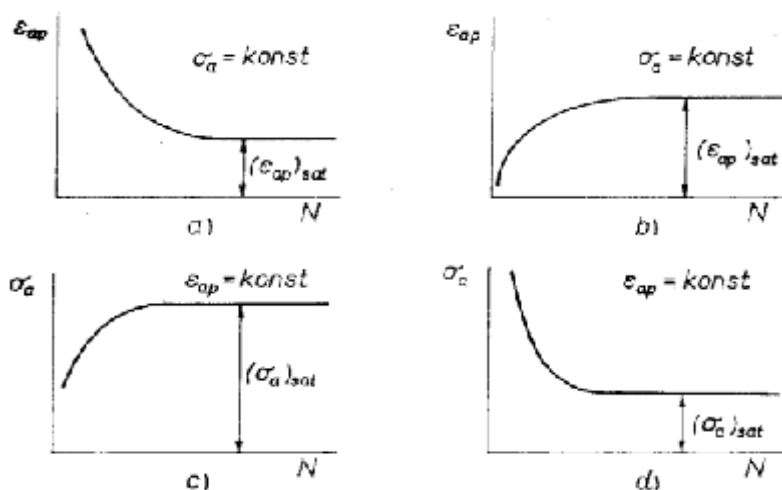
V prvním stádiu dochází ke změně hustoty a konfigurace mřížkových poruch (zejména dislokací). To vede ke změnám mechanických, elektrických, magnetických a dalších vlastností. Nejzávažnější jsou změny mechanických vlastností, tedy vlastností, které charakterizují odpor materiálu vůči deformaci vyvolané vnějšími silami. Mezi charakteristiky, které dávají do souvislosti vnější napětí a deformaci při různých podmínkách testování, patří například změny tahového diagramu po cyklické deformaci, závislost amplitudy napětí a deformace, závislost těchto amplitud na počtu cyklů, změny tvaru a plochy hysterezních smyček aj. Do jisté míry je možné zde zařadit také tvrdost, je však nutné si uvědomit, že se nejedná o objemovou charakteristiku a výsledky na povrchu a ve zbytku objemu materiálu se mohou značně lišit. V závislosti na typu materiálu, podmínkách zatěžování a teplotě může odpor vůči cyklické deformaci narůstat nebo klesat. Až na výjimky mají tyto změny sytící charakter. Nejvýraznější jsou na počátku cyklického zatěžování jejich intenzita postupně klesá a po určitém počtu cyklů jsou změny zanedbatelné nebo zcela ustanou.

Existence únavy je podmíněna a determinována cyklickou plastickou deformací. Cyklické zpěvnění, změkčení i výsledné saturované vlastnosti jsou dány pohybem, generováním dislokací a jejich interakcemi s dalšími dislokacemi či jinými poruchami mřížky. Značný vliv na pohyb dislokací mají také precipitáty, nečistoty či hranice zrn. Během cyklické deformace dochází také ke změnám těchto překážek - změně morfologie precipitátů, deformačně indukované fázové transformaci aj.

Zda bude materiál zpevňovat, či změkčovat lze odhadnout z poměru meze pevnosti a smluvní meze kluzu. Je-li $(R_m/R_{p0,2}) > 1,4$, materiál zpevňuje, v případě, že $(R_m/R_{p0,2}) < 1,2$, dochází ke změkčení. Toto empirické pravidlo se někdy nazývá Mansonovo a platí pouze v nízkocyklové oblasti. Zpevňování je typické pro materiály vyžíhané. Naopak sklon ke změkčování mají materiály zpevněné deformačně, precipitačně, transformačně, disperzně či zpevněné příměsovými atomy. Dislokační struktura ve stavu žíhaném má hustotu dislokací v řádu $10^6 - 10^8 \text{ cm}^{-2}$. Dislokační struktura tvářeného materiálu má naopak vysokou hustotu a to $10^9 - 10^{13} \text{ cm}^{-2}$ dle stupně tváření. Pozorovatelné změny v konfiguraci a hustotě dislokací končí zhruba po počtu cyklů, který odpovídá konci cyklického zpěvnění.

Cyklické změkčení je nežádoucí. Dochází k němu v případě, že jsou během cyklické deformace odstraněny nebo oslabeny překážky blokující dislokace. Nutnou podmínkou je střídavá plastická deformace (např. při mívivém zatěžování ke změkčení nedojde). Oboustranným pohybem dislokací dochází k takové distribuci dislokační struktury, že nově vzniklá struktura klade menší odpor pohybu dislokací. Zřejmě dochází k částečné anihilaci dislokací s opačnými burgersovými vektory. Značný vliv má přítomnost bodových poruch.

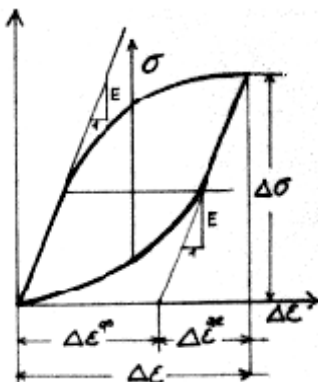
V praxi se nejčastěji používají dva zatěžovací módy - měkký a tvrdý. V prvním případě se udržuje konstantní amplituda napětí. Dochází tedy pouze ke změnám deformace. Dochází-li k poklesu amplitudy deformace (2.2a), jde o cyklické zpevnění (čím větší zpevnění, tím více se materiál „brání“ další deformaci). V případě nárůstu amplitudy deformace (2.2b) se jedná o cyklické změkčení. Při tvrdém zatěžování je na konstantní úrovni udržována amplituda celkové (popřípadě plastické) deformace a mění se pouze amplituda napětí. Roste-li amplituda napětí (2.2c), materiál zpevňuje, neboť je potřeba většího napětí k dosažení stejné deformace. Cyklické změkčení se naopak projevuje poklesem amplitudy napětí (2.2d). [7][42]



Obr. 2.2: Cyklické zpevnění a změkčení při měkkém a tvrdém zatěžovacím módu [42]

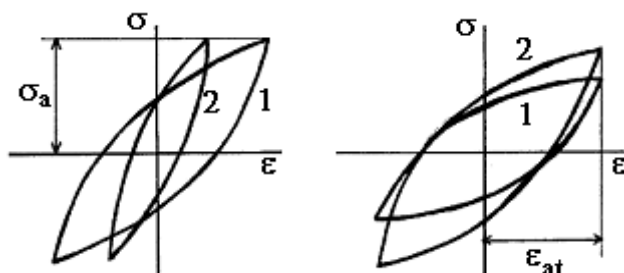
Hysterezní smyčka

Jak známo, u statického zatížení dochází k monotonnímu nárůstu zatížení až do lomu. Pro únavové zatěžování je typický časově proměnný průběh. Materiál vykazuje při harmonickém zatěžování hysterezi, kterou lze znázornit pomocí hysterezní smyčky. Analýza těchto smyček je jedním z nejvýhodnějších způsobů detekce změn mechanických vlastností. Schéma hysterezní smyčky je na obr. 2.3, ϵ_a je amplituda celkové deformace, ϵ_{ap} je amplituda plastické deformace, ϵ_{ae} je amplituda elastické deformace.



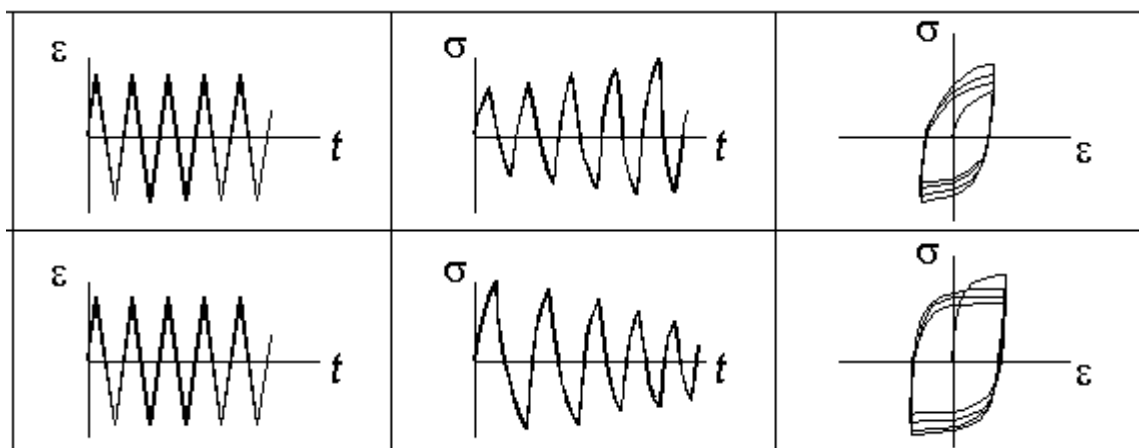
Obr. 2.3: Hysterezní smyčka [4]

Během změny mechanických vlastností se mění také tvar a parametry hysterezních smyček. Zpevnění se projevuje zúžením smyčky při měkkém zatěžovacím módu a prodloužením při tvrdém módu. Schéma reakce hysterezní smyčky na zpevnění resp. změkčení je na obr. 2.4. O zpevnění jde v případě změny 1→2, o změkčení při změně 2→1.



Obr.2.4: Odezva hysterezní smyčky na cyklické zpevnění či změkčení [45]

U většiny materiálů dojde po určitém počtu cyklů k saturaci hysterezní smyčky - tedy k ustálení cyklických vlastností. Některé kovy vykazují saturaci již od počátku zatěžování (tz. téměř nezpevňují resp. nezměkčují). Některé kovy naopak vykazují dlouhodobé změny tvaru smyček, proto se bylo smluvně ujednáno, že se za reprezentativní považuje smyčka naměřená v polovině životnosti vzorku do porušení.



Obr. 2.5: Průběh napětí a změna hysterezní smyčky při tvrdém zatížení [46]

Existují také energetické teorie únavového procesu, pro které je zásadní veličinou plocha saturované hysterezní smyčky. Ta vyjadřuje deformační práci, která je přeměněna během jednoho cyklu na tepelnou energii. Za předpokladu, že plocha smyčky se mění pouze během stádia změny mechanických vlastností, které je zpravidla krátké, lze celkovou energii do lomu brát jako součin počtu cyklů do lomu a plochy saturované hysterezní smyčky.

$$\Delta W = \iint d\sigma d\epsilon_p \quad (19)$$

Dle vztahu (19) tato plocha závisí na amplitudě napětí a plastické deformace. Konkrétní vztahy jsou dány volbou funkční závislosti po obvodu smyčky. [4][45][46]

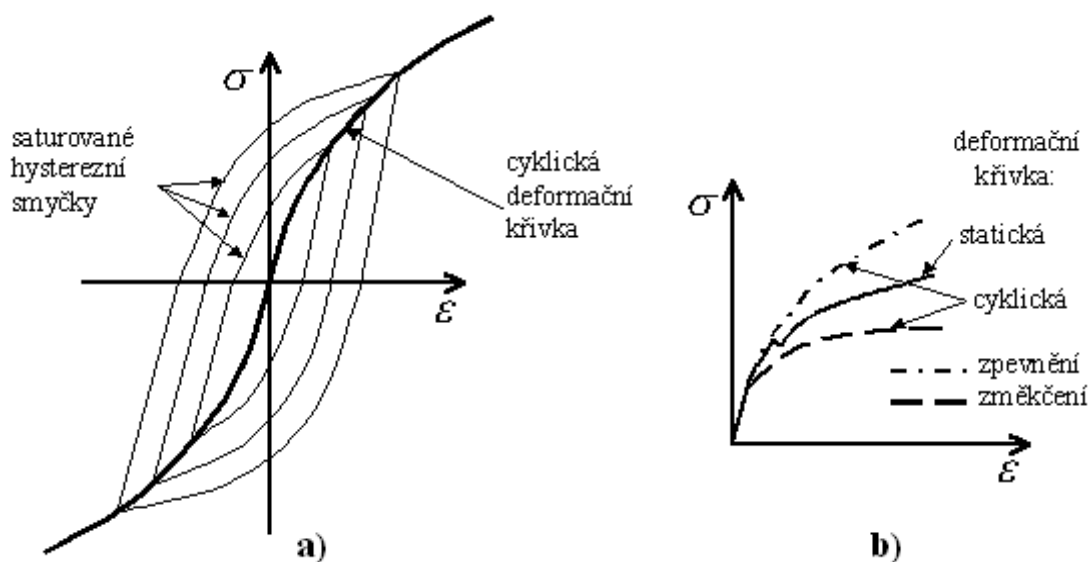
Cyklická deformační křivka

Různým amplitudám zatěžování odpovídá jiná saturovaná hysterezní smyčka. Množina vrcholů těchto smyček se nazývá cyklická deformační křivka. Ta charakterizuje cyklickou plastickou odezvu materiálů po většinu jeho únavového života a je tedy jednou z nejdůležitějších materiálových charakteristik. Cyklická deformační křivka je závislostí napětí na deformaci. Jedná se o stejnou závislost jako u statické jednosměrné tahové křivky (pro jednu čtvrtinu cyklu), avšak po proběhnutí zpevnění resp. změkčení. Z toho vyplývá, že ze vzájemné polohy těchto dvou křivek lze usoudit, zda materiál zpevňuje (tahová křivka leží pod cyklickou křivkou) nebo změkčuje (tahová křivka leží nad cyklickou křivkou). Velikost zpevnění (resp. změkčení) $\Delta\sigma$ pro danou amplitudu plastické deformace je dána rozdílem napětí na cyklické a statické křivce (viz obr. 2.6). [42][43]

Cyklickou deformační křivku lze experimentálně zjistit dvojím způsobem:

- z definice zatěžování série vzorků v tvrdém či měkkém módu.
- V nízkocyklové oblasti je možné získat cyklickou deformační křivku zkráceně - na jediném vzorku. Principem je postupné zvyšování (resp. snižování) amplitudy zatěžování, přičemž na každé úrovni musí proběhnout takový počet cyklů, aby byla hysterezní smyčka saturovaná. Takto získané výsledky jsou v přijatelném souladu s výsledky získanými definičně.

Ve vysokocyklové oblasti je problémem náročnost na citlivost měření. V této oblasti je proto méně experimentálních prací než v oblasti nízkocyklové. Z tohoto důvodu se zde nepoužívá zkrácené metody měření.



Obr. 2.6: a) Cyklická deformační křivka b) srovnání s tahovou křivkou [46]

Průběh cyklické deformační křivky lze však v nízkocyklové i vysokocyklové oblasti vyjádřit pomocí mocninné funkce ve tvaru:

$$\sigma_a = K' \cdot \varepsilon_{ap}^{n'} \quad (20)$$

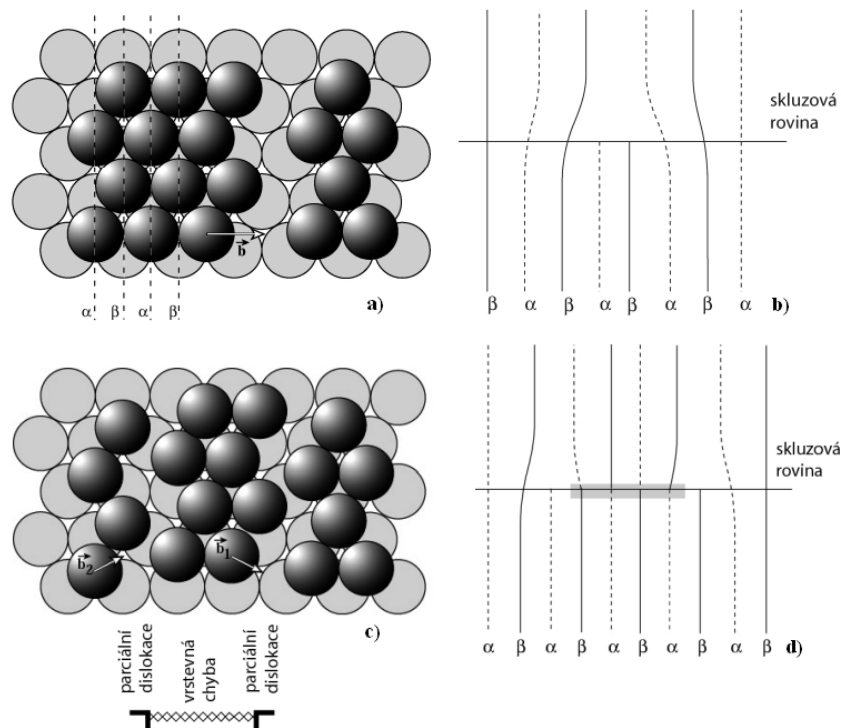
kde K' je součinitel cyklického zpevnění, n' je exponent cyklického zpevnění a ε_{ap} je amplituda plastické deformace.

Ze vztahu (20) lze vypočíst analogii statické meze kluzu - tzv. cyklickou mez kluzu.[42][43]

$$\sigma'_{0,2} = K' \cdot (0,002)^{n'} \quad (21)$$

Vliv snadnosti příčného skluzu na výslednou strukturu

Saturovaná dislokační struktura je závislá na typu materiálu a amplitudě zatěžování. S jistým zjednodušením lze říci, že typ dislokační struktury je dán dvěma parametry - amplitudou zatěžování a snadností příčného skluzu. Snadnost příčného skluzu souvisí s energií vrstevné chyby. Bylo pozorováno, že většina dislokací je rozštěpena na dvě i více parciálních dislokací. Z obr. 2.7a a 2.7b lze usoudit, že kolem jádra dislokace je výrazné napětí. Toto napětí lze snížit oddálením polorovin α a β o několik meziatomových vzdáleností. S tím však souvisí narušení pravidelného uspořádání mřížky a vzniká další mřížkový defekt - tzv. vrstevná chyba (viz obr. 2.7c a 2.7 d). Šířka pásu vrstevné chyby je nepřímo úměrná energii vrstevné chyby (např. Al $\gamma = 170 \text{ mJ/m}^2$, austenitická ocel $\gamma = 10 - 15 \text{ mJ/m}^2$) - čím větší je energie, tím menší je rozšíření. Aby mohlo dojít ke příčnému skluzu, musí dojít k rekombinaci parciálních dislokací. Je-li rošíření velké, je pravděpodobnost rekombinace a tedy i příčného skluzu nízká.

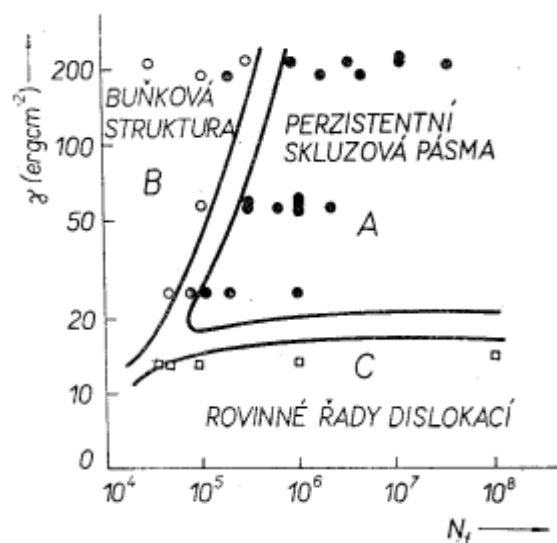


Obr. 2.7: Vznik parciální dislokace a vrstevné chyby [47]

Pomocí příčného skluzu se může šroubová dislokace vyhnout překážce (např. precipitátu), je-li však příčný skluz omezen, je dislokace buď zablokována nebo je potřeba vyššího napětí k překonání překážky. V případě cyklického zatěžování se dislokace pohybují vpřed a vzad podle půlcyklu zatěžování. Dislokace se tak mohou uspořádat do 3D struktur, které se značně liší u materiálů se snadným a obtížným příčným skluzem. V prvním případě při nižších napětích je dislokační struktura tvořena shluky či pásy dislokací, které nejsou vzájemně propojené. Při vyšší amplitudě deformace může vznikat buňkovitá struktura, ve které dislokace tvoří stěny prostorově uzavřených buňek. V případě materiálu s obtížným skluzem se dislokace mohou pohybovat pouze ve své skluzové rovině, vzniká tak dislokační struktura složená z tenkých vrstev s vysokou dislokační hustotou a širokých vrstev téměř bez dislokací.

S energií vrstevné chyby souvisí také rychlost změny mechanických vlastností. U materiálů s menší energií vrstevné chyby dochází k poklesu rychlosti zpevnění a zpevnění může probíhat v 30 - 40 % celkové životnosti. Naopak u slitin s větší energií vrstevné chyby proběhne zpevnění při malém počtu cyklů.

Nepřesně definovaný pojem snadnost příčného skluzu lze dát do souvislosti s přesně definovaným pojmem energie vrstevné chyby pouze u jednofázových kovů s fcc mřížkou. V případě jiných jednofázových kovů lze diagram na obr. 2.8 použít jako první aproximaci s tím, že na svislé ose je energie vrstevné chyby nahrazena ne přesně definovanou snadností příčného skluzu. [7][42][47]



Obr. 2.8: Dislokační struktury [42]

2.2.2 Nukleace únavové trhliny

Průběh únavového procesu se může lišit v závislosti na materiálu, úrovni zatěžování či tvaru tělesa. Základní rysy jsou však společné - střídavá plastická deformace vede ke vzniku trhliny, která se postupně šíří, dokud není nosný průřez zeslaben natolik, že dojde k dolomení.

Celková životnost se dá vyjádřit jednoduchým vztahem:

$$N_f = N_0 + N_p, \quad (22)$$

kde N_f je celkový počet cyklů do lomu, N_0 počet cyklů do iniciace únavové trhliny a N_p je počet cyklů potřebný k rozšíření této trhliny do lomu. Relativní počet cyklů N_0/N_f je mírou délky nukleačního stádia. Problémem ovšem je, že proces nukleace a šíření se dá považovat za spojitý proces a je tedy obtížné tato dvě stádia od sebe jednoznačně oddělit. Proto je délka trhliny, která bude považována za konec nukleačního stádia, dána konvenčně. Ze stejného důvodu je komplikované kvantitativně vyjádřit i poměr N_0/N_f . Kvalitativně lze ovšem říci, že:

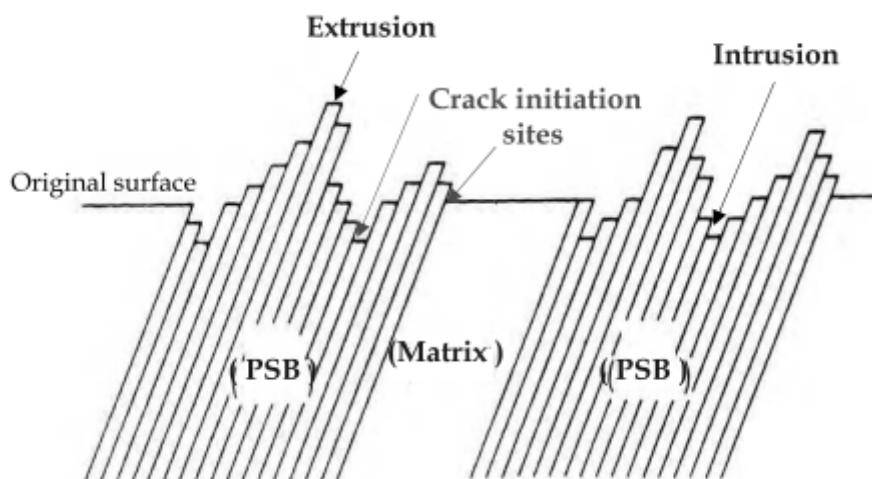
- N_0/N_f významně ovlivňuje přítomnost koncentrátorů napětí. Velmi ostré koncentrátoři mohou zkrátit nukleační období natolik, že únavový proces sestává prakticky pouze ze šíření trhliny.
- Zásadní vliv na únavovou životnost má stav povrchové vrstvy. Povrchové zpracování a opracování vede k několika jevům, které se mohou vzájemně překrývat:
 - Povrchové nerovnosti působí jako koncentrátoři napětí a snižují N_0/N_f .
 - Reziduální pnutí vznikající při povrchovém opracování snižují N_0/N_f v případě, že jsou tahová a zvyšují N_0/N_f v případě, že jsou tlaková. Současně vzniká deformační zpevnění, které zvyšuje odpor vůči cyklické plastické deformaci, avšak tento odpor s rostoucím počtem cyklů klesá.
 - Odlišné fázové či chemické složení povrchové vrstvy je příznivé, když povrchová vrstva klade větší odpor než základní matrice (např. povrchové kalení, pokovení).
- S rostoucí amplitudou zatěžování N_0/N_f klesá. Ve vysokocyklové oblasti může N_0 být řádově v desítkách procent celkové životnosti. V nízkocyklové oblasti je N_0 oproti N_p prakticky zanedbatelný. N_0 zřejmě souvisí také s asymetrií cyklu.
- Vliv teploty na N_0/N_f se může pro různé materiály odlišovat. V oblasti vyšších teplot dochází obvykle ke změně nukleačních míst z únavových skluzových pásem na hranice zrn. Obecně však lze očekávat, že N_0/N_f bude s rostoucí teplotou klesat.
- Koroze usnadňuje a urychluje skluzové procesy u povrchu materiálu. Mechanismus vzniku mikrotrhlin je však totožný s tím, který probíhá v neutrálním prostředí. Urychlení může mít několik příčin:
 - Tvorbu důlků, které působí jako koncentrátoři napětí.
 - Oxidický film, který se obvykle tvoří na povrchu kovu. Je-li tento film porušen, dojde k vzniku elektrochemického článku a v důsledku rozpouštění kovu dojde ke vzniku mikrovrubů.
 - Adsorbce atomů z kapalného prostředí může snížit povrchovou energii, což vede k snadnějšímu vytváření skluzových pásem a snížení N_0/N_f .

- V nehomogenních materiálech působí částice jiné fáze jako koncentrátoři napětí. Lze dokázat, že u nehomogenit srovnatelného tvaru je koncentrace napětí vždy větší u nehomogenit vycházejících na povrch.

Nukleační místa

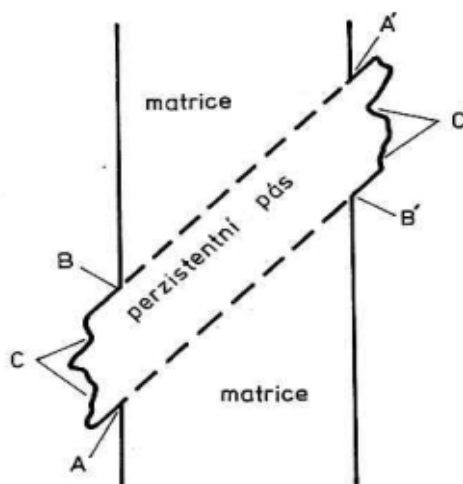
Z výše zmíněného je zřejmé, že převážná většina únavových trhlin nukleuje na povrchu. Existuje pouze několik výjimek. Pokud součást obsahuje vnitřní geometrické defekty nemusí docházet k iniciaci z povrchu. V případě kontaktní únavy k iniciaci trhlin dochází v místech maximální změny smykového napětí pod povrchem. U materiálů s výrazně zpevněnou povrchovou vrstvou může dojít k nukleaci na rozhraní této vrstvy a matrice.

Přímými metodami pozorování povrchu bylo zjištěno, že ke vzniku mikrotrhlin dochází na třech typech nukleačních míst – na perzistentních skluzových pásmech (PSP), hranicích zrn a na rozhraních mezi inkluzemi a matricí. Nejvýznamějším typem nukleace je nukleace na PSP a to také z toho důvodu, že postupná tvorba PSP zpravidla předchází také nukleaci na hranici zrna a na rozhraní mezi inkluzí a matricí. PSP jsou specifická dislokační struktura, která se odlišuje od struktury okolí. Vznik PSP začíná zpravidla na konci prvního stádia únavového procesu. Intenzita a četnost PSP dále roste s přibývajícím počtem cyklů. Vlivem cyklického zatěžování dochází v důsledku ireverzibilního pohybu dislokací ke vzniku povrchového reliéfu. Oblasti vystupující nad původní povrch se nazývají extruze, oblasti pod úrovní původního povrchu se nazývají intruze (viz obr. 2.9). Je-li tento povrchový reliéf odstraněn (např. odleštěním) při opětovném zatěžování se PSP objeví na stejném místě. Ve srovnání s matricí jsou tyto oblasti měkké. Vliv má zde opět snadnost příčného skluzu - materiály se snadným příčným skluzem mají oproti materiálům s obtížným skluzem menší hustotu PSP, jsou však mnohem intenzivnější. Nukleace na okraji PSP je hlavním iniciačním mechanismem u monokrystalů a u jednofázových polykrystalů při nižší amplitudě deformace. Při vysokých amplitudách plastické deformace pokrývají PSP celý povrch materiálu. Významnou roli při nukleaci trhliny začnou hrát hranice zrn. V případě obou zmíněných mechanismů dochází k iniciaci v krystalové rovině svírající s hlavním směrem napětí úhel blízký 45° .



Obr. 2.9: Vznik trhliny v důsledku vzniku extruzí a intruzí [4]

Na obr. 2.10 je znázorněno schéma PSP v monokrystalu. Ke vzniku primární únavové trhliny dochází obvykle v místech A a A', kde je největší koncentrace napětí. Ke vzniku magistralní trhliny může dojít také v bodech B a B'. V bodech C a C' vznikají také koncentrace napětí, ale obvykle z těchto míst nedochází ke vzniku magistralní trhliny. [4][7][42][43]



Obr. 2.10: Schéma perzistentního skluzového pásu v monokrystalu [43]

Modely pro popis nukleace

Pro popis vlastní nukleace mikrotrhlin byla navržena řada modelů s různými obměnami. Žádný z nich však není plně uspokojující, aby umožnil vyjádřit vliv strukturních a materiálových parametrů na rychlost nukleace. Zásadní otázkou je, zda vůbec existuje rozdíl mezi inkluzí a mikrotrhlinou. Modely, které neuvažují tento rozdíl chápou vznik trhliny jako spojitě prorůstání inkluze do hloubky pomocí opakovaného skluzu (např. kartový mechanismus).

Model nukleace křehkým prasknutím v kořeni intruze rozlišuje intruzi a trhlinu. Předpokládá, že mikrotrhlina se vytvoří tehdy, když koncentrace napětí na intruzi dosáhne takového stupně, že dojde k překročení meziatomových vazebných sil. Prakticky se jedná o křehké porušení, dislokace vedou pouze ke vytvoření povrchového reliéfu a ke zpevnění matrice kolem intruzí.

Další modely jsou založeny na představě, že ke vzniku trhliny dojde shlukováním vakancí. Vlivem určitých dislokačních reakcí dochází ke generování vakancí. Únavová skluzová pásma mají vysokou dislokační aktivitu a je tedy možné, že zde bude i vysoká koncentrace vakancí. [7][42][43]

2.2.3 Šíření trhliny

Pro popis šíření únavových trhlin se i přes mnohá omezení nejčastěji využívá parametrů lomové mechaniky. Ve většině případů postačují parametry lineárně elastické lomové mechaniky (LELM) a to zejména faktor intenzity napětí neboli K-faktor. V případě, že tyto parametry nepostačují, využívá se parametrů nelineárních - zejména tzv. J-integrál. Faktor intenzity napětí je definován:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} = f(a), \quad (23)$$

kde a je délka trhliny, σ je nominální napětí ve velké vzdálenosti od trhliny, $f(a)$ je funkce délky trhliny, geometrie tělesa a zátěžných sil. Amplituda K-faktoru je definována dosazením amplitudy napětí σ_a do vztahu (23). V případě rozkmitu ΔK intuitivní dosazení rozkmitu $\Delta\sigma$ do vztahu (23) platí pouze pro parametr asymetrie cyklu $R \geq 0$, pro jiná R je rozkmit K-faktoru definován odlišně. Práhová hodnota není zcela jednotně definována. Ve většině případů se používá hodnot rozkmitu ΔK_p (resp. ΔK_{th} , aj.), avšak v některých případech se používají také prahové hodnoty ve smyslu amplitudy K_{ap} (resp. K_{ath} , aj.). Při srovnání různých autorů je nutné věnovat zvýšenou pozornost definicím a značení, které jsou použity v jednotlivých pracích.

Fáze šíření únavové trhliny lze rozdělit na tři stádia: šíření krátkých trhlin, šíření dlouhých trhlin a lom. Jinými slovy po určitém počtu cyklů vzniká spojováním krátkých trhlin v tělese jedna hlavní (magistrální) trhlina, která se dále šíří, způsobuje zeslabení průřezu a lom. [7]

Šíření krátkých trhlin (I. etapa):

Dle koncepce prahové hodnoty intenzity napětí, by se pod touto hodnotou neměla existující trhlina šířit. Experimentálně však bylo zjištěno, že krátké trhliny se mohou šířit i přes to, že napětí je pod prahovou hodnotou a délka magistrální trhliny se nezvětšuje.

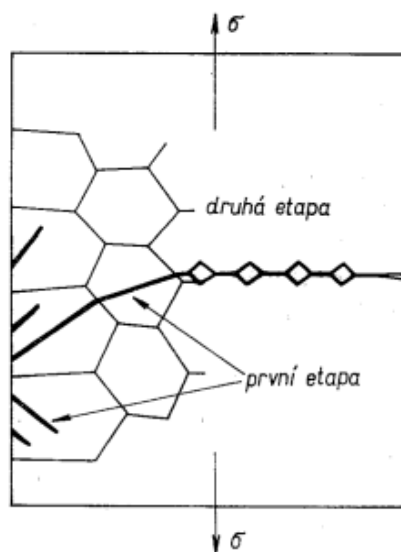
Pojem krátká trhlina také není přesně definován. Za krátkou trhlinu se mohou považovat trhliny ve stádiu vzniku, ale i trhliny takové délky, že se jejich růst již řídí zákony makroskopického růstu trhliny.

Dle [4][7] se krátké trhliny rozdělují na:

- **Mikrostrukturně (resp. metalurgicky) malé trhliny** - mají velikost srovnatelnou se strukturálními jednotkami jako je velikost zrna. Jejich rychlost růstu klesá s rostoucí délkou trhliny. Pro šíření vyžadují velká napětí.
- **Fyzikálně malé trhliny** - mají délku srovnatelnou s velikostí 3 - 4 zrn. Ve srovnání s dlouhými trhlínami se fyzikálně malé trhliny zvětšují při nižších hodnotách ΔK . Při stejné hodnotě ΔK mají větší rychlost růstu než dlouhé trhliny. Rychlost růstu také klesá s rostoucí délkou trhliny. [4][7]

Oblast šíření krátkých trhlin se obvykle zpracovává na základě teorie elasticko-plastické lomové mechaniky (EPLM) s využitím J-integrálu, neboť poměr plastické zóny k celkové délce krátké trhliny je mnohem větší než v případě dlouhých trhlin (při stejném ΔK). Šíření krátkých trhlin je tak silně ovlivněno stavem na špici trhliny.

V první etapě se trhliny šíří krystalograficky - tj. podél skluzových rovin s největším skluzovým napětím. Při jednoosém zatěžování jsou to roviny, které svírají úhel 45° se směrem vnějšího napětí (viz obr. 2.11). Významnou překážkou pro šíření krátkých trhlin jsou strukturní bariéry - hranice zrn, inkluze, tvrdé částice, aj. Hranice zrn mohou jejich růst zastavit nebo zpomalit v závislosti na tom, jaké jsou krystalografické podmínky pro šíření krátké trhliny v sousedním zrně. Inkluze a tvrdé částice obvykle mění směr šíření trhliny při jejím dalším růstu. Je logické, že únavová pevnost roste s množstvím strukturních bariér - např. zjemnění zrna, kuličkování, válcování apod. (zvětšení počtu strukturních bariér na jednotku délky v důsledku zploštění zrn).



Obr. 2.11: Etapy šíření trhliny [42]

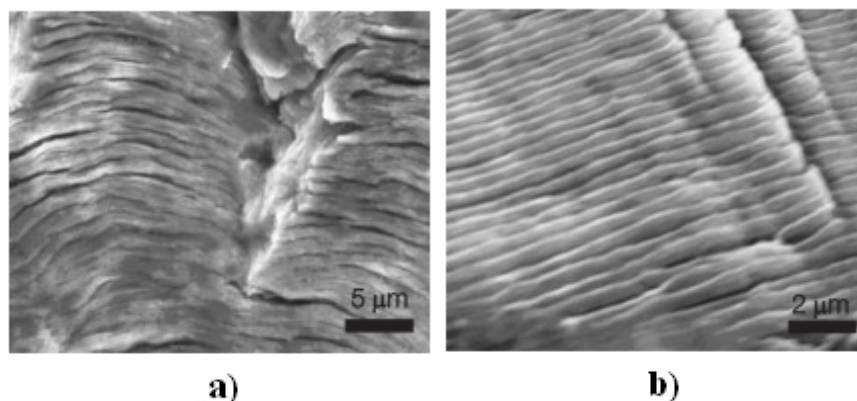
Analýza růstu krátkých trhlin je zásadní u zařízení, pro které je růst trhlin rozhodující - hřídele, turbíny, svary namáhaných součástí, lopatky kompresorů aj. Bez přihlídnutí k rychlosti růstu krátkých trhlin by mohly být odhady doby života delší. V posledních letech je snaha o matematické zpracování podmínek růstu krátkých trhlin např. s využitím statistické metody Monte Carlo. [7][48]

Šíření dlouhých trhlin (II. etapa)

V druhé etapě šíření se většina krátkých trhlin zastaví. Ostatní trhliny prostupují do hloubky podél aktivních skluzových pásem (pod úhlem 45°) a vzájemně se propojují. V tomto stádiu se již zpravidla šíří pouze jedna magistrální trhlina. S narůstající délkou se směr šíření mění - trhlina se šíří kolmo na vektor působícího napětí. Toto šíření se označuje jako nekrystalografické a je řízeno normálovou složkou napětí (viz obr. 2.11).

V řadě materiálů se v této etapě objevuje tzv. únavové žlábkování neboli striace, které je možné pozorovat pomocí rastrovacího elektronového mikroskopu (viz obr. 2.12). Striace vznikají pravděpodobně v důsledku střídavého zotřívání a otupování čela trhliny v tahové a tlakové části cyklu.

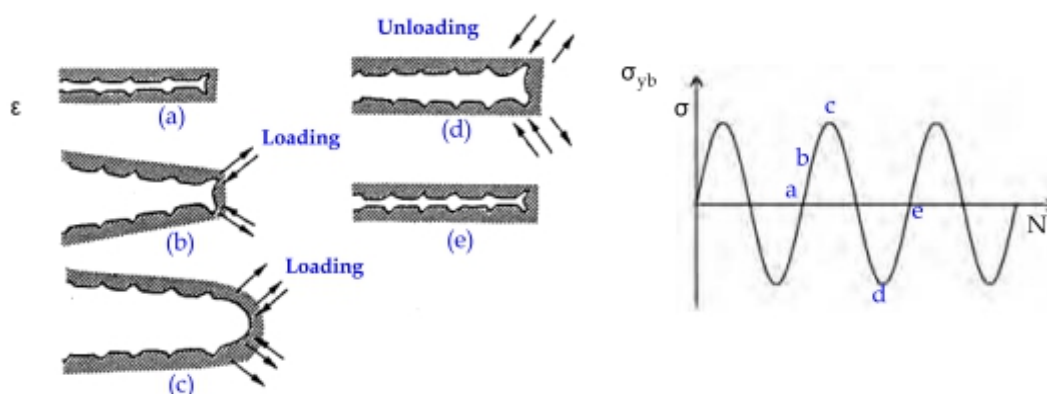
Analýzou striací bylo zjištěno, že jeden 'žlábek' odpovídá jednomu zátěžnému cyklu a vzdálenost mezi dvěma sousedními žlábkami odpovídá přírůstku délky trhliny za jeden cyklus. To umožňuje stanovit rychlost šíření trhliny fraktograficky. Tato rychlost může být při porovnání s rychlostí určenou z postupu čela trhliny na povrchu vyšší v důsledku existence hluchých cyklů, při kterých nevznikne žlábek. [42][48]



Obr. 2.12: Striace v oceli a hliníkové slitině 2024-T42 [48]

Modely popisující šíření trhliny

Na základě studie mikroreliefu byly sestaveny různé popisné modely. Většina experimentálních prací se zaměřuje na druhé stádium šíření trhliny, neboť rychlost šíření je větší a s ní i vzdálenost mezi žlábkami. Základním modelem šíření trhliny je tzv. Lairdův model (viz obr. 2.13). Při tahovém zatížení dochází na špičce trhliny k silně lokalizované deformaci na rovinách maximálního smykového napětí a dochází k otupení trhliny. Při dalším růstu napětí se trhlina dále otevírá a zaobluje. Při odlehčení ale nedojde k navrácení do původní polohy. Ve směru maximálního smykového napětí zůstávají vytažené „ušičky“, které odpovídají žlábkům na lomové ploše. Tento mechanismus funguje také v případě polymerů, kde je zcela odlišný mechanismus deformace. Jediným předpokladem je nereverzibilní plastická deformace na čele trhliny. Ostatní modely jsou vycházejí z Lairdova modelu a dále specifikují skluzové procesy na špičce trhliny. [42]



Obr. 2.13: Lairdův model šíření trhliny [4]

Rychlost šíření trhliny

Rychlost šíření trhliny se určuje jako závislost délky trhliny na počtu cyklů. Na obr. 2.14 je schéma závislosti rychlosti makroskopického šíření trhliny na K-faktoru. Graf lze rozdělit do tří částí. Pod prahovou hodnotou ΔK_p se trhlina nešíří (resp. mohou se šířit krátké trhliny). Ve střední části může být křivka popsána lineární závislostí (za předpokladu logaritmických souřadnic). V poslední části dochází nárůstu rychlosti šíření trhliny v důsledku nárůstu napětí a ΔK_a konečnému lomu. Hodnoty ΔK_p se také využívá jako materiálové charakteristiky. Platí, že materiál je tím lepší, čím vyšší je ΔK_p .

Z experimentálního i praktického hlediska je druhá oblast nejdůležitější, a proto se jí věnovalo nejvíce pozornosti. Matematický se obvykle vyjadřuje tzv. Parisovým vztahem:

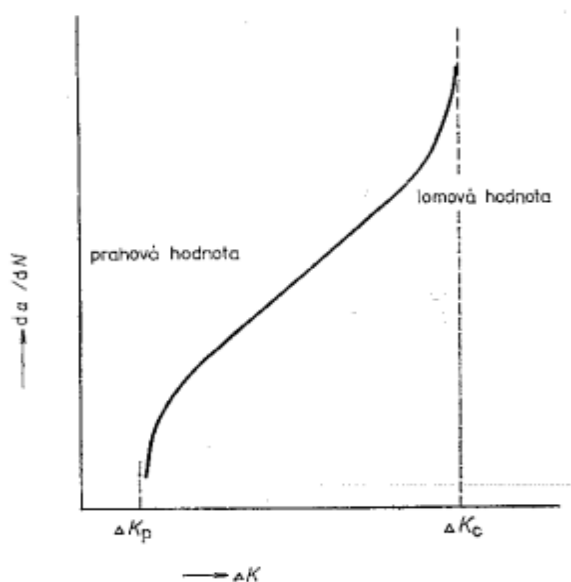
$$\frac{da}{dN} = AK_a^\beta, \quad (24)$$

kde K_a je amplituda K-faktoru, A a β jsou materiálové konstanty, přičemž β je z intervalu 2 - 7, obvykle 3 - 4. Vztah (24) byl dále upravován pro různé podmínky zatěžování a byla snaha o rozšíření jeho platnosti i do první a třetí oblasti. Například vztah dle Klesnila a Lukáše vyhovuje také podmínce, že se trhlina pod prahovou hodnotou nešíří:

$$\frac{da}{dN} = A(K_a^\beta - K_{ap}^\beta), \quad (25)$$

kde K_a je amplituda K-faktoru a K_{ap} je amplituda prahové hodnoty. [7][42][43]

Jak bylo zmíněno výše, v literatuře se nejčastěji používá hodnota rozkmitu ΔK , ve vztazích (24) a (25) však figuruje amplituda K-faktoru K_a resp. K_{ap} . Je nutné tyto parametry rozlišovat.

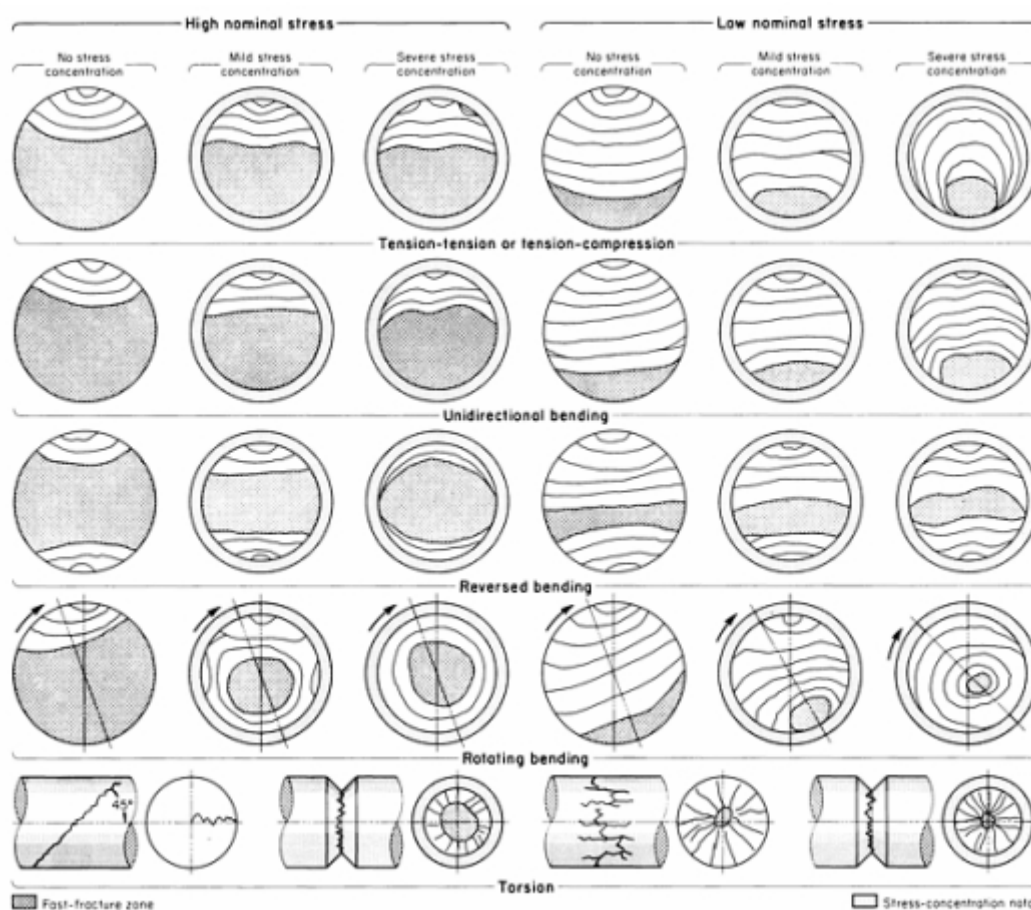


Obr. 2.14: Schéma závislosti rychlosti šíření trhliny na faktoru intenzity napětí [7]

2.2.4 Únavový lom

Jak již bylo zmíněno, magistrální trhlinka se šíří kolmo na působící napětí. Jakmile trhlinka dosáhne takové délky, že zbylý průřez není schopen přenášet zatížení, dojde k finálnímu dolomení. Z makroskopického pohledu je lomová plocha tvořena dvěma typickými oblastmi - oblastí únavového a statického porušení. V oblasti únavového porušení je povrch lomové plochy obvykle hladký a lesklý. Příčinou je cyklické přitlačování protilehlých povrchů trhliny, při jejím růstu. Na povrchu jsou dále běžně viditelné postupové čary (beach marks). Ty odrážejí změny v rychlosti šíření únavové trhliny, které mohou být vyvolané změnami zatěžování, teploty, popřípadě chemického prostředí. Při laboratorním zkoušení s konstantní amplitudou a suchým prostředím odpočinkové čary zpravidla nevznikají. Na obr. 2.15 jsou znázorněna schémata únavových lomů při různých podmínkách zatěžování.

Charakter plochy statického dolomu závisí na pevnosti, tažnosti a houževnatosti materiálu, ale také na teplotě a prostředí. Lom je většinou štěpný a může probíhat jak transkrystalicky, tak interkrystalicky. Povrch je výrazně hrubší. [41][49][51]



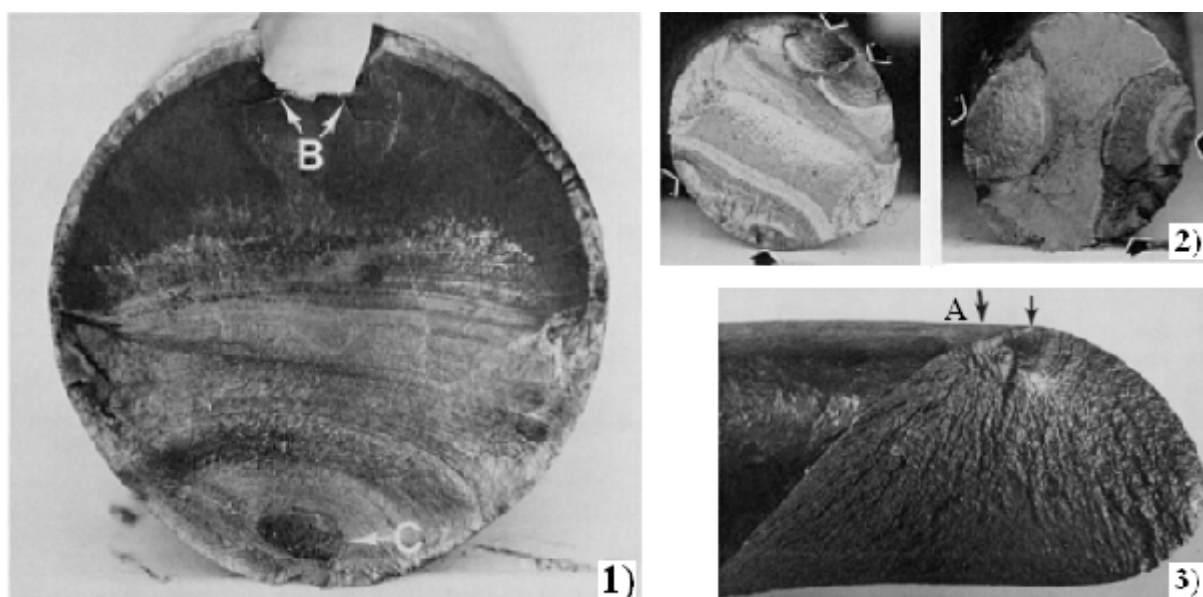
Obr. 2.15: Schémata různých typů únavových lomů při různých podmínkách zatěžování

[49]

Na obr. 2.16 je několik příkladů únavových lomů na reálných součástech. V případě 2.16/1 se jedná o hnací hřídel. K iniciaci došlo na ostrých rozích drážky (B). Oblast finálního dolomu (C) byla poměrně malá. Při srovnání lomové plochy se schématem na obr. 2.15 lze předpokládat, že se jednalo o zatěžování ohybem za rotace, s nízkým nominálním napětím a středním stupněm koncentrace napětí.

V případě 2.15/2 se jedná o lomy spojovacích čepů, které byly vystaveny střídavému ohybu (reverse bending). K porušení došlo v nízkocyklové oblasti. Nominální napětí bylo vysoké, stupeň koncentrace napětí na povrchu byl střední. Šipky znázorňují místa iniciace trhlin.

V posledním případě 2.15/3 došlo k porušení pružiny vlaku namáhané krutem. Trhlina iniciovala v místě (A), kde byl povrch porušen abrazí. V tomto případě je patrná velká plocha dolomu, což vypovídá o velkém nominálním napětí.



Obr. 2.16: Příklady únavových lomů [49]

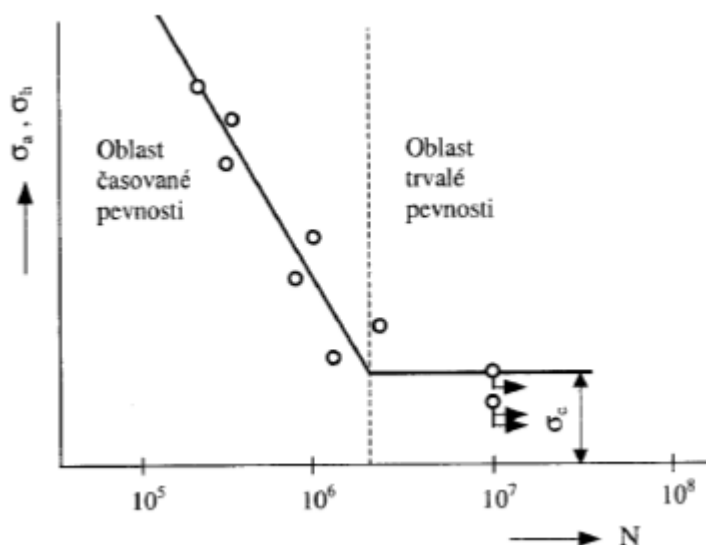
2.3 Únavová životnost

Z hlediska počtu cyklů do lomu lze únavový proces rozdělit na dvě základní oblasti - oblast nízkocyklovou (10^2 - 10^4 cyklů do lomu) a vysokocyklovou (nad 10^4). K nízkocyklové únavě dochází při vyšších amplitudách celkové deformace a převládá její plastická složka. Naopak ve vysokocyklové oblasti převládá elastická složka a celková amplituda deformace je nižší. [50]

Oblast do 10^2 cyklů se označuje jako oblast kvazistatického lomu v případě symetrického zatěžování, v případě asymetrického zatěžování s kladnou amplitudou středního napětí se tato oblast nazývá oblastí dynamického tečení. V oblasti kvazistatického lomu se těleso poruší staticky během prvního půlcyklu nebo vydrží několik dalších cyklů či desítek cyklů. Porušení nemá charakter únavového procesu. Nedochozí tedy k nukleaci a postupnému šíření trhliny za působení lokální střídavé platické deformace. Lom má píše tvárný charakter a předpokládá se, že dochází k lokálnímu porušení v místě nehomogenity struktury a rychlému růstu poruchy. V případě dynamického tečení dochází k relaxaci střední hodnoty napětí a plynulému nárůstu celkové deformace. [42]

2.3.1 Vysokocyklová únava

Únavové chování ve vysokocyklové oblasti se vyjadřuje pomocí závislostí $\sigma - N$. Tato závislost se nazývá Wöhlerova křivka, popřípadě S-N křivka. Průběh křivky závisí na daném materiálu. U všech kovů a slitin však počet cyklů do lomu roste s klesající amplitudou napětí. Pro oceli a další intersticiální slitiny je typické, že při počtu cyklů v řádu 10^6 se amplituda napětí blíží k určité mezní hodnotě, která se označuje jako mez únavy σ_c . Jinými slovy je mez únavy nejvyšší napětí, pod níž materiál teoreticky vydrží nekonečný počet cyklů. Pod touto hodnotou se mohou vytvářet krátké trhliny kritické délky, nemohou se však dále šířit. Mez únavy je tak základní charakteristikou vyjadřující odolnost materiálu vůči únavovému poškození ve vysokocyklové oblasti. U kovů s fcc mřížkou (slitiny Al) s rostoucím počtem cyklů amplituda napětí klesá neustále. Mez únavy je pak určena smluvně například při 10^8 cyklů.



Obr. 2.17: Wöhlerova křivka [51]

Wöhlerova křivka se nejčastěji vynáší v semilogaritmických souřadnicích $\sigma - \log N$. V klesající části křivky je možné určit tzv. časovanou mez únavy. Například u leteckých konstrukcí, které mají omezenou provozní životnost (např. 10^5 cyklů) umožňuje zvýšená mez únavy odlehčení dané konstrukce. [42][50][51]

2.3.2 Nízkocyklová únava

Jak již bylo zmíněno, v posledních letech je snaha o snížení hmotnosti strojů a jejich dimenzování na omezenou životnost. Wöhlerova křivka nebyla pro popis vlastností v oblasti deformací řádu $10^{-3} - 10^{-2}$ zcela postačující. V padesátých letech 20. století Manson a Coffin zjistili, že životnost je dána především plastickou složkou deformace. Mansonova-Coffinova křivka je tedy závislostí saturované amplitudy plastické deformace na počtu půlcyklů do lomu. Tuto křivku je možné aproximovat mocninnou funkcí:

$$\varepsilon_{ap} = \varepsilon_f' \cdot (2N_f)^c, \quad (26)$$

kde ε_f' je součinitel únavové tažnosti, který je dán extrapolací amplitudy plastické deformace na první půlcyklus zatížení a c je plastický exponent křivky životnosti, který je dán sklonem křivky v logaritmických souřadnicích.

Z experimentálních i praktických důvodů je však v řadě případů výhodnější aplikovat při zatěžování amplitudu celkové deformace:

$$\varepsilon_a = \varepsilon_{ae} + \varepsilon_{ap}. \quad (27)$$

Elastickou složku je možné vyjádřit pomocí tzv. Wöhlerovy-Basquinovy křivky:

$$\sigma_a = \sigma_f' \cdot (2N_f)^b, \quad (28)$$

kde σ_f' je součinitel únavové pevnosti, který je dán extrapolací amplitudy napětí na první půlcyklus zatížení a b je elastický exponent křivky životnosti. Tato křivka je vyjádřena jako závislost $\sigma_a - 2N_f$. Pro vyjádření závislosti elastické deformace $\varepsilon_{ae} - 2N_f$ je nutné vyjít z Hookova zákona:

$$\sigma_a = E \cdot \varepsilon_a, \quad (29)$$

kde E je modul pružnosti v tahu. Konečný tvar mocninné funkce elastické složky je tedy:

$$\varepsilon_a = \frac{\sigma_f'}{E} \cdot (2N_f)^b. \quad (30)$$

Po dosazení do vztahu (27) je možné celkovou křivku únavové životnosti zapsat ve tvaru:

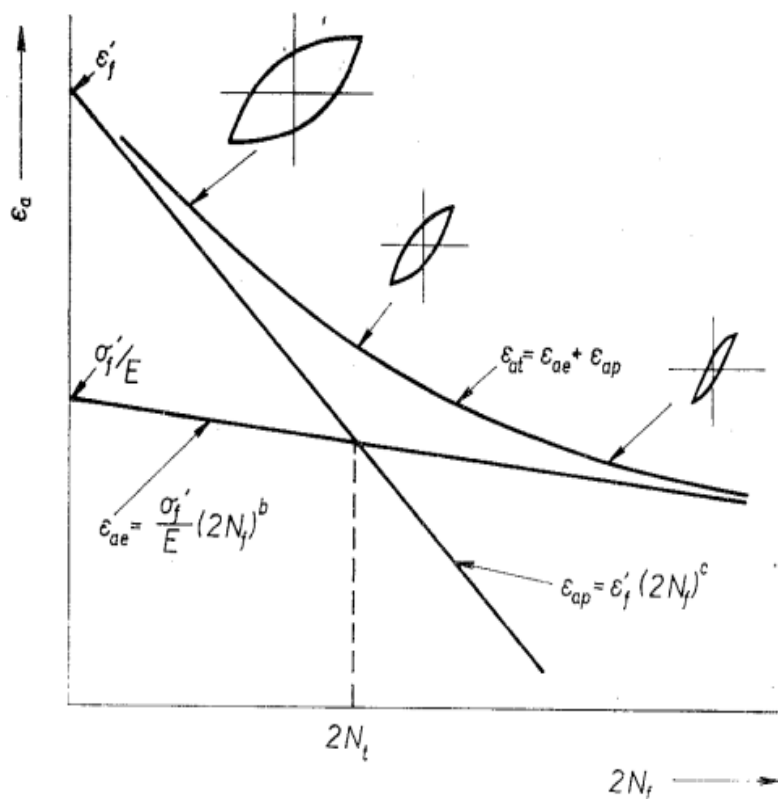
$$\varepsilon_a = \sigma_f' / E \cdot (2N_f)^b + \varepsilon_f' \cdot (2N_f)^c. \quad (31)$$

Tyto vztahy platí pro symetrické zatěžování hladkých vzorků homogenní napjatostí tah – tlak. Schématické znázornění vztahů je na obr. 2.17. Stejný rozsah plastické a elastické složky odpovídá tzv. tranzitnímu počtu cyklů.

Ze srovnání parametrů Mansonovy-Coffinovy, Wöhlerovy-Basquinovy a cyklické deformační křivky je patrné, že pouze čtyři ze šesti parametrů jsou nezávislé. Dva parametry lze tedy vyjádřit pomocí zbývajících čtyř, [42][43][51]:

$$b = n' \cdot c \quad (32)$$

$$\sigma_f' = K' \cdot (\epsilon_f')^{n'} \quad (33)$$



Obr. 2.18: Křivky únavové životnosti [42]

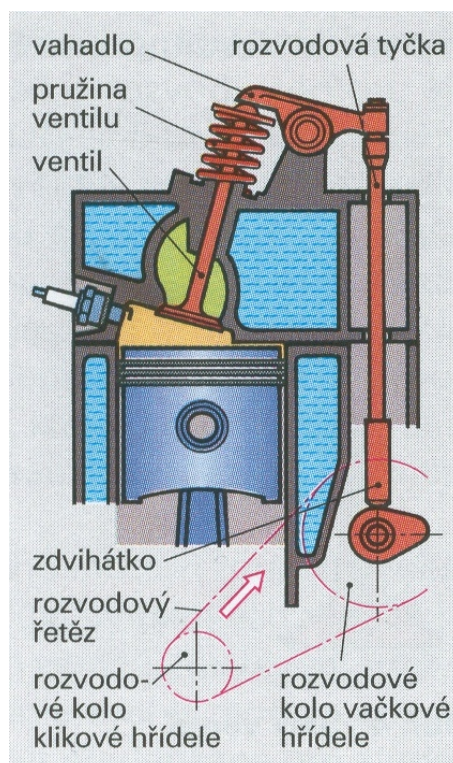
2.4 Koncepce designu konstrukcí vzhledem k únavové životnosti

I přes velké množství experimentálních dat a poznatků o únavovém procesu je komplikované reálně předpovídat životnost konstrukcí. Z tohoto důvodu se testují celé konstrukce nebo jejich části a výsledky se srovnávají s experimenty na zkušebních tělesech.

Prvním předpokladem při designu je, zda namáhání překračuje mez únavy. Je-li konstrukce namáhána pod mezí únavy, předpokládá se neomezená životnost a nepřipouští se vznik trhliny. Jestliže se uvažují napěťové cykly, které překračují mez únavy (podíl těchto cyklů může být různý), je životnost omezena. V případě omezené životnosti se koncepce dále dělí podle toho, zda je či není možné sledovat vznik a šíření trhliny. V prvním případě je zásadní šíření trhliny a odhad zbytkové životnosti, v druhém případě se buď předpokládá, že trhlina nevznikne (koncepce bezpečného života) nebo vznikne až po velmi dlouhé době (koncepce přípustné velikosti vady). Každá z jednotlivých koncepcí nachází své uplatnění pro různé aplikace. [7]

Nekonečná životnost (Infinite life design)

Je nejstarším přístupem. Používá u součástí, které jsou podrobeny několika milionům cyklů - např. pružina ven spalovacím pístovém motoru (viz obr. 2.19). Předpokládá se elastické zatěžování hluboko pod mezí únavy. Tato koncepce může být poněkud neekonomická a v některých aplikacích nepraktická (např. nárůst hmotnosti letadla).



Obr. 2.19: Motor s ventily shora - pružina ventilu - příklad namáhané součásti [53]

Koncepce bezpečného života (safe-life)

Tento přístup se používá v řadě odvětví - např. v automobilovém průmyslu (např. kuličková či valivá ložiska), při designu tlakových nádob či tryskových motorů. Nejdříve je zjištěno typické zátěžné spektrum, kterému je daná součást podrobována v provozu. Dále jsou prováděny laboratorní zkoušky při tomto spektru zatížení. Na základě těchto dat je s příslušným bezpečnostním faktorem odhadnuta životnost součásti. Na konci této předpokládané životnosti je součást automaticky vyměněna i přesto, že lze uvažovat značnou zbytkovou životnost a během provozu nebyla zaznamenána žádná porucha.

Přestože je životnost odhadována na základě praktických testů na skutečné součásti, existuje řada nepředvídatelných faktorů, které dále ovlivňují únavový život - změny v zátěžném spektru, rozptyl výsledků zkoušek, rozdílné vlastnosti v různých vsázkách stejného materiálu, přítomnost vad, ale také vliv lidského faktoru. Dojde-li k nukleaci trhliny během provozu součásti, může to mít katastrofické následky. Je-li zvolen vyšší bezpečnostní faktor, může být garantována daná životnost, avšak na úkor výkonu a nákladů. Hlavní důraz je kladen především na prevenci vzniku trhliny.

Koncepce bezpečnosti vůči selhání (fail-safe concept)

Koncepce je založena na předpokladu, že dojde-li k selhání jedné části konstrukce, zbytek celku má takovou integritu, že zajistí bezpečný provoz dokud není daná vada detekována. Běžně se objevují různé výstuže k přenosu zatížení mezi jednotlivými částmi konstrukce (tzv. load paths). Časté je také zabudování tzv. crack arrestery, které zamezují růstu trhliny. Nutné jsou také periodické kontroly (obzvláště v letectví nebo jaderné energetice).

Koncepce přípustné velikosti vady (damage tolerant design)

Dá se říci, že se jedná o zdokonalení koncepce fail-safe. Předpokládá se, že všechny komponenty obsahují různé defekty, které vznikly v průběhu výrobního procesu (např. vměstky, nehomogenity). Schopnost predikovat únavovou životnost komponent s vadami má obrovský význam jak ve vědní, tak i v průmyslové oblasti. Tento přístup nachází uplatnění zejména v oblastech, kde by selhání mohlo vést ke katastrofickým následkům i ztrátám na životech (letectví, jaderná energetika).

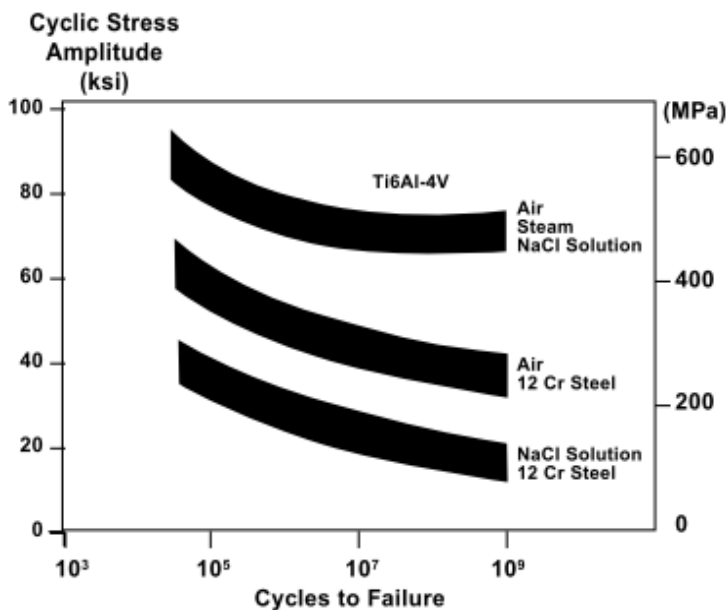
Velikost defektů obsažených v materiálu se určuje pomocí nedestruktivních metod - např. kapilárních, magnetických, ultrazvukových nebo rentgenových. V případě, že nejsou nalezeny žádné vady, provádí se tzv. proof test. Součást nebo konstrukce je zatěžována napětím mírně vyšším, než je maximální provozní napětí. Maximální velikost vady, která je nalezena po proof testu je pro tuto koncepci velmi důležitá. Jestliže nejsou nalezeny žádné trhliny a nedojde k porušení během proof testu, je na základě nedestruktivních testů odhadnuta velikost největší počáteční trhliny. Životnost je pak počet cyklů (resp. čas) potřebný k nárůstu trhliny z počáteční do určité kritické velikosti, která může být určena z lomové houževnatosti daného materiálu. Šíření trhliny se předpovídá na základě zákonů lomové mechaniky. [44][52]

2.5 Únavové vlastnosti titanových slitin

Únavové vlastnosti výrazně závisí na podmínkách tváření a tepelného zpracování. Jednoznačně byl prokázán vliv velikosti zrna - jemnozrnný materiál Ti-6Al-4V vykazuje mez únavy 600 - 620 MPa, zatímco hrubozrnný pouze 350 - 400 MPa. Vliv má však také morfologie β -zrn. Optimální teplota tváření je 950 °C, při vyšší teplotě se únavové vlastnosti zhoršují (rozdíl na mezi únavy u různě zpracovaných vzorků může být až 250 MPa). Příznivý je větší stupeň tváření za tepla. Naopak při tváření za studena dochází k aktivaci skluzových pásů v α -fázi, což vede ke snížení meze únavy. Vliv má také směr odběru vzorku ve vztahu ke směru tváření za tepla.

Z hlediska tepelného zpracování má pozitivní vliv na únavové vlastnosti kalení a stárnutí z oblasti $\alpha+\beta$. Naopak kalením z oblasti β -fáze se únavové vlastnosti většinou zhoršují, zejména při delších dobách žhánání, kdy dochází k hrubnutí struktury. Optimální způsob tepelného zpracování se může lišit pro nízkocyklovou a vysokocyklovou oblast. U vysokocyklové únavy je rozhodující stádium vzniku trhliny, zatímco u nízkocyklové únavy je doba života dána především rychlostí šíření trhliny. Pro oba případy se liší požadavky na mikrostrukturu. [7]

Na obr. 2.20 je srovnání únavové pevnosti s ocelí v různých prostředích. Je patrné, že únavová pevnost titanové slitiny Ti-6Al-4V je asi dvakrát větší než únavová pevnost chromové oceli. Ocel navíc vykazuje značný pokles vlastností v solném prostředí.



Obr. 2.20: Srovnání únavových vlastností Ti-6Al-4V s chromovou ocelí [21]

Fáze vzniku mikrotrhlin je spjata s různou schopností slitin k mikroskopické deformaci a je ovlivněna celou řadou faktorů: amplitudou deformace, teplotou, energií vrstevné chyby a rychlostí cyklické deformace. Jak již bylo zmíněno, možnosti vzniku jsou ovlivněny podmínkami tepelného zpracování a změnami v uspořádání a tvaru fází. U dvoufázových

žihaných slitin probíhá mikroplastická deformace na hranicích zrn α/β , které působí jako překážky pohybu dislokací. Jejich vzájemné interakce a jejich hromadění ve skluzových rovinách či na překážkách vede ke vzniku pórů či mikrotrhlin. U lamelárních struktur dochází ke vzniku trhlin také na lamelách příznivě orientovaných ke směru zatěžování (přednostně 45°). Specifikem titanových slitin je, že při střídavém ohybu či tahovém napětí ve vysokocyklové oblasti mohou mikrotrhliny nukleovat i v podpovrchové vrstvě, a to bez přítomnosti vměstků či porozity. Vznik těchto mikrotrhlin může zhoršit únavové vlastnosti a zvětšit rozptyl výsledků.

V případě menších deformací v převážné části života dochází k růstu krátkých trhlin a jejich spojování. Mikrotrhliny se zpravidla nevětví, postupně pronikají do hloubky podél lamel či α -zrn a vytváří se magistrální trhlina. Jsou-li deformace větší, vyskytuje se kromě magistrální trhliny také množství mikrotrhlin. Obvyklé je větvení magistrální trhliny, se kterým souvisí změna charakteru šíření a intenzivní smyk.[7]

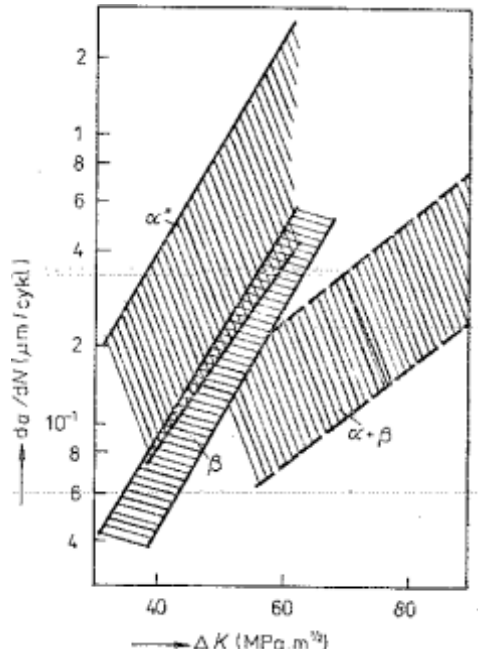
Co se týče fáze šíření trhlin, v případě jehlicovité struktury je šíření pomalejší než v případě rovnoosých zrn. U jehlicovité struktury makroskopická rychlost závisí na orientaci jehlic a směru šíření. Je-li jehlice orientována kolmo ke směru šíření trhliny, trhlina se může na několik cyklů zastavit, často dojde ke změně směru šíření či k nukleaci dalších mikrotrhlin. Dochází k nerovnoměrnému šíření, s čímž souvisí velký rozptyl naměřených hodnot. U rovnoosé struktury je doba do vzniku trhliny delší a rychlost šíření větší, avšak rovnoměrná a výsledky tedy nemají takový rozptyl. Z hlediska životnosti může být rovnoosá struktura výhodnější zejména v případě zatěžování s většími amplitudami napětí. V tomto případě je životnost dána v podstatě dobou do vzniku trhliny, neboť stádium šíření trhliny probíhá rychle. U lamelární struktury je doba do vzniku trhliny kratší a rychlost šíření menší, což je výhodnější u zatěžování s menšími amplitudami. Mikrostrukturu je nutné volit podle požadavků rozhodujících vlastností, neboť je zřejmé, že neexistuje takový typ mikrostruktury, který by splňoval všechny optimální vlastnosti. [7]

Z obr. 2.21 je znázorněna závislost makroskopické rychlosti šíření trhliny na ΔK pro titanové slitiny s různým fázových složením. Značný nárůst rychlosti šíření v závislosti ΔK je patrný zejména u lamel α " a β -fáze, nárůst u dvoufázové struktury $\alpha+\beta$ je méně výrazný. Vliv na rychlosti i na vzhled lomové plochy má orientace β -zrn. Největší rychlosti lze očekávat u shluků lamel orientovaných 45° ke směru působícího napětí.

Prahové hodnoty faktoru intenzity napětí ΔK_p závisí na typu slitiny, její mikrostruktura a podmínkách zkoušky (zejména na vnější atmosféře):

- V korozním prostředí 3,5% NaCl - $4,5 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$.
- Jemnozrnná rovnoosá struktura ve vakuu resp. na vzduchu - $7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$ resp. $4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$.
- Hrubozrnná lamelární struktura ve vakuu/na vzduchu - $15 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$ resp. $7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$.
- Nejčastěji se udávají hodnoty 5 - $6 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{0,5}$.

Při malých hodnotách ΔK je velikosti plastické zóny menší než oblasti zrna či lamel. Z tohoto důvodu je makroskopické šíření trhliny citlivé na mikrostrukturu. Naopak při větších hodnotách ΔK plastická zóna zahrnuje i několik zrn či lamel a mikrostrukturní citlivost se zmenšuje. [7]



Obr. 2.21: Závislost makroskopické rychlosti šíření trhliny [7]

Co se týče vzhledu únavového lomu titanových slitin, jsou pro něj typické striace a ploché fazety bez striací. Počet striací roste s počtem cyklů, jejich rozteč roste s rostoucí amplitudou deformace. Při zkouškách na vzduchu dochází k poměrně rychlé oxidaci nově vzniklých povrchů a striace tak mohou být nepravidelné, rozvětvené či přerušované. Při zkouškách ve vakuu nemusí být striace vůbec nalezeny. U jednofázových slitin mají značný vliv hranice zrn, které působí jako překážka při přechodu trhliny do sousedního zrna a ve srovnání s objemem zrna na nich příčný skluz probíhá hůře. U dvofázových slitin se střídají pole striací s fazetami bez striací. [7]

II. PRAKTICKÁ ČÁST

3 CÍLE PRÁCE

Zaměření diplomové práce bylo zvoleno na základě zhodnocení daného stavu poznatků o únavových vlastnostech studované slitiny titanu Ti-6Al-4V.

Úkoly:

- Provedení metalografické analýzy struktury sledovaného materiálu.
- Stanovení základních mechanických vlastností určených při zkoušce v tahu a v ohybu.
- Analýza a srovnání naměřených Wöhlerových křivek
- Analýza Haighova diagramu

4 METALOGRAFICKÁ ANALÝZA

Pro experimentální část této práce byl použit materiál Ti-6Al-4V (ASTM Grade 5). Pro srovnání statických pevnostních vlastností a únavových vlastností byl použit materiál Ti-3Al-2,5V (ASTM Grade 9). Materiálové listy obou slitin dle [21] jsou uvedeny v příloze.

Tab. 4.1: Mezní obsahy prvků

Prvek	Obsah prvku [hm.%]						
	Al	V	Fe	O	N	H	C
Ti-6Al-4V	5,75 - 6,75	3,5 - 4,5	max 0,25	max 0,20	max 0,05	max 0,015	max 0,08
Ti-3Al-2,5V	2,5 - 3,5	2,0 - 3,0	max 0,25	max 0,15	max 0,03	max 0,015	max 0,08

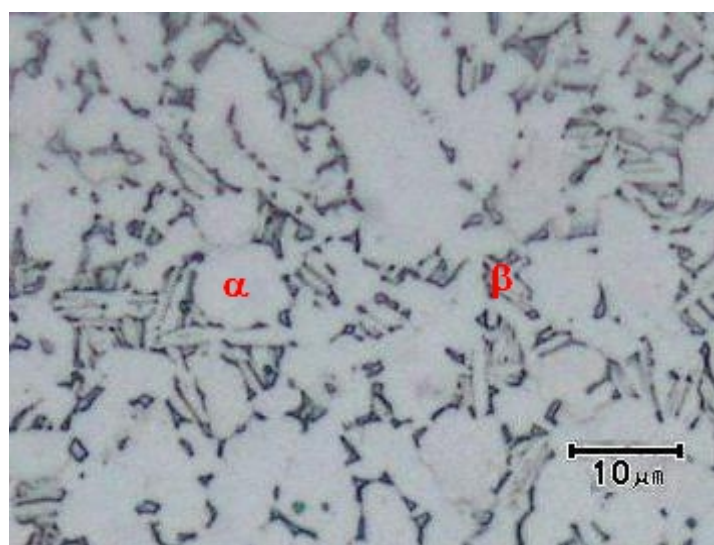
4.1 Metodika

Vzorky pro metalografickou analýzu byly připraveny standartním metalografickým způsobem. Vzorky byly zalisovány za tepla do termoplastické pryskyřice Clarofast na zařízení Labopress-3. Dále byly broušeny a leštěny na zařízení Pedemin-2 za použití brusných papírů a leštících past různé zrnitosti až do dosažení zrcadlového lesku. K vyvolání struktury bylo využito leptadla pro titanové slitiny.

Vzorky byly pozorovány na mikroskopu Olympus PMG-3 a zdokumentovány digitální kamerou DP 20.

4.2 Výsledky metalografické analýzy

Na snímcích ze světelného mikroskopu byla pozorována jemná rovnoosá zrna α -fáze obklopená β -fází (viz obr. 4.1). Další snímky struktury jsou v příloze.

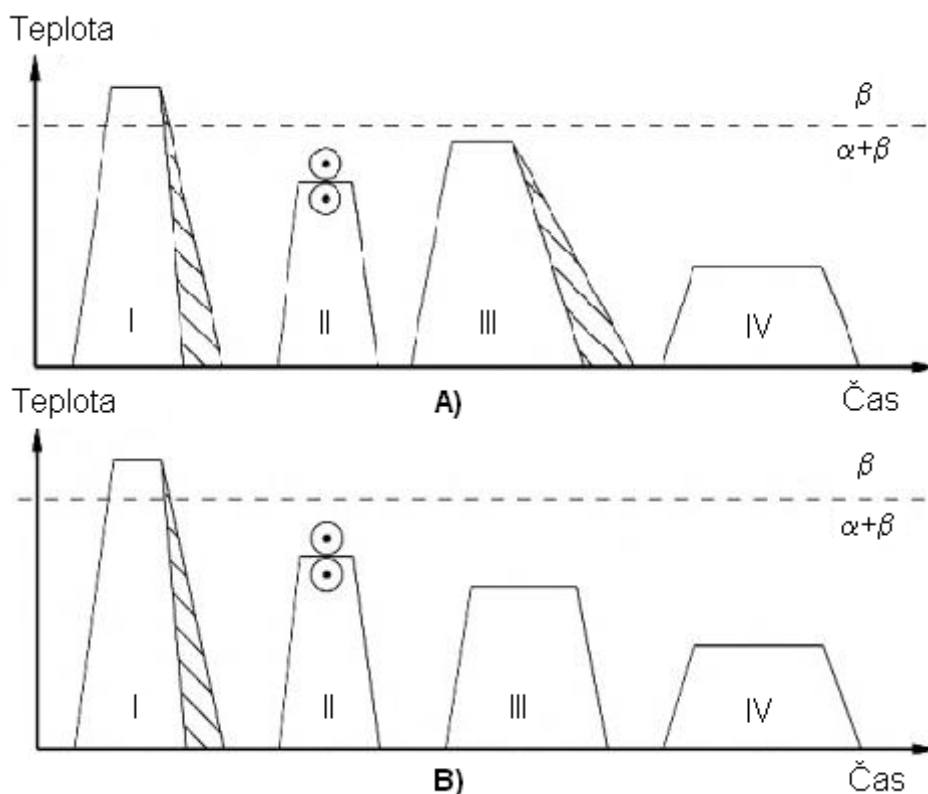


Obr. 4.1: Struktura Ti-6Al-4V

Dle [1] lze této struktury dosáhnout dvěma způsoby (viz obr. 4.2). Kroky I a II jsou pro oba procesy stejné. V prvním kroku dochází k homogenizaci struktury v oblasti β -fáze. V tomto kroku je zásadním parametrem rychlost ohlazení z homogenizační teploty, neboť na ní závisí šířka lamel α -fáze, s níž úzce souvisí velikost finálních rovnoosých zrn.

Ve druhém kroku je lamelární struktura plasticky deformována. Pro tento krok je typický vznik textury, která se může lišit v závislosti na teplotě tváření.

Následuje rekrytalizace. V případě 4.2/A je rekrytalizační teplota vyšší než v případě 4.2/B. Je-li rychlost ochlazení z této teploty dostatečně malá, nedochází k růstu lamel, ale pouze k růstu rovnoosých zrn, přičemž β -fáze se nachází v místě hranic tří zrn. V případě 4.1/B je díky nižší teplotě vysoký podíl lamel α -fáze a rovnoosá zrna mohou vznikat rekrytalizací přímo z deformovaných lamel α -fáze. Podle typu rekrytalizačního žihání se liší také proces finálního žihání.



Obr. 4.2: Schéma zpracování [1] I - homogenizace, II - tváření, III - rekrytalizace, IV - žihání

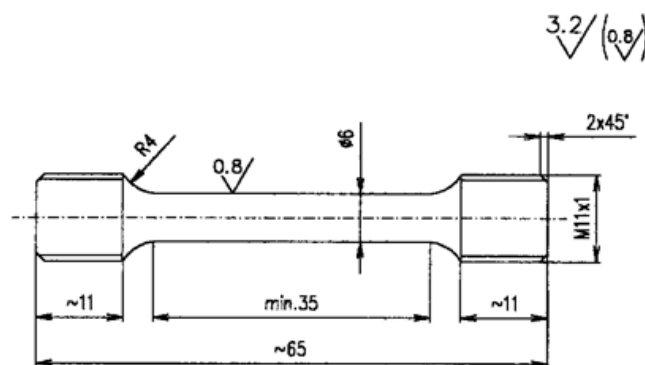
5 STATICKÁ ZKOUŠKA TAHEM A OHYBEM

5.1 Metodika zkoušky tahem

Principem zkoušky v tahu je jednoosé zatěžování zkušební tyče o kruhovém nebo obdélníkovém průřezu. Během zkoušky je zaznamenávána závislost zatížení F [N] na prodloužení Δl [mm] nebo závislost napětí σ [MPa] na prodloužení ε [-]. Z této závislosti a rozměrů tělesa lze vypočítat základní mechanické vlastnosti materiálu:

- **R_e [MPa]** - Výrazná mez kluzu - jestliže materiál vykazuje kluzový jev, pak je to okamžik vzniku plastické deformace bez přírůstku zatížení. Rozlišuje se horní a dolní mez kluzu.
- **$R_{p0,2}$ [MPa]** - Smluvní mez kluzu - určuje se u materiálů, kde není výrazná mez kluzu. Je to napětí, které způsobí 0,2 % trvalé deformace.
- **R_m [MPa]** - Pevnost v tahu - napětí odpovídající největšímu zatížení F_m .
- **A [%]** - Tažnost - poměrné trvalé prodloužení, při němž dojde k přetržení vzorku, které je vyjádřené v procentech počáteční měřené délky L_0 .
- **Z [%]** - Kontrakce - poměrné zúžení příčného průřezu, při němž dojde k přetržení vzorku, které je vyjádřené v procentech počátečního příčného průřezu S_0 .
- **E [MPa]** - Modul pružnosti - Míra odporu materiálu vůči deformaci. Jde o poměr síly (působící kolmo na jednotku plochy) k deformaci, kterou tato síla působí v oblasti malých deformací.

Statické zkoušky v tahu byly prováděny na trhacím stroji TiraTest 2300 řízeném počítačem. Počáteční průměr válcové části vzorku byl $d_0 = 6$ mm. Prodloužení bylo snímáno průtahoměrem na počáteční měřené délce $L_0 = 30$ mm. Rychlost přírůstku napětí byla $\dot{\sigma} = 30$ MPa/s. Výkres vzorku je na obr. 5.1.



Obr. 5.1: Zkušební těleso pro statickou zkoušku tahem

5.2 Metodika zkoušky ohybem

Zkouška třibodovým ohybem se obvykle provádí na univerzálním trhacím stroji na zkušebních tyčích s kruhovým průřezem. Těleso je podepřeno dvěma podpěrami na volně otočných válečcích tak, aby podepření nebránilo pohybu tyče a tím i deformaci. Zatěžování se provádí konstantní rychlostí trnem uprostřed rozpětí podpěr, a to tak dlouho, dokud se těleso nezlomí. Napětí v průřezu je rozděleno nerovnoměrně – od maximálních hodnot napětí (v tahu a tlaku) v povrchových vláknech klesá na nulu v neutrální ose. Zkouškou zjistíme:

- R_{mo} [MPa] pevnost v ohybu -tj. smluvní napětí na mezi pevnosti.
- y [mm] Největší průhyb v okamžiku porušení, který charakterizuje tvárnost materiálu.

5.3 Výsledky statických zkoušek

- Při srovnání minimálních požadavků na pevnostní vlastnosti v materiálových listech vykazuje slitina Ti-6Al-4V o 71 % vyšší mez kluzu, o 45 % vyšší mez pevnosti, o 50 % nižší tažnost a stejnou kontrakci jako slitina Ti-3Al-2,5V.
- Slitina Ti-6Al-4V vykazovala o 16 % vyšší mez kluzu, než je požadována, o 12 % vyšší mez pevnosti, o 17 % vyšší tažnost a o 102 % vyšší kontrakci.
- Při srovnání naměřených hodnot vykazuje slitina Ti-6Al-4V o 56 % vyšší mez kluzu, o 41 % vyšší mez pevnosti, o 47 % nižší tažnost avšak o 12 % vyšší kontrakci než slitina Ti-3Al-2,5V.
- Slitina Ti-3Al-2,5V vykazovala o 27 % vyšší mez kluzu, než je požadována, o 15 % vyšší mez pevnosti, o 46 % vyšší tažnost a o 81 % vyšší kontrakci.
- Mez pevnosti v ohybu Ti-6Al-4V je o 40 % vyšší než u Ti-3Al-2,5V.

Tab. 5.1: Pevnostní vlastnosti Ti-6Al-4V

Výsledky měření					
$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	E [GPa]	R_{mo} [MPa]
958	1005	11,7	50,4	106,2	2790
Minimální hodnoty dle [21]					
827	896	10	25		

Tab. 5.2 Pevnostní vlastnosti Ti-3Al-2,5V

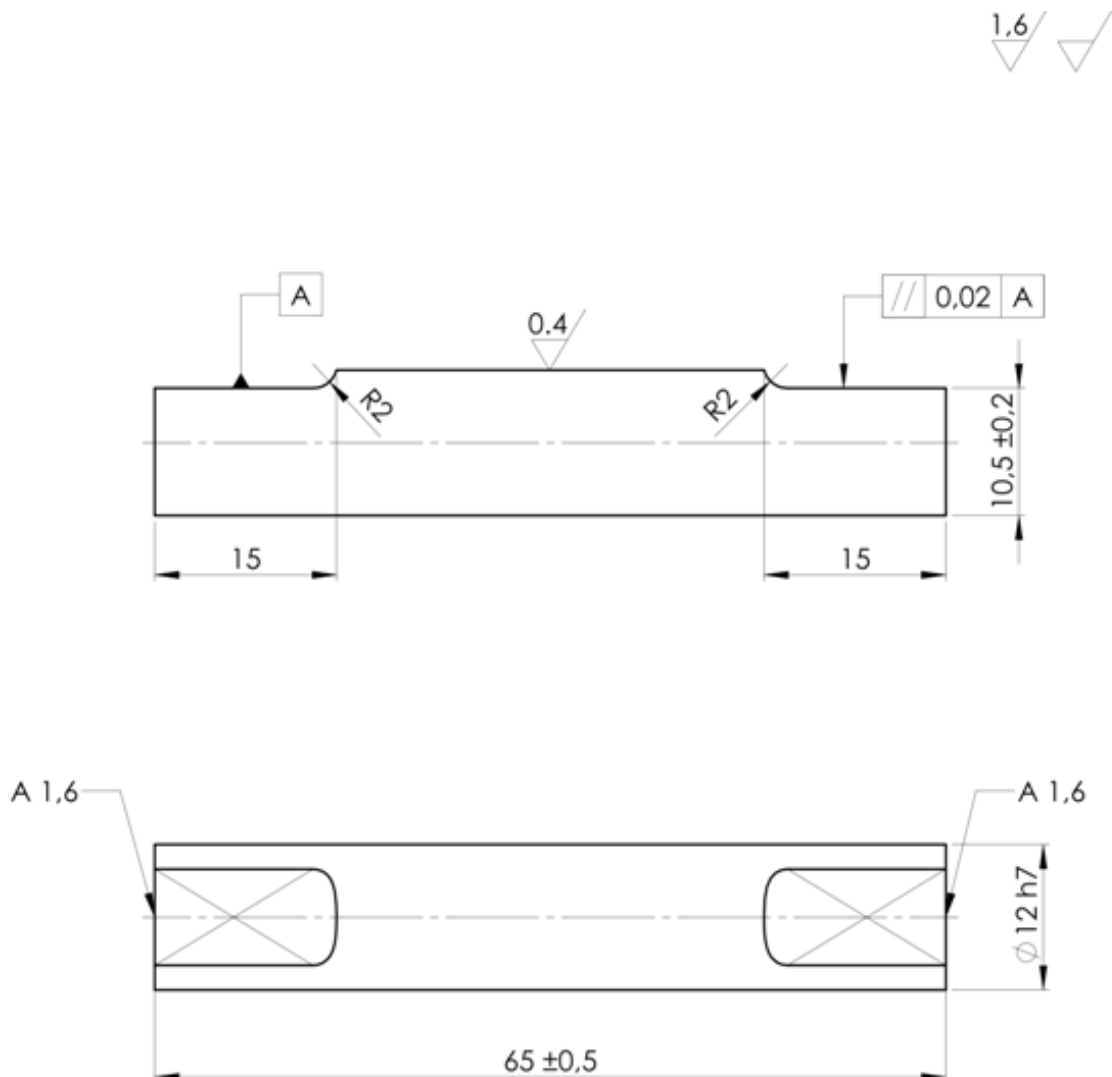
Výsledky měření					
$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	Z [%]	E [GPa]	R_{mo} [MPa]
614	715	21,9	45,1	103,2	1996
Minimální hodnoty dle [21]					
483	620	15	25		

6 ZKOUŠKA VYSOKOCYKLOVÉ ÚNAVY

6.1 Metodika únavové zkoušky

Zkoušky vysokocyklové únavy byly provedeny na rezonančním pulzátoru Amsler 10 HFP. Zařízení pracuje na principu vlastní frekvence v rozsahu 50 - 300 Hz. Měření bylo provedeno při frekvenci 142 Hz. Výkres zkušební tělesa je na obr. 6.1.

Testován byl materiál Ti-6Al-4V při dvou různých asymetriích cyklu: $P = 2,5$ a $P = 3$. Materiál Ti-3Al-2,5V byl testován při parametru asymetrie $P = 2,5$. V obou případech se jednalo o namáhání pulzujícím ohybem.



Obr. 6.1: Zkušební těleso pro únavové zkoušky

Wöhlerovy křivky byly vyhodnoceny metodou nejmenších čtverců pomocí tříparametrické nelineární Stromayerovy funkce, která je vhodná pro popis únavového chování ve vysokocyklové oblasti. [51]

$$\sigma = aN^b + \sigma_{\infty}, \quad (34)$$

kde platí:

$$\sigma(N \rightarrow \infty) = \sigma_{\infty}, \quad (35)$$

kde σ je podle způsobu zatěžování amplituda σ_a nebo horní napětí zátěžného cyklu. Parametry a , b jsou konstanty regresní křivky, N je počet cyklů do lomu nebo do ukončení zkoušky, σ_{∞} je tzv. mez trvalé únavy. Tento parametr je nutno dopočítat například iterací. Hodnoty meze únavy byly stanoveny pro počet cyklů $N_c = 10^7$.

Posuzován byl vliv asymetrie cyklu. Bylo zjištěno, že kladná střední napětí snižuje počet cyklů do lomu, naopak záporná střední napětí životnost prodlužují. Pro stanovení závislosti mezní amplitudy zátěžného cyklu na středním napětí bylo navrženo několik vztahů, přičemž nejpoužívanější je vztah:

$$\sigma_a = \sigma_c [1 - (\sigma_m / R_m)^\alpha], \quad (36)$$

kde σ_a je mezní amplituda napětí, σ_m je střední napětí cyklu a α je exponent, jehož hodnota se pro většinu konstrukčních materiálů pohybuje v rozmezí 1,0 - 2,0. Pro $\alpha = 1$ obdržíme tzv. Goodmanův lineární vztah:

$$\sigma_a = \sigma_c [1 - (\sigma_m / R_m)], \quad (37)$$

pro $\alpha = 2$ získáme Gerberovou kvadratickou parabolu:

$$\sigma_a = \sigma_c [1 - (\sigma_m / R_m)^2]. \quad (38)$$

Graficky lze tuto závislost vyjádřit pomocí tzv. Haighova diagramu.

Únavové vlastnosti lze také vyjádřit pomocí únavového poměru (tzv. fatigue ratio), který je definován jako poměr meze únavy a meze pevnosti v tahu.

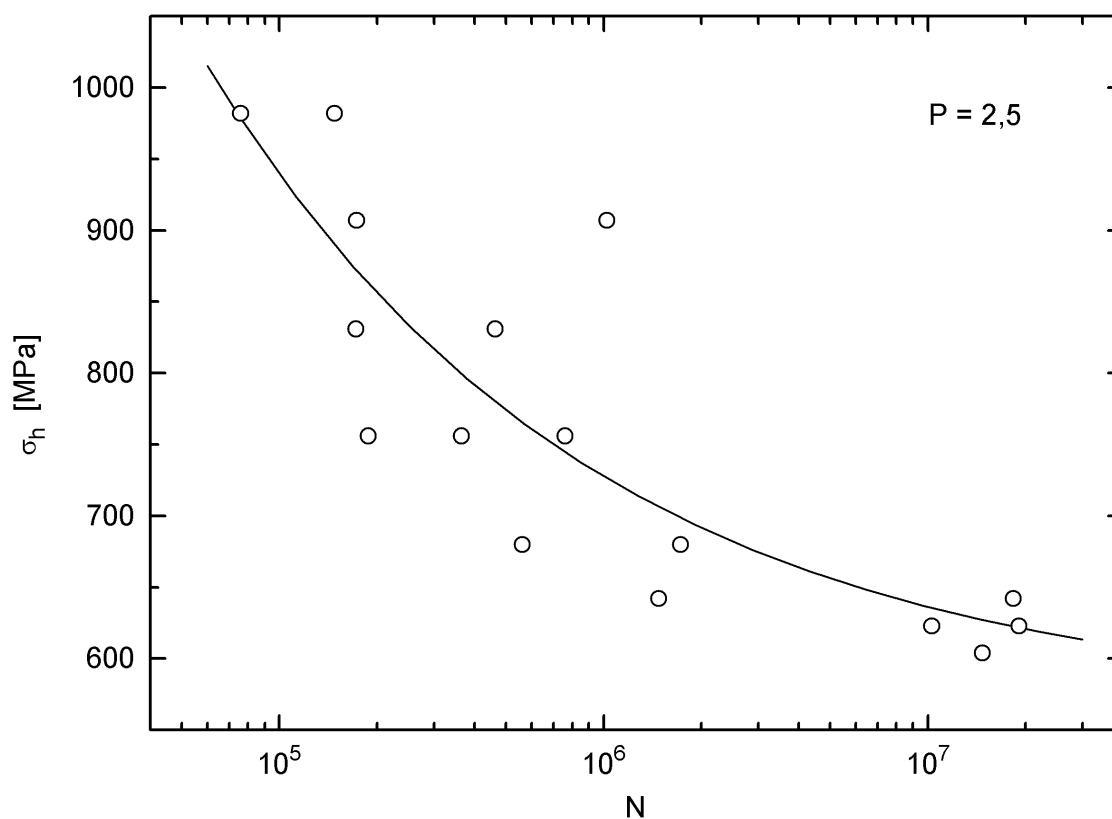
6.2 Výsledky únavových zkoušky

6.2.1 Ti-6Al-4V

Na obr. 6.2 je vynesena Wöhlerova křivka, která vznikla proložením šestnácti bodů naměřených při parametru asymetrie $P = 2,5$. Body byly proloženy regresní křivkou na základě metody nejmenších čtverců. Výsledky analýzy Wöhlerovy křivky a parametry regresní křivky jsou v tabulce 6.1.

Tab. 6.1 Výsledky analýzy Wöhlerovy křivky Ti-6Al-4V

parametr asymetrie		konstanty regresní fce		mez trvalé únavy	mez únavy
P [-]	R [-]	a [MPa]	b [-]	σ_{∞} [MPa]	σ_{ohC} [MPa]
2,5	0,2	24759,4	-0,3645	566,8	636,3

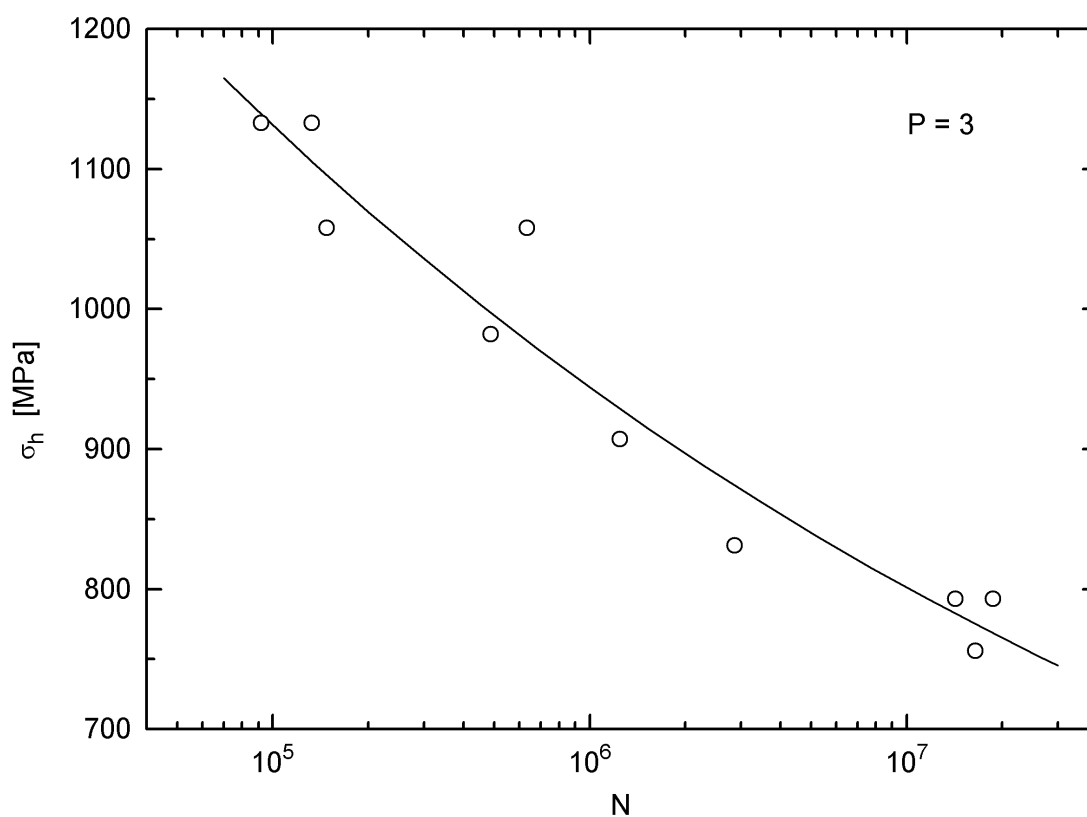


Obr. 6.2: Wöhlerova křivka Ti-6Al-4V při $P = 2,5$

Na obr. 6.3 je vynesena Wöhlerova křivka, která vznikla proložením deseti bodů naměřených při parametru asymetrie $P = 3$. Body byly proloženy regresní křivkou na základě metody nejmenších čtverců. Parametry regresní křivky jsou v tabulce 6.2.

Tab. 6.2: Výsledky analýzy Wöhlerovy křivky Ti-6Al-4V

parametr asymetrie		konstanty regresní fce		mez trvalé únavy	mez únavy
P [-]	R [-]	a [MPa]	b [-]	σ_{∞} [MPa]	σ_{ohC} [MPa]
3,0	0,3	3050,2	-0,1172	340,0	801,3

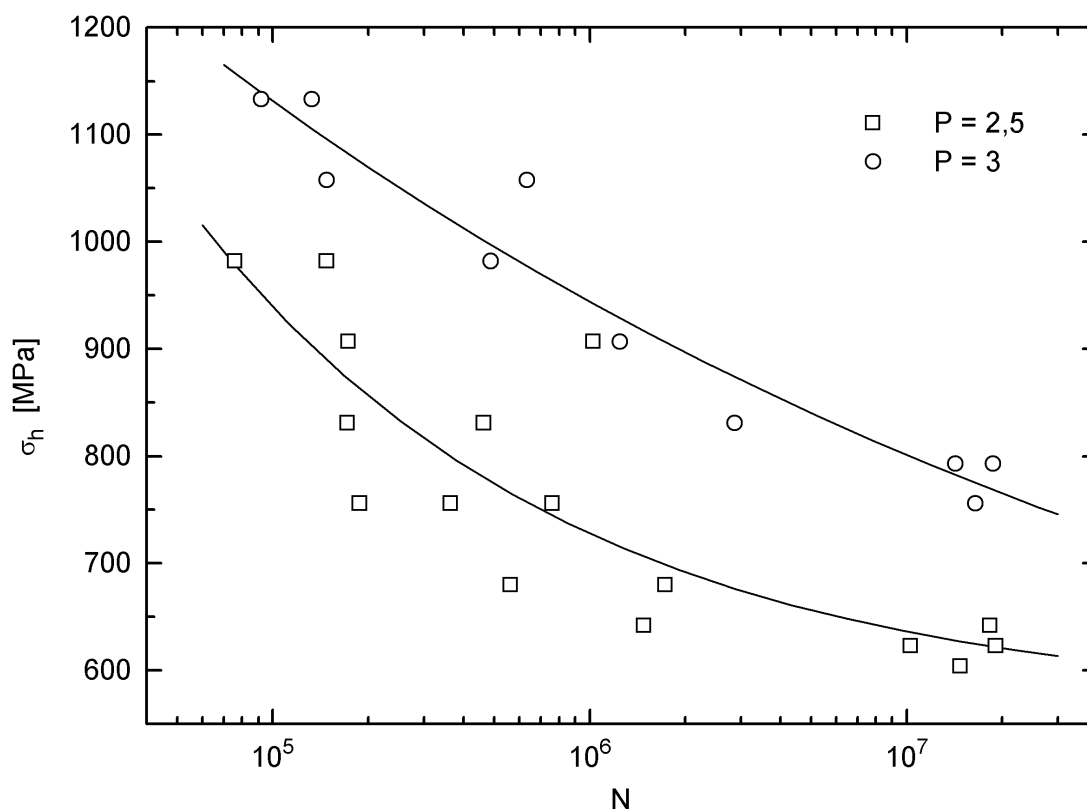


Obr. 6.3: Wöhlerova křivka Ti-6Al-4V při $P = 3$

Na obr. 6.4 je vyneseno srovnání obou Wöhlerových křivek získaných při různých parametrech asymetrie.

Pro parametry asymetrie P i R platí, že s jejich rostoucí hodnotou se Wöhlerova křivka ve vysokocyklové oblasti (t.j. dostatečně pod mezí pevnosti) posouvá k vyšším napětím. [51]

Tomu odpovídají také výsledky experimentu. Regresní křivka při parametru asymetrie $P = 3$ je posunutá o přibližně 200 MPa k vyšším napětím. Mez únavy je vyšší o 165 MPa, což je o 25 % vyšší hodnota než v případě zatěžování s parametrem asymetrie $P = 2,5$.



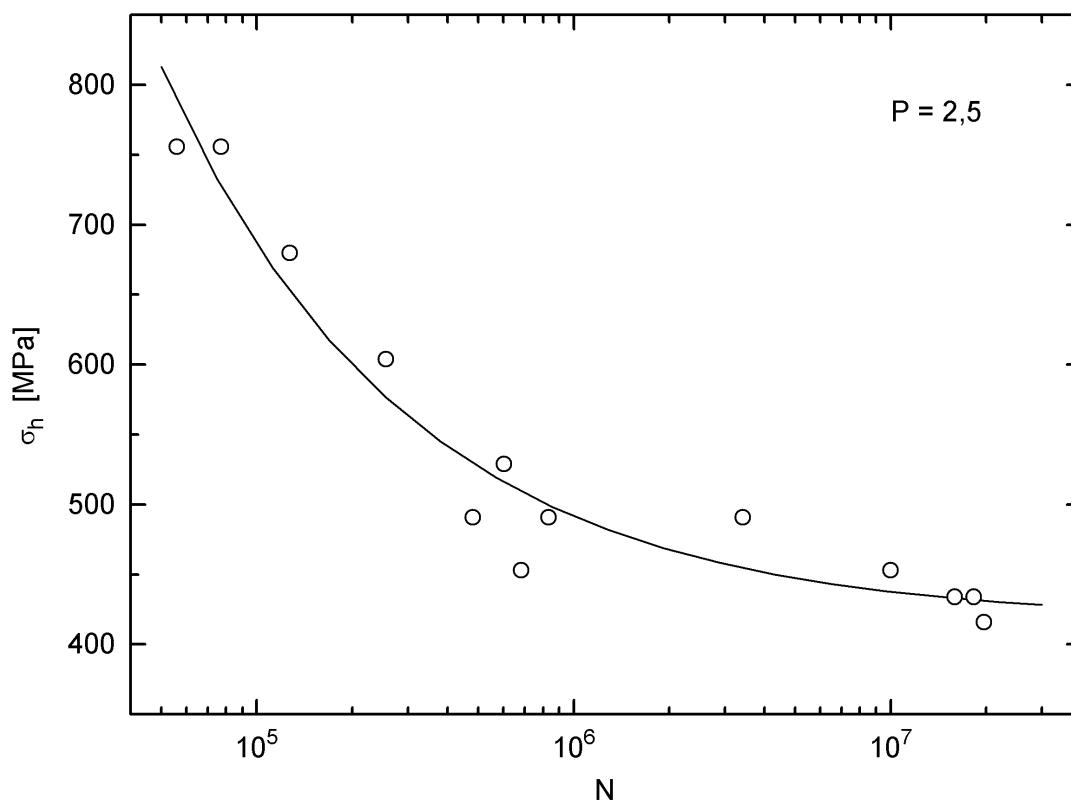
Obr. 6.4: Srovnání Wöhlerové křivky Ti-6Al-4V při $P = 2,5$ a $P = 3$

6.2.2 Ti-3Al-2,5V

Na obr. 6.5 je vynesena Wöhlerova křivka, která vznikla proložením třinácti bodů naměřených při parametru asymetrie $P = 2,5$. Body byly proloženy regresní křivkou na základě metody nejmenších čtverců. Parametry regresní křivky jsou v tabulce 6.3.

Tab. 6.3: Výsledky analýzy Wöhlerovy křivky Ti-3Al-2,5V

parametr asymetrie		konstanty regresní fce		mez trvalé únavy	mez únavy
P [-]	R [-]	a [MPa]	b [-]	σ_{∞} [MPa]	σ_{ohC} [MPa]
2,5	0,2	164333,6	-0,5572	417,0	437,7



Obr. 6.5: Wöhlerova křivka Ti-3Al-2,5V při $P=2,5$

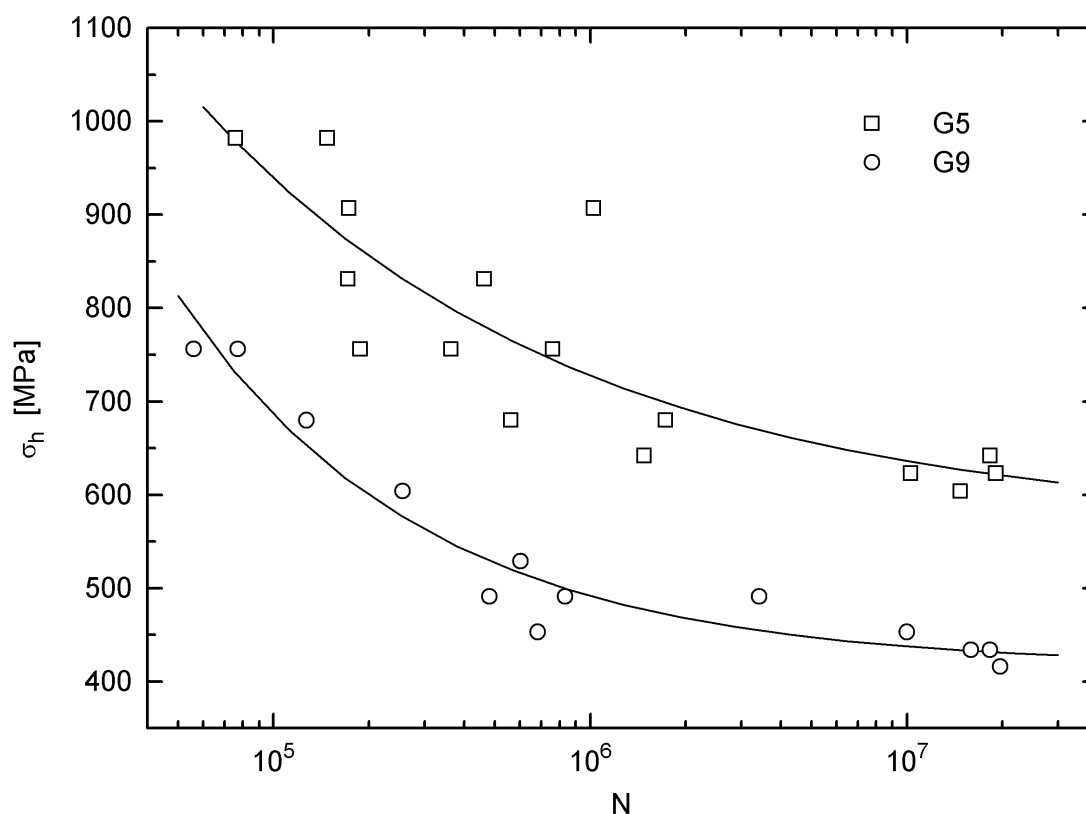
6.2.3 Srovnání Ti-6Al-4V a Ti-3Al-2,5V

Na obr. 6.6 je srovnání Wöhlerovy křivky materiálu Ti-6Al-4V (G5) a Ti-3Al-2,5V (G9) při zatěžování s parametrem asymetrie $P = 2,5$. V tabulce 6.4 je srovnání únavových poměrů obou slitin.

Lepší únavové vlastnosti vykazovala slitina Ti-6Al-4V, regresní křivka Ti-3Al-2,5V je posunuta o více než 200 MPa k nižším napětím. Ti-6Al-4V má o 199 MPa vyšší mez únavy, což je o 45 % více než v případě slitiny Ti-3Al-2,5V.

Tab. 6.4: Srovnání únavových poměrů

Únavový poměr σ_{ohc}/R_m		
Ti-6Al-4V		Ti-3Al-2,5V
P = 2,5	P = 3	P = 2,5
0,63	0,80	0,61



Obr. 6.6: Srovnání Wöhlerovy křivky Ti-6Al-4V a Ti-3Al-2,5V při $P = 2,5$

6.2.4 Haighův diagram

Haighův diagram byl vykreslen pro materiál Ti-6Al-4V. Body Haighova diagramu jsou uvedeny v tabulce 6.2 a byly vypočteny z naměřené meze únavy dle vztahů:

$$P = \frac{\sigma_h}{\sigma_a} \rightarrow \sigma_h = P \cdot \sigma_a \rightarrow \sigma_a = \frac{\sigma_h}{P}, \quad (39)$$

$$\sigma_h = \sigma_m + \sigma_a. \quad (40)$$

Dosazením vyjádření σ_h ze vztahu (39) do vztahu (40) a úpravou získáme vztah:

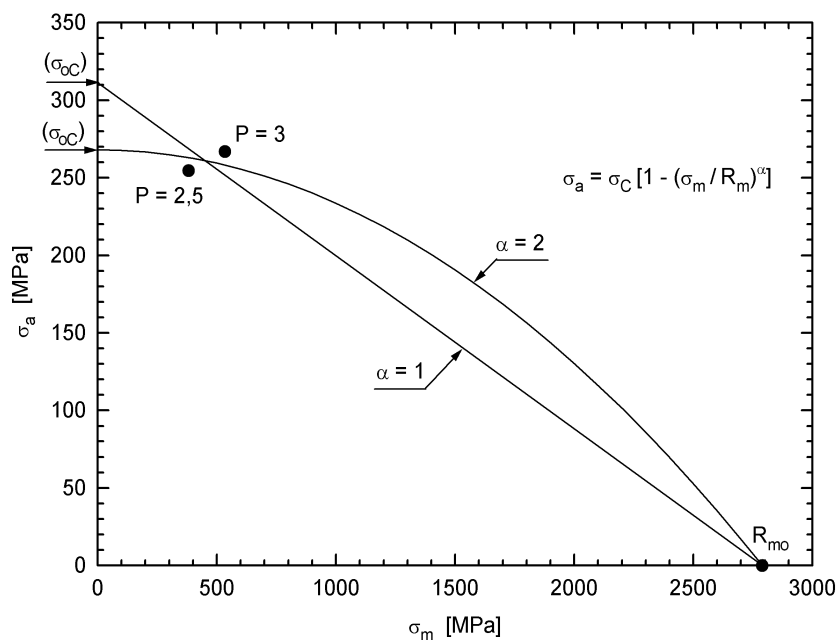
$$\sigma_m = (P - 1) \cdot \sigma_a \quad (41)$$

Tab. 6.5 Body Haighova diagramu

	σ_{ohC} [MPa]	σ_m [MPa]	σ_a [MPa]
P = 2,5	636,3	381,8	254,5
P = 3	801,3	534,2	267,1

Tab. 6.6: Aproximace

	Lineární	Kvadratická
σ_{oC} [MPa]	311,2	260,8



Obr. 6.7: Haighův diagram

ZÁVĚRY

- Struktura Ti-6Al-4V je tvořena rovnoosými zrny α -fáze s β -fází na hranicích zrn (především na styku tří zrn).
- Této struktury bylo dosaženo tvářením za tepla s následnou rekrystalizací.
- Při zkoušce v tahu slitiny Ti-6Al-4V byla naměřena mez pevnosti $R_m = 1005$ MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 958$ MPa, tažnost $A = 11,7\%$ a kontrakce $Z = 50,4\%$. Všechny hodnoty převyšovaly minimální požadované hodnoty, které byly uvedeny v materiálových listech, přičemž naměřená hodnota kontrakce bylo dvakrát větší než požadovaná.
- Při zkoušce v tahu slitiny Ti-3Al-2,5V byla naměřena mez pevnosti $R_m = 715$ MPa, mez kluzu $R_{p0,2} = 614$ MPa, tažnost $A = 21,9\%$ a kontrakce $Z = 45,1\%$. Všechny hodnoty rovněž převyšovaly minimální požadované hodnoty, které byly uvedeny v materiálových listech, přičemž naměřená hodnota kontrakce byla téměř dvakrát větší než požadovaná.
- Z porovnání výsledků obou tahových zkoušek je zřejmé, že Ti-6Al-4V vykazuje výrazně lepší napěťové charakteristiky. Co se týče deformačních charakteristik, lepší tažnost měla slitina Ti-3Al-2,5V, hodnota kontrakce byla v obou případech vysoká a pro obě slitiny dosahovala srovnatelných hodnot.
- Zkouškou tříbodovým ohybem byla naměřena pevnost v ohybu pro Ti-6Al-4V $R_{mo} = 2790$ MPa, pro materiál Ti-3Al-2,5V $R_{mo} = 1996$ MPa.
- Zkouška vysokocyklové únavy Ti-6Al-4V byla provedena při dvou parametrech asymetrie. Při parametru asymetrie $P = 2,5$ byla naměřena mez únavy $\sigma_{ohC} = 636,3$ MPa, při parametru asymetrie $P = 3$ byla mez únavy $\sigma_{ohC} = 801,3$ MPa. Rozdíl na mezi únavy tedy činí 165 MPa.
- Experimentem byl tedy potvrzen předpoklad, že s rostoucím parametrem asymetrie se Wöhlerova křivka posouvá k vyšším napětím.
- Na materiálu Ti-3Al-2,5V byla provedena zkouška vysokocyklové únavy při parametru asymetrie $P = 2,5$. Mez únavy byla $\sigma_{ohC} = 437,7$ MPa.
- Při srovnání obou materiálů činil rozdíl na mezi únavy 199 MPa.
- Únavový poměr byl pro oba materiály při $P = 2,5$ téměř shodný.
- Z naměřených hodnot meze únavy byly vypočteny body pro sestrojení Haighova diagramu - závislosti amplitudy σ_a na středním napětí cyklu σ_m .
- Odhad meze únavy pomocí lineární aproximace byl $\sigma_{oC} = 311,2$ MPa a pomocí kvadratické aproximace byl $\sigma_{oC} = 260,8$.

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] LÜTJERING, G a J WILLIAMS. *Titanium*. New York: Springer, c2003, x, 379 p. Engineering materials. ISBN 35-404-2990-5.
- [2] (SAM) FROES, F. H. *Chapter 8: Titanium alloys*. EDITOR-IN-CHIEF, James K. *Handbook of advanced materials enabling new designs*. [Online-Ausg.]. Hoboken, NJ: WileyInterscience, 2004, 271 -319. ISBN 9780471465188.
- [3] SEONG, Somi, Obaid YOUNOSSI a Benjamin W GOLDSMITH. *Titanium: industrial base, price trends, and technology initiatives*. Santa Monica, CA: RAND Project Air Force, 2009, xxvi, 128 p. Rand Corporation monograph series. ISBN 08-330-4575-X.
- [4] BHAT, S. a R. PATIBANDLA. *Metal Fatigue and Basic Theoretical Models: A Review*. Eduardo Valencia Morales(ed). *Alloy Steel - Properties and Use*. Tamil Nadu: School of Mechanical and Building Sciences Vellore Institute of Technology, 2011, 203 - 237. ISBN 978-953-307-484-9.
- [5] MICHNA, Štefan. Titan – vlastnosti, použití, slitiny a výroba. In: *Štefan Michna - studijní materiály - Katedra technologií a materiálového inženýrství Univerzity J.E.Purkyně v Ústí nad Labem* [online]. 2007 [cit. 2013-05-01].
Dostupné z: <http://www.stefanmichna.com/...slitiny.pdf>
- [6] DONACHIE, Matthew J. *Titanium: a technical guide*. 2nd ed. Materials Park: ASM International, 2004, vii, 381 s. ISBN 08-717-0686-5.
- [7] SEDLÁČEK, Vladimír. *Únava hliníkových a titanových slitin*. ISBN 80-030-0180-3.
- [8] *Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications*. Editor Christoph Leyens, M Peters. Weinheim: Wiley-VCH, 2003, xix, 513 s. ISBN 35-273-0534-3.
- [9] VOJTĚCH, Dalibor. *Kovové materiály*. 1. vyd. Praha: VŠCHT, 2006, 185 s. ISBN 80-708-0600-1.
- [10] WEISS, I a S.L SEMIATIN. Thermomechanical processing of alpha titanium alloys—an overview. *Materials Science and Engineering: A*. 1999, vol. 263, issue 2, s. 243-256. DOI: 10.1016/S0921-5093(98)01155-1. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509398011551>
- [11] SURANAREE UNIVERSITY OF TECHNOLOGY. *Titanium and its alloys*. 2007. Dostupné z: http://eng.sut.ac.th/metal/images/stories/pdf/05_Titanium%20and%20titanium%20alloys.pdf [cit. 2013-05-01].
- [12] BIBUS SK S.R.O. *Titan a titanové zliatiny*. 1999. Dostupné z: http://www.ebibus.sk/content/products/materialy/bibus_metals/catalogs/titan_katalog.pdf
- [13] WEISS, I. a S.L. SEMIATIN. Thermomechanical processing of beta titanium alloys—an overview. *Materials Science and Engineering: A*. 1998, vol. 243, 1-2, s. 46-65. DOI: 10.1016/s0921-5093(97)00783-1. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0921509397007831>

- [14] ZHANG, Wensheng, Zhaowu ZHU a Chu Yong CHENG. A literature review of titanium metallurgical processes. *Hydrometallurgy*. 2011, vol. 108, 3-4, s. 177-188. DOI: 10.1016/j.hydromet.2011.04.005. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0304386X11000922>
- [15] POURABDOLI, M., Sh. RAYGAN, H. ABDIZADEH a K. HANAELI. Production of high titania slag by Electro-Slag Crucible Melting (ESCM) process. *International Journal of Mineral Processing*. 2006, vol. 78, issue 3, s. 175-181. DOI: 10.1016/j.minpro.2005.10.005. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0301751605001572>
- [16] Electro Smelting of Ilmenite for Production of Tio 2 Slag: Potential of India as a Global Playe. In: MURTY, CVGK, R UPADHYAY a S ASOKAN. *Infacon XI*. Delhi: INFACON, 2007, 823 - 836. Dostupné z: <http://www.pyrometallurgy.co.za/InfaconXI/078.pdf>
- [17] WELLWOOD, Grant. TiRO™: Titanium powder for making metal. In: *CSIRO* [online]. 2005 [cit. 2013-05-11]. Dostupné z: http://www.csiro.au/news/newsletters/0511_metals/meet.htm
- [18] KOPELIOVICH, Dmitri. Solid state fabrication of Metal Matrix Composites. In: *SubsTech* [online]. 2012 [cit. 2013-05-11]. Dostupné z: http://www.substech.com/dokuwiki/doku.php?id=solid_state_fabrication_of_metal_matrix_composites
- [19] FROES, F. H., S. J. MASHL, J. C. HEBEISEN, V. S. MOXSON a V. A. DUZ. The technologies of titanium powder metallurgy. *JOM*. 2004, vol. 56, issue 11, s. 46-48. DOI: 10.1007/s11837-004-0252-x. Dostupné z: <http://link.springer.com/10.1007/s11837-004-0252-x>
- [20] KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování*. 2. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 1999, 274 s. ISBN 80-708-2582-0.
- [21] RMI TITANIUM COMPANY. *Titanium alloy guide*. 2000. Dostupné z: <http://rtiintl.s3.amazonaws.com/RTI-Reports/tiguideWeb.pdf>
- [22] Properties and applications of titanium alloys: A brief review. In: *Reviews on advanced materials science*. Coimbra: Reviews on Advanced Materials Science, 2012, 133 - 148. ISBN 1605-8127ISSN 1605-8127. Dostupné z: http://www.ipme.ru/e-journals/RAMS/no_23212/05_23212_veiga.pdf
- [23] HRUBÝ, V a J TULKA. *Koroze a ochrana materiálů*. Brno: Vojenská akademie Brno, 1997.
- [24] THE TITANIUM INFORMATION GROUP. *Titanium Alloy Ti-6Al-4V ELI: High Stress Applications in Sea Water*. 2012. Dostupné z: <http://www.titaniuminfogroup.co.uk/documents/technical/9.pdf>
- [25] Composites cut riser weight by 30-40%, mass by 20-30%. In: *Offshore* [online]. 1997 [cit. 2013-05-12]. Dostupné z: <http://www.offshore-mag.com/articles/print/volume-58/issue-1/departments/drilling-production/composites-cut-riser-weight-by-30-40-mass-by-20-30.html>

- [26] Supravodivost – perspektivní technologie blízké budoucnosti. In: *Elektro: Odborný časopis pro elektrotechniku* [online]. 2007 [cit. 2013-05-12]. Dostupné z: http://www.odbornecasopisy.cz/index.php?id_document=34841
- [27] JIRSA, M. Supravodivost - naděje pro 21. století. In: *Fyzikální ústav: Akademie věd ČR, v.v.i.* [online]. [2012] [cit. 2013-05-12]. Dostupné z: <https://www.fzu.cz/popularizace/supravodivost-nadeje-pro-21-stoleti>
- [28] JIRÁK, J., AUTRATA, R., LIEDERMANN, K., ROZSÍVALOVÁ, Z., SEDLAŘÍKOVÁ, M.: Materiály a technická dokumentace, část Materiály v elektrotechnice. Elektronické texty, Brno 2002
- [29] DOMINIK, I. Sterowanie liniowym napędem wykorzystującym efekt pamięci kształtu, Akademia Górniczo-Hutnicza im. Stanisława Staszica, Kraków 2007, 140s.
- [30] NOVÁK, V. Intermetalika a jevy tvarové paměti. In: *Fyzikální ústav Akademie věd ČR* [online]. [2005] [cit. 2013-05-12]. Dostupné z: <http://archiv.otevrena-veda.cz/users/Image/default/C2Seminare/MultiObSem/003.pdf>
- [31] Slitiny s tvarovou pamětí. In: *Wikipedia: the free encyclopedia* [online]. San Francisco (CA): Wikimedia Foundation, 2001- [cit. 2013-05-12]. Dostupné z: http://cs.wikipedia.org/wiki/Slitiny_s_tvarovou_pam%C4%9Bt%C3%AD
- [32] SONG, G., N. MA a H.-N. LI. Applications of shape memory alloys in civil structures. *Engineering Structures*. 2006, vol. 28, issue 9, s. 1266-1274. DOI: 10.1016/j.engstruct.2005.12.010. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0141029606000344>
- [33] SAADAT, S, J SALICHS, M NOORI, Z HOU, H DAVOODI, I BAR-ON, Y SUZUKI a A MASUDA. An overview of vibration and seismic applications of NiTi shape memory alloy. *Smart Materials and Structures*. 2002-04-01, vol. 11, issue 2, s. 218-229. DOI: 10.1088/0964-1726/11/2/305. Dostupné z: <http://stacks.iop.org/0964-1726/11/i=2/a=305?key=crossref.2a24dea96152234cdad6c3a1d151a4ac>
- [34] SIENIAWSKI, J a M MOTYKA. Superplasticity in titanium alloys. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2007, roč. 24, č. 1.
- [35] LUKÁČ, P. Superplasticita a její praktické užití. *Pokroky matematiky, fyziky a astronomie*. 1991, roč. 36, č. 2. Dostupné z: http://dml.cz/bitstream/handle/10338.dmlcz/139670/PokrokyMFA_36-1991-2_3.pdf
- [36] KRUML, T a J.P. MICHEL. *Mechanismy plastické deformace: Studijní opora VUT v Brně*. 2012.
- [37] NIINOMI, Mitsuo, Masaaki NAKAI a Junko HIEDA. Development of new metallic alloys for biomedical applications. *Acta Biomaterialia*. 2012, vol. 8, issue 11, s. 3888-3903. DOI: 10.1016/j.actbio.2012.06.037. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S1742706112002942>

- [38] NIINOMI, Mitsuo. Mechanical properties of biomedical titanium alloys. *Materials Science and Engineering: A*. 1998, vol. 243, 1-2, s. 231-236. DOI: 10.1016/S0921-5093(97)00806-X. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S092150939700806X>
- [39] Titanium Ti 6AL 4V - AMS 4911. In: *ASM Aerospace Specification Metals, Inc.* [online]. [2013] [cit. 2013-05-12]. Dostupné z: <http://www.aerospacemetals.com/titanium-ti-6al-4v-ams-4911.html>
- [40] MANSON, S. *Fatigue and durability of structural materials*. Ohio: ASM International, 2007, xiii, 456 s. ISBN 978-0-87170-825-0.
- [41] VLACH, B. *Únava materiálů - úvod: Studijní opora VUT v Brně* [MS Word]. 2004 [cit. 2013-05-12].
- [42] KLESNIL, Mirko a Petr LUKÁŠ. *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*. Vyd. 1. Praha: Academia, 1975, 222 s. Fyzikálně metalurgická řada.
- [43] POLÁK, Jaroslav. *Cyklická plasticita a nízkocyklová únavová odolnost kovových materiálů*. 1. vyd. Praha: Academia, 1986, 135 s. Fyzikálně metalurgická řada
- [44] SURESH, Subra. *Fatigue of materials*. 2nd ed. Cambridge: Cambridge University Press, 1998, 679 s. ISBN 05-215-7847-7.
- [45] LAUSCHMANN, Hynek. *Mezní stavy I: únava materiálu*. Vyd. 2., přeprac. Praha: Nakladatelství ČVUT, 2007, 71 s. ISBN 978-80-01-03671-6.
- [46] RŮŽIČKA, Milan. *Kritéria a postupy při posuzování únavové pevnosti a životnosti konstrukcí* [online]. Praha: ČVUT, 1998, 186 s. [cit. 2013-05-12]. Dostupné z: http://mechanika2.fs.cvut.cz/sources_old/pzk/obsah.html
- [47] KRUML, T a J.P. MICHEL. *Úvod do teorie dislokací: Studijní opora VUT v Brně*. 2011.
- [48] Fatigue crack propagation. CANALE, Loralice de Campos Franceschini, R MESQUITA a George E TOTTEN. *Failure analysis of heat treated steel components*. Materials Park, Ohio: ASM International, c2008, s. 39-41. ISBN 9780871708687.
- [49] Fractography: Volume 12. *Metals handbook*. 9th ed. Metals Park, Ohio: American Society for Metals, c1978-c1989. ISBN 08717000771.
- [50] MACEK, K., ZUNA, P. a kol.: *Nauka o materiálu*. Praha: Vydavatelství ČVUT, 1996., ISBN 80-01-01507-6
- [51] VĚCHET, Stanislav, Jan KOHOUT a Otakar BOKŮVKA. *Únavové vlastnosti tvárné litiny*. 1. vyd. Žilina: Žilinská univerzita, 2001, 157 s. Vysokoškolské učebnice. ISBN 80-710-0910-5.
- [52] BERETTA, S. Defect tolerant design of automotive components. *International Journal of Fatigue*. 1997, vol. 19, issue 4, s. 319-333. DOI: 10.1016/S0142-1123(96)00079-5. Dostupné z: <http://linkinghub.elsevier.com/retrieve/pii/S0142112396000795>

[53] JANCO, M. Ventilový rozvod v spaľovacom motore automobilu (SV, OHV, OHC, DOHC). In: *Autorubik* [online]. 2011 [cit. 2013-05-12]. Dostupné z: <http://www.autorubik.sk/technika/ventilovy-rozvod-v-spalovacom-motore-automobilu-sv-ohv-ohc-dohc/>

[54] HENRY, Scott D, Kathleen S DRAGOLICH a DIMATTEO. *Fatigue data book: light structural alloys*. Materials Park, OH: ASM International, c1995, viii, 397 p. ISBN 08-717-0507-9

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

σ_a	[MPa]	amplituda napětí
σ_m	[MPa]	střední napětí
σ_{max}	[MPa]	maximální napětí
σ_{min}	[MPa]	minimální napětí
$\Delta\sigma$	[MPa]	rozkmit napětí
N_f	[-]	počet cyklů do lomu
N_o	[-]	počet cyklů do vzniku trhliny
N_p	[-]	počet cyklů k rozšíření trhliny do lomu
σ_C	[MPa]	mez únavy
σ_{ohC}	[MPa]	mez únavy při pulzujícím zatěžování v ohybu
$\varepsilon_a (\varepsilon_{at})$	[-]	amplituda celkové deformace
ε_{ap}	[-]	amplituda plastické deformace
ε_{ae}	[-]	amplituda elastické deformace
ΔW	[J]	deformační práce
R	[-]	parametr asymetrie
P	[-]	parametr asymetrie
R_m	[MPa]	mez pevnosti v tahu
$R_{p0,2}$	[MPa]	mez kluzu
R_{mo}	[MPa]	mez pevnosti v ohybu
A	[%]	tažnost
Z	[%]	kontrakce
E	[GPa]	modul pružnosti v tahu
K	[MPa.m ^{1/2}]	faktor intenzity napětí, K - faktor
a	[mm]	délka trhliny
ΔK	[MPa.m ^{1/2}]	rozkmit K-faktoru
ΔK_p	[MPa.m ^{1/2}]	prahová hodnota K-faktoru
K_a	[MPa.m ^{1/2}]	amplituda K-faktoru
K_{ap}	[MPa.m ^{1/2}]	prahová hodnota amplitudy K-faktoru
σ_f'	[MPa]	součinitel únavové pevnosti
b	[-]	elastický exponent křivky životnosti
ε_f	[-]	součinitel únavové tažnosti
c	[-]	plastický exponent křivky životnosti
K_b'	[-]	součinitel cyklického zpevnění

n_b'	[-]	exponent cyklického zpevnění
$\sigma'_{0,2}$	[MPa]	cyklická mez kluzu
a	[MPa]	parametr Stromayerovy regresní křivky
b	[-]	parametr Stromayerovy regresní křivky
σ_{∞}	[MPa]	mez trvalé únavy
γ	[mJ/m ²]	energie vrstevné chyby
T_{β}	[°C]	teplota β -přechodu
M_s	[°C]	začátek martenzitické transformace
M_f	[°C]	konec martenzitické transformace
B	[T]	magnetická indukce
μ	[H.m ⁻¹]	permeabilita
I	[A]	proud
BE		mísený prášek s legurami (blended elemental)
CIP		izostatické lisování za studena (cold isostatic pressing)
CP		lisování za studena (cold pressing)
CP		komerční čistota (commercial pure)
EB		elektronový paprsek (electron beam)
ECAP		kanálové protlačování (equal channel angular pressing)
ELI		snížený obsah intersticiálních prvků (extra low interstitial)
EPLM		elasticko-plastická lomová mechanika
HDI		vměstky s vysokou hustotou (high density inclusion)
HIP		izostatické lisování za horka (hot isostatic pressing)
HPT		torze za vysokých tlaků (high-pressure torsion)
LDI		vměstky s nízkou hustotou (low density inclusion)
LELM		lineárně elastická lomová mechanika
PA		prášek dané slitiny (prealloyed)
PAM		plazmatické obloukové tavení (plasma arc melting)
PM		prášková metalurgie (powder metallurgy)
PSP (PSB)		perzistentní skluzové pásy (persistent slip bands)
SMA		slitiny s tvarovou pamětí (shape memory alloys)
UFG		ultrajemnozrné materiály (ultra fine grain)
VDP		vakuová destilace (vacuum distillation process)
VAR		přetavování ve vakuové peci (vacuum arc remelting)

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1.1: Výroba kovového titanu a oxidu titaničitého [14].....	7
Obr. 1.2: Titanový prášek [17].....	9
Obr. 1.3: Schéma vakuové obloukové pece [6].....	10
Obr. 1.4 Vlevo - svařování vratného materiálu	11
Obr. 1.5: a) Typ I - díry obklopené α -fází b) Beta flecs [6].....	11
Obr. 1.6 Příklady odlitků [6].....	13
Obr. 1.7: VAR pec s centrifugovým stolcem [6].....	14
Obr. 1.8: Schéma HIP [18].....	14
Obr. 1.9: a) Ti-6Al-4V CIP b) Ti-6Al-4V HIP [19].....	15
Obr. 1.10: Srovnání únavových vlastností tvářené, lité, BE a PA slitiny Ti-6Al-4V [19].....	16
Obr. 1.11: Pseudobinární diagram Ti - β -stabilizátor [6].....	17
Obr. 1.12: Vliv legujících prvků [9].....	18
Obr. 1.13: Pseudobinární diagram [13].....	20
Obr. 1.14: Závislost zbytkových napětí na čase pro různé teploty [6].....	22
Obr. 1.15: Režim tepelného zpracování slitin ($\alpha+\beta$) [9]	24
Obr. 1.16: Vznik Windmanstättenovy struktury [6].....	26
Obr. 1.17: Přehled různých struktur v závislosti na tepelném zpracování.....	27
Obr. 1.18: Teplotní závislost poměru meze kluzu k měrné hmotnosti [21].....	29
Obr. 1.19: Kombinace pevnosti a lomové houževnatosti [21].....	29
Obr. 1.20: Vliv legujících prvků na rychlost koroze v 5% HCl při 100°C [23].....	30
Obr. 1.21: Těžební věž Heidrun [25].....	32
Obr. 1.22: Závislost rezistivity kovu na teplotě [28]	33
Obr. 1.23: SEM fotografie vodičů Nb-47Ti [1].....	33
Obr. 1.24: a) fixace na podložce, ohřev 500 °C/15 min b) ochlazení deformace c) ohřev	34
Obr. 1.25 1 - pseudoplasticita 2 - tvarová paměť 3 - superelastická [31].....	35
Obr. 1.26: Stenty [30].....	35
Obr. 1.27: Metody výroby ultrajemných materiálů [34].....	36
Obr. 1.28: Pokluz zrn [36].....	36
Obr. 1.29: a) Titanové části umělého srdce b) Lité kloubní náhrady [8].....	38
Obr. 2.1: Zatěžovací cykly [4].....	41
Obr. 2.2: Cyklické zpevnění a změkčení při měkkém a tvrdém zatěžovacím módu [42].....	43
Obr. 2.3: Hysterezní smyčka [4].....	43

Obr.2.4: Odezva hysterezní smyčky na cyklické zpevnění či změkčení [45].....	44
Obr. 2.5: Průběh napětí a změna hysterezní smyčky při tvrdém zatížení [46]	44
Obr. 2.6: a) Cyklická deformační křivka b) srovnání s tahovou křivkou [46]	45
Obr. 2.7: Vznik parciální dislokace a vrstevné chyby [47].....	46
Obr. 2.8: Dislokační struktury [42].....	47
Obr. 2.9: Vznik trhliny v důsledku vzniku extruzí a intruzí [4].....	49
Obr. 2.10: Schéma perzistentního skluzového pásu v monokrystalu [43].....	50
Obr. 2.11: Etapy šíření trhliny [42].....	52
Obr. 2.12: Striace v oceli a hliníkové slitině 2024-T42 [48].....	53
Obr. 2.13: Lairdův model šíření trhliny [4].....	53
Obr. 2.14: Schéma závislosti rychlosti šíření trhliny na faktoru intenzity napětí [7].....	54
Obr. 2.15: Schémata různých typů únavových lomů při různých podmínkách zatěžování	55
Obr. 2.16: Příklady únavových lomů [49].....	56
Obr. 2.17: Wöhlerova křivka [51].....	57
Obr. 2.18: Křivky únavové životnosti [42].....	59
Obr. 2.19: Motor s ventily shora - pružina ventilu - příklad namáhané součásti [53].....	60
Obr. 2.20: Srovnání únavových vlastností Ti-6Al-4V s chromovou ocelí [21].....	62
Obr. 2.21: Závislost makroskopické rychlosti šíření trhliny [7].....	64
Obr. 4.1: Struktura Ti-6Al-4V.....	67
Obr. 4.2: Schéma zpracování I - homogenizace, II - tváření, III - rekrystalizace, IV - žihání. .	68
Obr. 5.1: Zkušební těleso pro statickou zkoušku tahem.....	69
Obr. 6.1: Zkušební těleso pro únavové zkoušky.....	71
Obr. 6.2: Wöhlerova křivka Ti-6Al-4V při $P = 2,5$	73
Obr. 6.3: Wöhlerova křivka Ti-6Al-4V při $P = 3$	74
Obr. 6.4: Srovnání Wöhlerové křivky Ti-6Al-4V při $P = 2,5$ a $P = 3$	75
Obr. 6.5: Wöhlerova křivka Ti-3Al-2,5V při $P=2,5$	76
Obr. 6.6: Srovnání Wöhlerovy křivky Ti-6Al-4V a Ti-3Al-2,5V při $P = 2,5$	77
Obr. 6.7: Haighův diagram.....	78

SEZNAM TABULEK

Tab. 1.1 Přehled fyzikálních vlastností titanu [5].....	5
Tab. 1.2 Srovnání některých vlastností titanu s jinými prvky [1].....	5
Tab. 1.3: Příklady titanových rud [14].....	6
Tab. 1.4 Vliv legujících prvků na vlastnosti titanu [6].....	18
Tab. 1.5 Přehled CP-titanů [6][12].....	19
Tab. 1.6: Teploty β -přechodu pro vybrané slitiny [6].....	21
Tab. 1.7 Příklady žíhacích teplot a časů pro vybrané slitiny [6].....	22
Tab. 1.8: Příklady teplot a časů rozpouštěcího žíhání a stárnutí [6].....	24
Tab. 1.9: Mezní obsahy prvků v Ti-6Al-4V [54].....	26
Tab. 1.10: Vlastnosti Ti-6Al-4V po tepelném zpracování [6].....	28
Tab. 1.11 Přehled mechanických vlastností vybraných slitin [22].....	28
Tab. 1.12 Vliv kontaktu titanu s vybranými kovy na.....	31
Tab. 1.13: Superplastické podmínky pro vybrané slitiny [34].....	37
Tab. 2.1: Příčiny porušení součástí dle studie NIST [40].....	40
Tab. 4.1: Mezní obsahy prvků.....	67
Tab. 5.1: Pevnostní vlastnosti Ti-6Al-4V.....	70
Tab. 5.2 Pevnostní vlastnosti Ti-3Al-2,5V.....	70
Tab. 6.1 Výsledky analýzy Wöhlerovy křivky Ti-6Al-4V.....	73
Tab. 6.2: Výsledky analýzy Wöhlerovy křivky Ti-6Al-4V.....	74
Tab. 6.3: Výsledky analýzy Wöhlerovy křivky Ti-3Al-2,5V.....	76
Tab. 6.4: Srovnání únavových poměrů.....	77
Tab. 6.5 Body Haighova diagramu.....	78
Tab. 6.6: Aproximace.....	78

SEZNAM PŘÍLOH

Příloha P 1: výrobní cyklus 1/2

Příloha P 2: výrobní cyklus 2/2

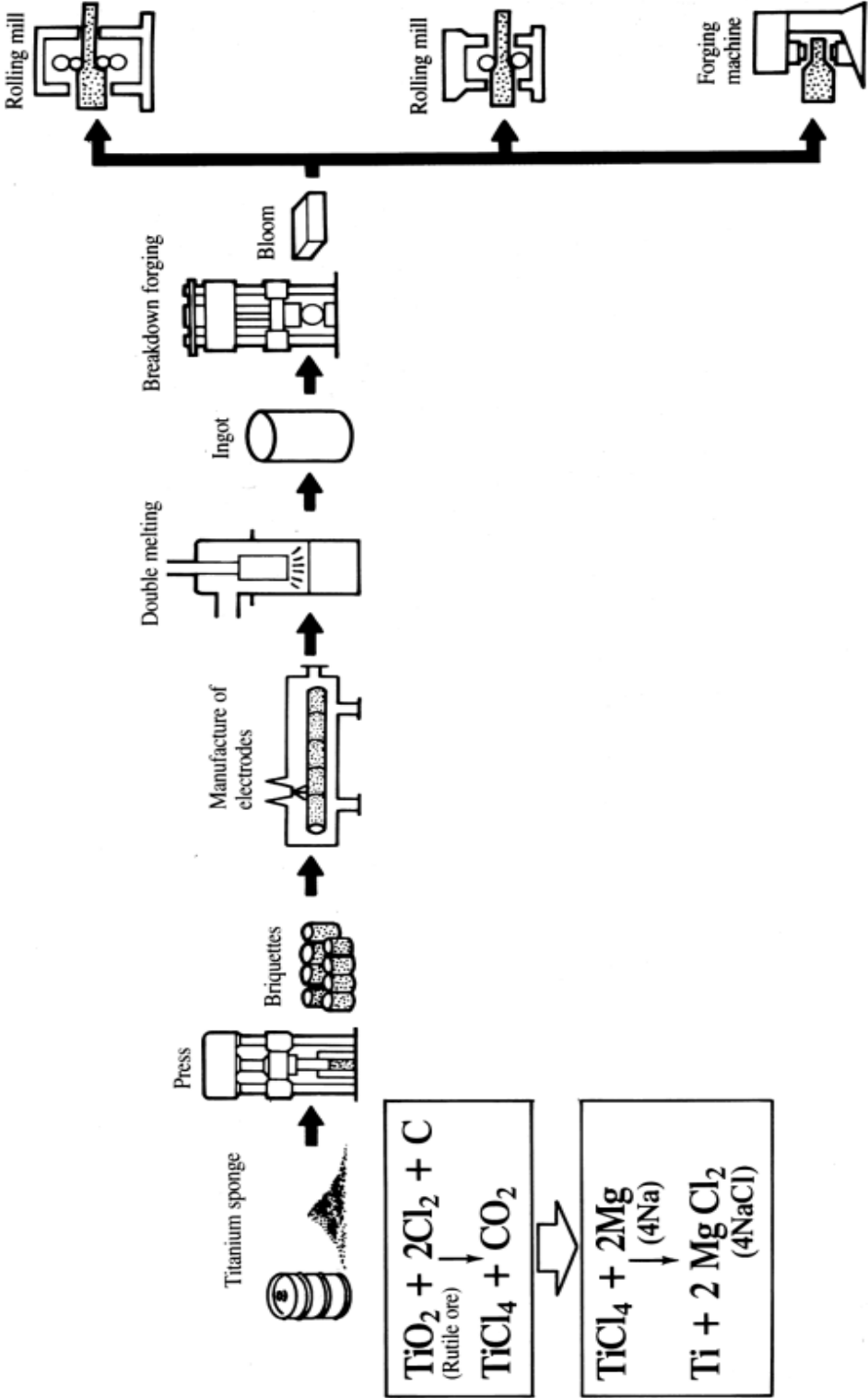
Příloha P 3: Materiálový list Ti-3Al-2,5V

Příloha P 4: Materiálový list Ti-6Al-4V

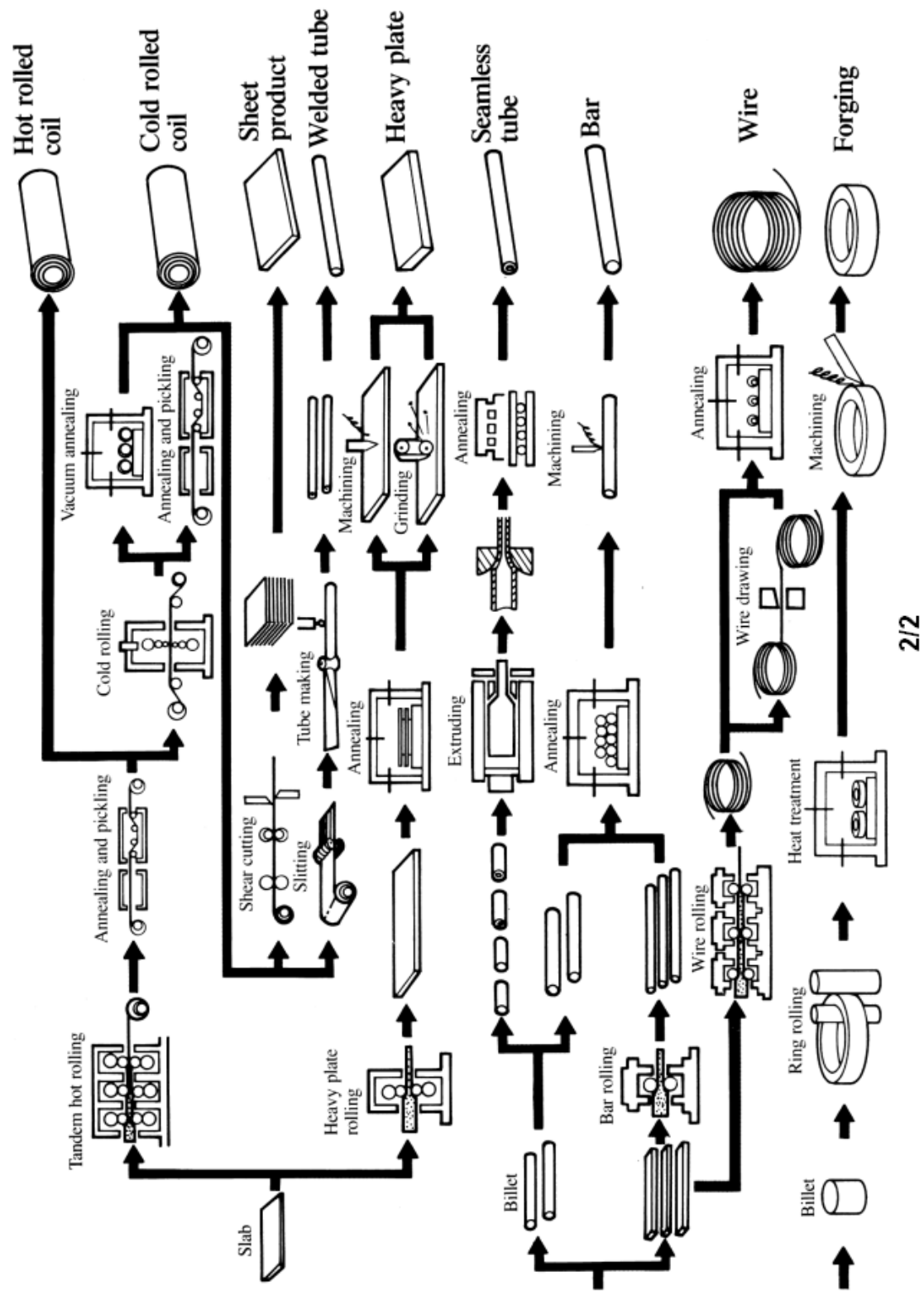
Příloha P 5: Struktura Ti-6Al-4V

Příloha P 6: Struktura Ti-6Al-4V

PŘÍLOHA P 1: VÝROBNÍ CYKLUS 1/2



PŘÍLOHA P 2: VÝROBNÍ CYKLUS 2/2



PŘÍLOHA P 3: MATERIÁLOVÝ LIST Ti-3Al-2,5V

TITANIUM ALLOY		Ti - 3Al - 2.5V				
ASTM GRADE (UNS NO.)		GRADE 9 (R56320)				
Chemical Composition (wt. %) (Max. values unless range is shown)		0.08C; 0.03N; 0.15O; 0.25Fe; 2.5-3.5Al; 2.0-3.0V; 0.015H				
TENSILE PROPERTIES		Guar. R.T. Min.		Typical Elevated Temp. Prop. (Mill Ann.)		
		Mill Ann.	C.W.S.R.*	R.T.	149°C (300°F)	204°C (400°F)
Ultimate Strength	MPa (ksi)	620 (90)	860 (125)	662 (96)	534 (77)	510 (74)
Yield Strength, 0.2% offset	MPa (ksi)	483 (70)	725 (105)	552 (80)	448 (65)	428 (62)
Elongation in 51 mm (2") gage length	(%)	15 (12)**	10	23	26	—
Reduction in Area - Bar, Billet & Forging only	(%)	25 (20)**	—	50	55	—
OTHER MECHANICAL PROPERTIES		*Cold-worked + stress relieved, only for tubing **Transformed-beta condition only, red. in area min only for bar, billets and forgings				
Stress to Rupture in Time Shown	Stress			421 (61)		
	Time-Hrs. at Temp. (°C)			1,000 (250)		
Stress & Time to Produce Elongation Shown (creep)	Stress	379 (55)		262 (38)	400 (58)	207 (30)
	Time-Hrs. at Temp. (°C)	100,000 (93)		100,000 (177)	1,000 (250)	100,000 (315)
	Creep	1.0		1.0	1.0	1.0
Charpy V-Notch Impact @ R.T.	Joules (ft-lbs)	48 - 102 (35 - 75)				
Bend Radius	Under 1.78 mm (0.070") thick	2.5 x Thickness				
	1.78 mm (0.070") and over	3.0 x Thickness				
Welded Bend Radius		3.5 x Thickness				
Nominal Hardness		25 HRC				
PHYSICAL PROPERTIES						
Nominal Beta Transus	°C (°F)	935 (1715)				
Coefficient of Thermal Expansion 10 ⁻⁶ /°C (10 ⁻⁶ /°F)	0-100°C (32 -212°F)	9.5 (5.3)				
	0-315°C (32-600°F)	9.9 (5.5)				
	0-538°C (32-1000°F)	9.9 (5.5)				
	0-648°C (32-1200°F)	—				
	0-816°C (32-1500°F)	—				
Density	g/cm ³ (lbs/in ³)	4.48 (0.162)				
Melting Point, Approx.	°C (°F)	1700 (3100)				
Electrical Resistivity @ R.T.	10 ⁻⁶ ohm-cm (10 ⁻⁶ ohm-in)	126 (50)				
Modulus of Elasticity – Tension	GPa (10 ³ ksi)	107 (15.5)				
Modulus of Elasticity – Torsion	GPa (10 ³ ksi)	44 (6.3)				
Thermal Conductivity	W/m·°C (BTU/hr·ft·°F)	8.3 (4.8)				
Specific Heat	J/Kg·°C (BTU/lb·°F)	544 (0.13)				
Weldability		Very Good				
Industry Specifications		ASTM - B265, B337, B338, B348, B381, B861, B862 and; AMS 4943 and 4944				

PŘÍLOHA P 4: MATERIÁLOVÝ LIST Ti-6Al-4V

TITANIUM ALLOY		Ti - 6Al - 4V			
ASTM GRADE (UNS NO.)		GRADE 5 (R56400)			
Chemical Composition (Max. values unless range is shown) (wt. %)		0.08C; 0.25Fe; 0.05N; 0.20O; 5.50-6.75Al; 3.5-4.5V; 0.0100H (billet); 0.0125H (bar); 0.0150H (sheet)			
TENSILE PROPERTIES		Guar.R.T. Min.*	Typical Elevated Temperature Properties		
			150°C (300°F)	260°C (500°F)	370°C (700°F)
Ultimate Strength	MPa (ksi)	896 (130)	845 (121)	758 (110)	690 (100)
Yield Strength, 0.2% offset	MPa (ksi)	827 (120)	724 (105)	641 (93)	565 (82)
Elongation in 51 mm (2") gage length	(%)	10	16	17	18
Reduction in Area - Bar, Billet & Forging only	(%)	25	35	40	45
OTHER MECHANICAL PROPERTIES		* Mill-Annealed Condition (MA)			
Stress to Rupture in Time Shown	Stress			724 (105)	620 (90)
	Time-Hrs. at Temp. (°C)			1000 (315)	1000 (400)
Stress & Time to Produce Elongation Shown (creep)	Stress			483 (70)	296 (43)
	Time-Hrs. at Temp. (°C)			100 (315)	100 (371)
	Creep			0.1	0.1
Charpy V-Notch Impact @ R.T.	Joules (ft-lbs)	20 - 27 (15 - 20)			
Bend Radius	Under 1.78 mm (0.070") thick	4.5 x Thickness			
	1.78 mm (0.070") and over	5.0 x Thickness			
Welded Bend Radius		6.0 -10.0 x Thickness			
Nominal Hardness		33 HRC			
PHYSICAL PROPERTIES					
Nominal Beta Transus	°C (°F)	996 (1825)			
Coefficient of Thermal Expansion 10 ⁻⁶ /°C (10 ⁻⁶ /°F)	0-100°C (32-212°F)	9.0 (5.0)			
	0-315°C (32-600°F)	9.5 (5.3)			
	0-538°C (32-1000°F)	10.1 (5.6)			
	0-648°C (32-1200°F)	10.6 (5.9)			
	0-816°C (32-1500°F)	11.0 (6.1)			
Density	g/cm ³ (lbs/in ³)	4.43 (.160)			
Melting Point, Approx.	°C (°F)	1650 (3000)			
Electrical Resistivity @ R.T.	10 ⁻⁶ ohm•cm (10 ⁻⁶ ohm•in)	171 (434)			
Modulus of Elasticity – Tension	GPa (10 ³ ksi)	114 (16.5)			
Modulus of Elasticity – Torsion	GPa (10 ³ ksi)	42 (6.1)			
Thermal Conductivity	W/m•°C (BTU/hr•ft•°F)	6.6 (3.8)			
Specific Heat	J/Kg•°C (BTU/lb•°F)	565 (0.135)			
Weldability		Very Good			
Industry Specifications		ASTM - B265, B348, B381, B861, F467 and F468; AMS - 4911, 4928, 4935, 4965 and 4967; MIL-T - 9046 and - 9047 *See Ti-6-4 heat treatment information in back of booklet			

PŘÍLOHA P 5: STRUKTURA Ti-6Al-4V



PŘÍLOHA P 6: STRUKTURA Ti-6Al-4V

