

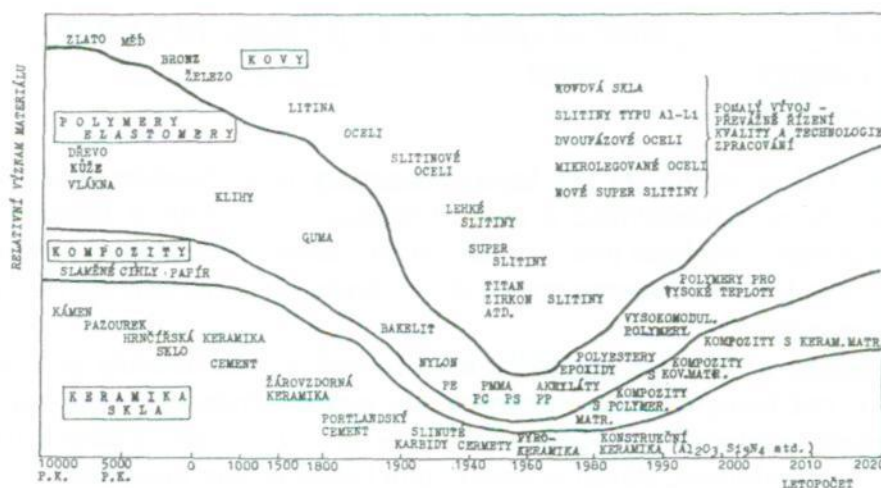
1.1 Vývoj, rozdělení a charakteristika technických materiálů

Materiály vždy zaujímaly významné postavení ve vývoji lidské společnosti. Vývojové etapy lidstva nesou názvy podle hlavního v té době používaného materiálu. Známe dobu kamennou, dobu bronzovou a dobu železnou, vrcholící v 19. a 20. století. Pro název současné etapy se nabízí z tohoto pohledu tři varianty: doba křemíková, doba multimateriálová, nebo doba materiálů „šitých na míru“.

Rozvoj technických věd a výroby je často limitován materiálem a technologiemi jeho zpracování, které mají konstruktéři v jednotlivých oborech k dispozici. Zatímco ještě v polovině tohoto století byla tvorba nových materiálů především záležitostí metalurgů, dnes se na ní podílejí fyzici, chemici, strojaři, elektronici i další specialisté. Materiály vyvíjené původně nejen pro vojenskou techniku a kosmický výzkum, ale i pro sport, dnes pronikají do běžné technické praxe. V současnosti se hovoří o „zlatém věku materiálů“ a je zdůrazňováno, že právě materiály jsou klíčem k inovacím tohoto tisíciletí.

V současné době mají inženýři k dispozici 40.000 až 80.000 různých materiálů. Přesto že je snaha standardizací toto množství snížit, kontinuální vývoj nových materiálů s požadovanými vlastnostmi toto spektrum stále rozšiřuje. To samozřejmě ztěžuje výběr nejvhodnějšího materiálu (kap. 7). Ten je třeba vždy provádět ve vazbě na užité vlastnosti výrobku, dostupné výrobní a zpracovatelské technologie, cenu výrobku a v neposlední řadě i jeho vliv na životní prostředí.

Vývoj inženýrských materiálů a jejich výroby je patrný z obr. 1-1, současná světová spotřeba vybraných materiálů je zachycena v tab. 1-1.

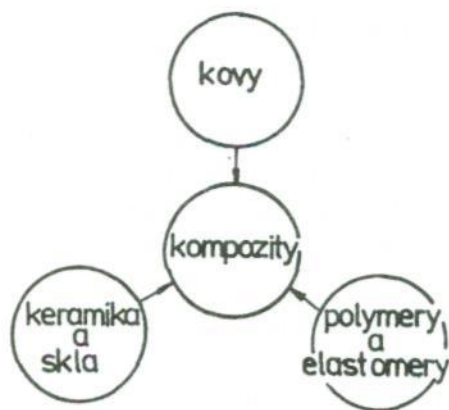


Obr. 1-1 Vývoj relativního významu různých druhů materiálů a jeho tendence

Z obr. 1-1 je patrné, že zatímco v 60. a 70. letech hrály rozhodující roli kovové materiály, je v současné době jejich dominantní úloha zčásti nahrazována ostatními skupinami perspektivních materiálů s lepšími užitnými vlastnostmi. Tento trend se předpokládá i v budoucnosti.

V současné době je možno inženýrské konstrukční materiály rozdělit podle obr. 1-2 do čtyř skupin, v každé skupině jsou vždy materiály s podobnými vlastnostmi, podobnými

výrobními a zpracovatelskými technologiemi a často i obdobnými aplikacemi. Přehled základních vlastností inženýrských materiálů udává tabulka I-II.



Obr. 1-2 Základní dělení inženýrských materiálů

Tab. 1-1 Roční světová spotřeba vybraných materiálů v letech 1999 - 2001

materiál	mil.tun
beton	1150
ocel	910
hliník	20
měď	15
nikl	1
hořčík	0,38
molybden	0,12
wolfram	0,04
plasty	150
kompozity s polymerní matricí	2,7

Tab. I-II Vlastnosti technických materiálů

vlastnost	kovy	keramika	polymery
hustota [g/cm^3]	2 až 22	2 až 19	1 až 2
tvrdost	střední	vysoká	nízká
tvařitelnost	dobrá	špatná	dobrá
pevnost v tahu R_m [MPa]	do 2 500	do 400	do 140
modul pružnosti E [MPa]	$(0,15 \text{ až } 4) \cdot 10^5$	$(1,5 \text{ až } 4,5) \cdot 10^5$	$(0,01 \text{ až } 0,1^*) \cdot 10^5$
žárupevnost	špatná až střední	vynikající	—
tepelná vodivost	střední až vysoká	střední (s teplotou rychle klesá)	velmi nízká
elektrické charakteristiky	vodiče	izolátory	izolátory

*) vlákny zpevněný polymer

Z tab. I-II je patrné, že pro kovové materiály jsou charakteristické vysoké moduly pružnosti. Kovy jsou houževnaté a dobře tvařitelné, mají dobrou tepelnou a elektrickou vodivost. Mají menší odolnost proti korozi. Svými vlastnostmi leží mezi keramikou a skly, na straně jedné a polymery a elastomery na straně druhé. Je je možno zpevňovat legováním a tepelným zpracováním.

Keramické a skleněné materiály mají rovněž vysoké moduly pružnosti, jsou však velmi křehké, což komplikuje jejich konstrukční použití. Protože se však vyznačují vysokou tuhostí, tvrdostí, odolností vůči opotřebení a lze je využít i při vysokých teplotách a mají výbornou korozní odolnost, stávají se atraktivním konstrukčním materiálem.

Polymery a elastomery mají naopak nízké moduly pružnosti. Jsou poměrně pevné a lehké. Jejich vlastnosti však silně závisí na teplotě. Velmi dobře se tvarují, jsou odolné proti korozi a mají nízký koeficient tření. Jejich konstrukční využití se stále rozšiřuje.

Kompozitní materiály spojují vlastnosti materiálů, které je tvoří. Získáme tak sice drahé materiály, ale materiály s vynikajícími užitnými vlastnostmi.

Podrobnější rozdělení materiálů do podskupin je možno provést podle řady dalších kritérií, např. podle chemického složení, podle vlastností, podle tvaru, podle zpracování, podle průmyslového odvětví, kde jsou materiály využívány, podle cenových relací apod.

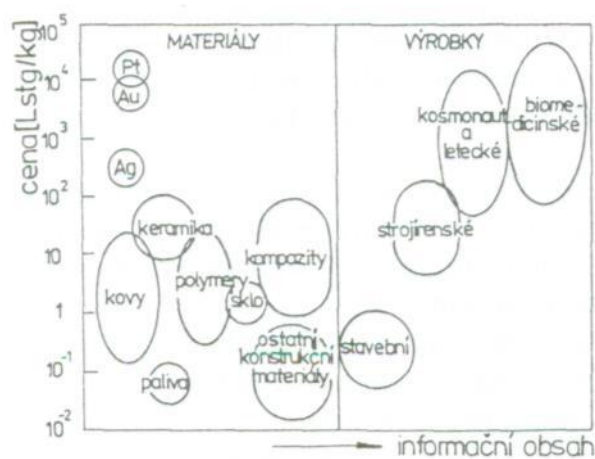
1.2 Technicko-ekonomické a ekologické aspekty výroby, zpracování a použití materiálů a výrobků

Význam jednotlivých skupin technických materiálů, měřený objemem roční světové spotřeby (tab. 1-I), je samozřejmě velmi rozdílný. Zcela jednoznačně dominují kovy, zejména oceli, jejichž roční spotřeba dosahuje přibližně 910 mil.tun. Více se spotřebuje jen betonu (1150 mil. tun). Ve vyspělých zemích neustále roste spotřeba plastů, která v r. 1995 činila 100 mil. tun, dnes již činí 150 mil. tun. Vzhledem k nízké specifické hmotnosti plastů je jejich spotřeba co do objemu téměř srovnatelná se spotřebou oceli. Rychle se zvyšuje i spotřeba kompozitů s polymerní matricí, i když je dosud absolutně (2,7 mil. tun) poměrně malá.

Po roce 1990 prošlo hutnictví v ČR zásadními strukturálními změnami souvisejícími s nezbytným omezením výroby oceli, v níž jsme do roku 1900 měli pochybné světové prvenství v přepočtu na jednoho obyvatele (1 t/obyv./rok). Pokles výroby oceli se dnes zastavil na 5 až 6 Mt oceli za rok, při významném zvýšení technické úrovně hutnictví a jakosti jeho výrobků. I při důsledném využití intelektuálních kapacit se tento přerod neobešel bez investičně náročné modernizace hutních provozů.

Objem výroby všech neželezných kovů představuje asi jednu desetinu objemu výroby železa ve světě (cca 100 Mt ročně) a nepředpokládá se jeho další výrazný růst. V dřívějším Československu a ani v ČR nebyl plně zachycen celosvětový trend ústupu od obecného nasazení neželezných kovů. Budoucnost totiž jednoznačně patří speciálnímu použití, pro které jsou rozhodující buď technická nebo ekonomická hlediska, v ideálním případě oba ukazatelé. Zatímco v roce 1990 se v ČR spotřebovalo cca 0,4 Mt hutních výrobků z neželezných kovů, v současné době je spotřeba téměř poloviční.

Největší roční nárůst spotřeby materiálů je v obalové technice (11,5%), následuje aeronautika (10%), automobilový průmysl (7,5%), sportovní potřeby (6%), elektronika a elektrotechnika (6%), strojírenství (6%), stavebnictví (3%). Současné cenové relace jednotlivých skupin technických materiálů včetně stavebnin a paliv ve srovnání s cenou výrobků vybraných průmyslových odvětví jsou patry z obr. 1-3. Měrné ceny výrobků rostou s informačním obsahem, který je možno chápat jako množství teoretických a praktických poznatků nezbytných ke zhotovení různých výrobků v daném průmyslovém odvětví.



Vývoj a optimální využívání stávajících i nových progresivních materiálů a technologií jejich zpracování se stávají v současné době národním ekonomickým imperativem pro ty státy, které si chtějí zajistit trvalý ekonomický růst i jistou ekonomickou nezávislost.

Nové materiály a technologie se stávají jednou z hlavních priorit výzkumu a vývoje. Za progresivní materiály pokládáme ty, u nichž prvořadý význam má syntéza a řízení jejich struktury pro dosažení přesně definovaných vlastností pro požadovanou konfiguraci. Mezi progresivní materiály lze zařadit materiály uvedené v tab. 1-III.

Obr. 1-3 Současné cenové relace vybraných materiálů a výrobků

Tab. 1-III Perspektivní materiály

KERAMIKA, KOMPOZITY, KOVOVÁ SKLA, NANO A MIKRO-KRYSTALICKÉ MATERIÁLY, NOVÉ JAKOSTI OCELI (VYSOKÁ MIKROČISTOTA, ÚZKÉ ROZMEZÍ CHEMICKÉHO SLOŽENÍ), FUNKČNĚ GRADIENTNÍ MATERIÁLY, KOVY S TVAROVOU PAMĚTÍ, INTERMETALIKA, NOVÉ SLITINY, INTELIGENTNÍ MATERIÁLY

Tab. 1-IV Prioritní oblasti materiálového výzkumu a vývoje v ČR rozdělené podle cílových oblastí

Výzkumná podpora rozvoje tradičních odvětví	Výzkumná podpora zejména inovačních firem	Výzkumná podpora nových perspektivních oborů	Teoretická podpora výzkumu
Technické polymery a jejich komponenty Materiály pro vysoké teploty a tlaky Pokročilé oceli a související technologie Textilní materiály a jejich technologie Anorganická skla a jejich technologie Progresivní materiály pro stavby a konstrukce	Progresivní keramické materiály Materiály pro biomedicinské aplikace Materiály s vysokým poměrem pevnost/hustota Povrchové inženýrství Elektrotechnické a fotonické materiály a struktury	Nanomateriály a nanotechnologie Inteligentní materiály a struktury	Degradace materiálů, její omezování a řízení Modelování v materiálovém inženýrství

Z tabulky 1-IV je zřejmé, že termín progresivní materiál nemusí vždy znamenat materiál nový. V poslední době je často preferován další vývoj již existujících materiálů. Je to často levnější a z hlediska trhu výhodnější, protože vývoj nového materiálu trvá několik let a vždy negarantuje vznik nového výrobku nebo trhu. Navíc zavedení nového materiálu do výroby není jednoduché a vyžaduje splnění určitých podmínek mezi něž patří nezbytná potřeba, dostatečná „zralost“ vývoje nového materiálu, vhodná kombinace nabídky a poptávky, dostupnost materiálu a jeho cena.

Přestože zlepšování vlastností a jejich přizpůsobování požadavkům u tradičních materiálů je menším rizikem než nákladný vývoj nových materiálů, jsou v mnoha oblastech možnosti stávajících materiálů již vyčerpány a proto je realizován a podporován svým způsobem vždy rizikový vývoj materiálů nových (medicína, informatika, jaderná energetika, kosmonautika, obrana apod.).

K ekologickým aspektům výroby materiálů, zpracování a použití výrobků je nutno přihlížet už při volbě materiálu pro daný výrobek (kap. 7). Přímý negativní dopad nevhodné volby materiálu na člověka a jeho životní prostředí (zejména toxicita) musí být samozřejmě vyloučen. Mezi hlavní faktory z ekologického pohledu patří

- surovinová náročnost, těžba a zpracování surovin (např. s výrobou slitin železa souvisí těžba jeho rud, koksovatelného uhlí, vápence a vysoká spotřeba energie),
- energetická náročnost (typickým příkladem je výroba Al z bauxitu),
- bezpečnost a dlouhodobá spolehlivost konstrukce (tankery, kontejnery na nevyhořelé jaderné palivo aj.),
- možnost recyklace,
- toxicita.

Toxické vlastnosti má řada prvků i anorganických a organických sloučenin. Toxické účinky různých látek můžeme zásadně rozdělit na akutní a následné. Ve druhé skupině se dále rozlišují účinky mutagenní, karcinogenní a teratogenní.

Podrobným studiem účinků kovů na lidský organismus se stále rozšiřuje soubor těch, které jsou pro zdraví škodlivé. K prokazatelně škodlivým kovům již ve stopových množstvích patří As, Cd, Hg, Se a Th, zatímco toxicita jiných kovů (Co, Ni, Pb, V, Zn) závisí na velikosti a četnosti dávek. V poslední době se velmi diskutuje o vlivu hliníku na senilní demenci. Možnosti zneškodnění kovových odpadů se omezují na extrakci kovů nebo na jejich vázání do minimálně rozpustné formy.

V toxikologii polymerů jsou významné účinky zbytků monomerů, aditivních látek a látek vznikajících při likvidaci polymerů. Z celé řady škodlivých monomerů (např. vinylchlorid, akrylonitril, metakrylát aj.), je nejdůležitější vinylchlorid - karcinogenní monomer, jehož obsah se v polyvinylchloridu omezuje na 1 mg/kg. Toxikologickou závažnost jednotlivých plastů charakterizuje stupeň migrace toxických látek do prostředí, zejména do potravin z obalových materiálů. Při likvidaci polymerů mohou nevhodným spalováním vznikat jedovaté plyny jako chlorované dioxiny či dibenzofurany.

Ekologicky příznivým opatřením je zavádění výroby respektujících všechny možné způsoby recyklace. Z jednotlivých skupin materiálů jsou prakticky zcela recyklovatelné oceli. To je však spojeno s celou řadou problémů a zvýšenými náklady např. v souvislosti s tříděním a čištěním odpadu třískového obrábění nebo tříděním vratného odpadu. Známým problémem vratného odpadu oceli je rostoucí obsah mědi a povrchově aktivních prvků. Neželezné kovy jsou recyklovatelné asi z 90%. Plasty jsou recyklovatelné pouze částečně, neboť tuto schopnost mají pouze ty termoplasty, které neobsahují různá plniva (křída, mastek, sklo aj.), termosety recyklovat nelze. V současnosti se cca 60% plastových odpadů recykluje, 30% spaluje a 10% umísťuje na skládkách. Elastomery (např. guma) se recyklovat nedají, ale hledají se pro ně dodatečné možnosti uplatnění, ke kterým třeba patří použití drcené gumy při stavbě silnic. Keramika a skla jsou recyklovatelné bez větších problémů, to však neplatí o kompozitech s polymerní maticí.

Z ekologického hlediska je příslibem zavádění výrobků recyklaci usnadňujících. Při jejich výrobě musí být zajištěno:

- použití materiálů, které jsou recyklovatelné nebo použitelné pro jiný účel,
- minimalizování počtu materiálů v jednom výrobku, nebo používání z hlediska recyklace kombinovaných materiálů,
- spojení recyklačně nekombinovatelných materiálů demontovatelným způsobem,
- označování plastů.

Uvedená opatření však musí být propojena s požadavky na finální užité vlastnosti (kap. 7). Malý počet materiálů a jednoduchá demontáž jsou často neslučitelné s požadavky na vysoký výkon, dlouhou životnost atd. Určitým vodítkem pro posouzení demontovatelnosti jsou i nároky na údržbu a opravy zařízení.

Novým vývojovým směrem je zavádění degradabilních materiálů, především organických, tedy plastů, které se mohou začlenit do přírodního koloběhu látek. V degradačním procesu se u nich uplatňují mechanismy, které vedou k rozštěpení molekulárních řetězců na kratší útvary, které snadno podléhají biodegradaci působením mikroorganismů. Degradabilní plasty se mohou rozkládat kdekoli ve volné přírodě, přednostně na skládkách nebo na hladinách moří. K účinné biodegradaci dochází při kompostování degradabilních plastů, při níž vzniká humus. Ten lze využívat k pěstování některých zemědělských plodin, jež jsou základní surovinou právě pro výrobu degradabilního plastu. Tak lze vytvořit uzavřený přírodní cyklus nepoškozující životní prostředí.

2. TEORETICKÉ ZÁKLADY NAUKY O MATERIÁLU

2.1 Atomová a molekulární struktura

2.1.1 Struktura atomu

Podle *klasického modelu atomu*, se atom skládá z jádra, okolo kterého se pohybují elektrony ve vzdálenosti asi 10^{-1} m. Jádro atomu je složeno z protonů a neutronů. V jádře vodíku je jeden proton, ale jádra všech ostatních prvků obsahují protony a neutrony přibližně ve stejném počtu. Hmotnost protonu a neutronu jsou stejné, ale 1840 x větší než hmotnost elektronu (10^{-27} g). Záporný elektrický náboj, který má elektron, je stejný jako kladný náboj protonu ($1,6 \cdot 10^{-19}$ C). Neutrony jsou elektricky neutrální.

Každý chemický prvek je charakterizován protonovým číslem Z , které udává počet elektronů v jádře, což jsou *izotopy* daného prvku. Izolovaný atom je elektricky neutrální soustavou, ve které je kladný náboj jádra $+Z \cdot e$ kompenzován nábojem všech elektronů $-Z \cdot e$. Děj, který vede ke snížení nebo ke zvýšení počtu elektronů v atomu se označuje jako *ionizace*. Poklesne-li počet elektronů, vznikne z neutrálního atomu kationt, v opačném případě vznikne aniont.

Pohyb elektronů v atomu není možné vysvětlit jen použitím zákonů klasické mechaniky, kterým odporují experimentální pozorování jednak stability atomů, jednak ostrosti spektrálních čar záření, které vzniká ve hmotě.

Kvantově-mechanický model atomu, nejen uspokojivě vystihuje pohybové stavy elektronů, ale také v aplikaci na makroskopické děje dává stejné výsledky jako klasická Newtonova mechanika. Největší pravděpodobnost výskytu elektronu je v té poloze, která je určena klasickou mechanikou. Vlnová mechanika však nepracuje přímo s pravděpodobností, nýbrž s vlnovou funkcí ψ . Pravděpodobnost výskytu elektronu v okolí jádra atomu je úměrná ψ^2 . Funkce ψ je určena Schrödingerovou rovnicí, která je aplikací obecné vlnové rovnice na de Broglieho doprovodné vlny (1927) spjaté s pohybem každé částice. Pro vlnovou délku doprovodných vln platí

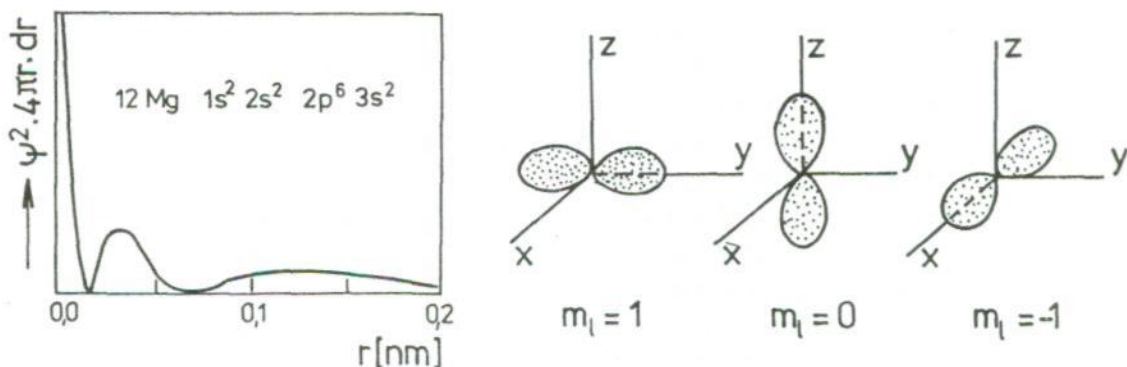
$$\lambda = \frac{h}{m \cdot v} \quad (2.1)$$

kde $m \cdot v$ je hybnost částice, a $h = 6,6 \cdot 10^{-34}$ J·s (Planckova konstanta).

Různé stacionární stavy pohybu elektronu v atomu jsou vyjádřeny různými tvary funkce ψ v okolí jádra. Ta je dostatečně veliká do vzdálenosti 10^{-10} m od jádra, ale uvnitř této oblasti má často složitý průběh. Význačnými jsou ta místa (uzly), kde se elektron nemůže nacházet ($\psi = 0$). Celkový počet uzlových ploch je určen hlavním *kvantovým číslem* n . V základním pohybovém stavu, v němž má elektron nejmenší energii, je $n = 1$. Funkce ψ je v tomto stavu kulově symetrická a s radiální vzdáleností od jádra klesá exponenciálně, až v nekonečnu $\psi = 0$, takže uvnitř atomu nejsou žádné uzlové plochy.

Pohybové stavy s vyšší energií než v základním stavu mají uvnitř atomu uzlové plochy, které jsou buď kulové se středem v jádru, nebo rovinné procházející jádrem. Stavy se sférickými uzlovými plochami se nazývají stavy s . Pro každé hlavní kvantové číslo n lze najít pouze jeden s -orbitální model (obr. 2-1). Jeho kulová souměrnost vylučuje jakýkoliv preferovaný směr pohybu elektronu. Pohybové stavy, které mají uzlové roviny, nejsou souměrné, takže pravděpodobnost výskytu elektronu je v některých směrech od jádra větší

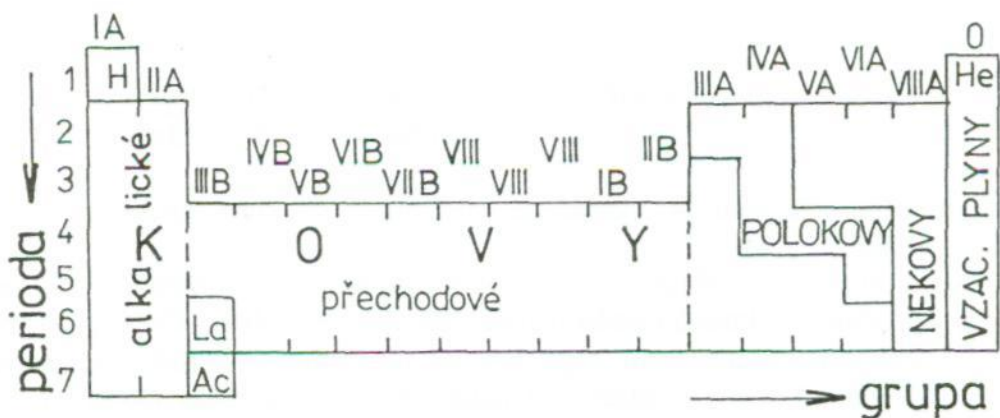
než v jiných směrech. Tyto stavy vyvolávají směrové vazby mezi atomy (kap.2.1.2). Uvedené rovinné uzlové plochy se označují druhým (azimutálním) kvantovým číslem $l = 0, 1, 2, 3, \dots$ ($l-1$). Stavy s kvantovým číslem $l = 1, 2, 3$ se nazývají stavy p, d, f .



Obr. 2-1 (vlevo) Pravděpodobnost výskytu elektronu ve stavu 3s v závislosti na vzdálenosti od jádra atomu odvozená z vlnové funkce hořčíku

Obr. 2-2 (vpravo) Energie elektronu v různých kvantových stavech

O tom, které z výše uvedených dovolených pohybových stavů se realizují, rozhodují dva principy. Podle prvního principu dávají dynamické soustavy přednost těm stavům, ve kterých mají minimální energii. Podle druhého, Pauliho vylučovacího principu, nemohou v atomu existovat dva elektrony, které by měly stejná všechna čtyři kvantová čísla. Pauliho princip se vztahuje ke kvantově-pohybovým stavům, nikoliv k jejich *energetickým hladinám*. Různé kvantově-pohybové stavy mají obvykle různé energetické hladiny, ale pokud jsou degenerované, mohou mít i stejné hladiny. Velikost energie elektronu v jeho jednotlivých stavech je na obr. 2-2, ze kterého je zároveň zřejmý postup při zaplňování kvantově-pohybových stavů s rostoucím atomovým číslem Z prvků. Obsazení kvantově-pohybových stavů elektrony v každém prvku se nazývá jeho *elektronovou strukturou* (konfigurací), která např. u Mg s 12 elektrony se zapisuje $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2$.



Obr. 2-3 Schéma upravené periodické tabulky prvků

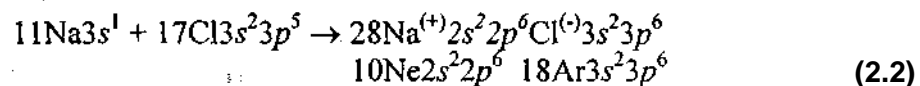
Periodicky se opakující charakter elektronové struktury prvků je příčinou periodicity jejich chemických a fyzikálních vlastností. První systematické uspořádání prvků, ovšem podle rostoucí atomové hmotnosti, vytvořil v tabelované formě Mendělejev (1869) bez znalosti elektronové struktury. Chemické vlastnosti prvků jsou určovány počtem valenčních elektronů především ve stavech s a p ve vnější elektronové slupce. Vzácné plyny, s výjimkou He, mají stabilní elektronovou strukturu s^2 a p^6 . Ostatní prvky se dělí podle struktury vnějších elektronových slupek na ty, které k tomu, aby nabyly elektronové struktury vnější slupky nejbližšího vzácného plynu, odevzdávají valenční elektrony, a na prvky, které ke stejnému účelu valenční elektrony přijímají.

Podle postavení v periodické tabulce, upravené pro fyzikální účely oddělením podskupin A a B všech sloupců (grup) se prvky dělí na *kovy* a *nekovy*, mezi nimiž je malá skupina přechodových prvků (polokovů) - obr. 2-3. Většina prvků patří ke kovům, které jsou elektropozitivní s malým počtem valenčních elektronů (obvykle 1 nebo 2). Alkalické kovy jsou chemicky velmi reaktivní a mají špatné mechanické vlastnosti. Přechodové kovy mají stavy d jen částečně zaplněny elektrony s výjimkou sloupce IB (Cu, Ag, Au); mají dobré mechanické vlastnosti. S rostoucím počtem valenčních elektronů kovová povaha slábne a prvky se 3 až 5 valenčními elektrony ($Al3s^23p^1$, $Bi6s^26p^3$) mají *amfoterní* povahu. K významným přechodovým prvkům mezi kovy a nekovy patří prvky ve sloupci IVA (C, Si, Ge). Nekovy ve sloupci VIIA se nazývají halogeny.

2.1.2 Vazby mezi atomy a molekulami

Podstata a druhy vazeb

Klasickému modelu atomu odpovídá Kosselova-Lewisova (1916) *teorie valenční podstaty* vazeb mezi atomy a molekulami a rozdělení těchto vazeb. Za základní druhy vazeb pokládá tato teorie vazbu iontovou a vazbu kovalentní. *Iontová vazba* se týká jen prvků ležících v periodické tabulce blízko vzácných plynů, jejichž elektronové struktury se snaží tyto prvky dosáhnout, přičemž mohou přijmout nebo odevzdat jen malý počet elektronů. Pohyb elektronů mezi atomy se řídí poměrnou elektronegativitou zúčastněných atomů. Tu můžeme definovat jako schopnost atomů přitahovat valenční elektrony (kap. 2.1.3). Vzniklé ionty se vzájemně přitahují elektrostatickými silami. Pokud vzniknou molekuly, tak jsou polární. Sloučeniny s iontovou vazbou jsou v roztoku nebo tavenině elektricky vodivé. Např. přenos valenčního elektronu mezi sodíkem a chlorem při vzniku chloridu sodného lze vyjádřit takto:



když v uvedeném schématu je vyznačena jen vnější struktura elektronů uvažovaných chemických prvků.

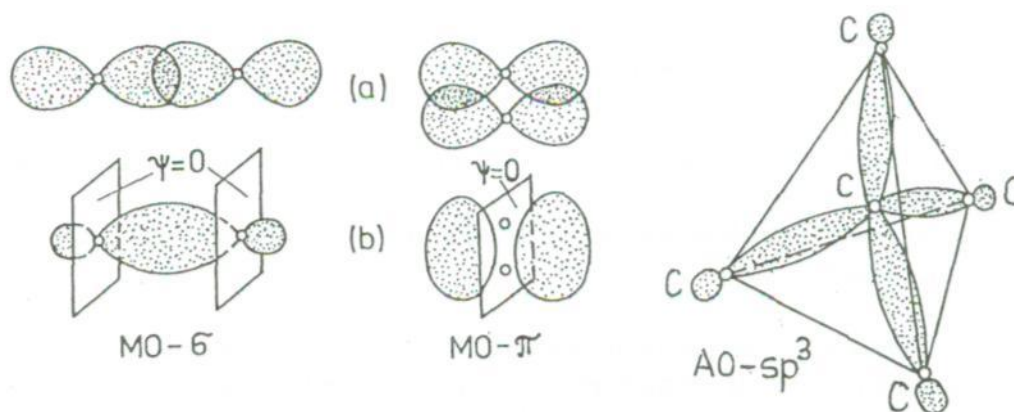
Kovalentní vazba je charakterizována na rozdíl od iontové vazby sdílením jedné nebo více dvojic valenčních elektronů (vazba jednoduchá či vícenásobná). Čistá kovalentní vazba, tj. mezi stejnými atomy je nepolární (např. H_2), ale při rozdílné polaritě zúčastněných atomů není dvojice elektronů stejně vzdálena od jader obou atomů, takže molekula má určitou polaritu (např. HCl). Zvláštním případem je vazba koordinačně kovalentní, v níž elektronovou dvojici poskytne jeden atom.

Kovová vazba umožňuje valenčním elektronům, aby se jako plyn (mrak) volně pohybovaly mezi kationty a vyvolaly vazebné síly obdobně jako u vazby kovalentní. Velká pohyblivost elektronového plynu je příčinou velké elektrické a tepelné vodivosti kovů.

Vodíková vazba (vodíkový můstek) vzniká v důsledku vazby vodíku se silně elektronegativním prvkem (F, N, O), čímž na vodíku převáží kladný elektrický náboj protonu. Takový vodíkový kationt se může vázat na jiný atom elektronegativního prvku elektrostatickou silou.

Kvantová mechanika vysvětluje podstatu různých vazeb mezi atomy a molekulami hybridací různých elektronových orbitalů, ke které dochází po přiblížení atomů. Jde o výraznou změnu tvaru (deformaci) původních elektronových orbitalů příslušejících izolovaným atomům (zkráceně atomových orbitalů AO) v nové elektronové orbitaly příslušející vzniklé molekule (zkráceně molekulové orbitaly MO). Rozlišujeme dva typy molekulových orbitalů (obr. 2-4) : MO- σ vznikají při čelním překrývání AO, MO- π vznikají při bočním překrývání AO. Vznik obou typů MO je na obr. 2-4 ilustrován hybridací $2p$ AO. V případě MO- σ existují dvě uzlové roviny s nulovou vlnovou funkcí, které jsou rovnoběžné a každá prochází jádrem jiného atomu. Naproti tomu u MO- π existuje jen jedna uzlová rovina jdoucí jádrem obou atomů. K hybridizaci může dojít i mezi dalšími AO, např. mezi atomy uhlíku, když vzniknou 4 hybridní AO označené jako sp^3 , které vzájemně svírají prostorový úhel 120° (tetraedrické hybridní AO). Tyto prostorově směřované AO jsou podstatou diamantové krychlové krystalové struktury.

MO- σ jsou podle kvantové mechaniky podstatou *kovalentní vazby*. Překrýváním elektrony ne zcela zaplněných AO p a d často vznikají MO- π , pro které je příznačná velká pohyblivost elektronů, charakterizující *vazbu kovovou*. *Vazba iontová* je extrémním případem vazby kovalentní. Před tím, než dojde k hybridizaci, jsou atomy a molekuly vzájemně přitahovány pouze slabou vazbou *van der Waalsovou*, jejíž podstatou je fluktuující elektrostatické pole vytvářené pohybem elektronů kolem jádra atomu.



Obr. 2-4 Vznik molekulových orbitalů : (a) překrývání $2p$ AO, (b) MO- σ a MO- π

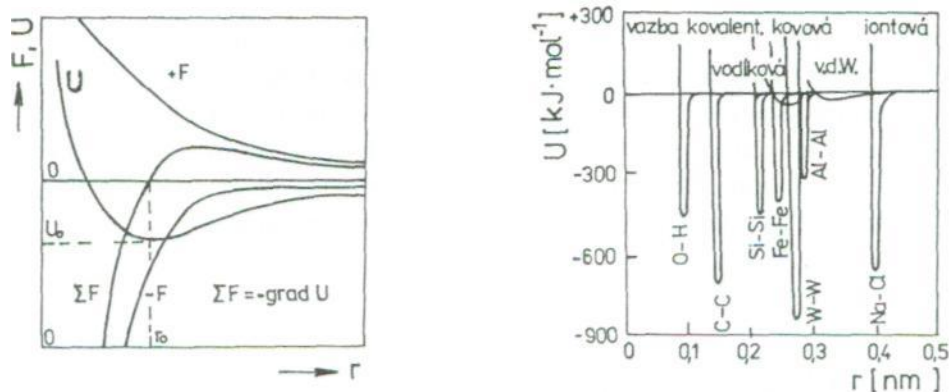
Energie vazeb

Síly působící mezi dvěma atomy můžeme rozdělit na *přitažlivé*, které jsou účinné na poměrně velkou vzdálenost a na síly *odpudivé*, které jsou silami s krátkým dosahem. To znamená, že odpudivá síla je na velkou vzdálenost menší, ale na krátkou vzdálenost větší než síla přitažlivá (obr. 2-5). Vzdálenost, ve které jsou obě síly stejně velké je *rovnovážnou vzdáleností* dvojic atomů r_0 . Je-li výsledná síla $\sum F$ gradientem *potenciální energie* U , je tato energie v rovnovážné vzdálenosti minimální U_0 . Jsou-li atomy dostatečně vzdáleny, je energie jejich interakce blízká nule. Přiblíží-li se atomy na vzdálenost několika jejich průměrů, zvětší se přitažlivá síla a potenciální energie klesá k záporným hodnotám, neboť byla vykonána určitá práce. Při malých vzdálenostech atomů rychle roste odpudivá síla, která již převládá

nad silou přitažlivou, práce se spotřebuje, potenciální energie roste. Závislost potenciální energie na vzdálenosti mezi atomy vyjadřuje vztah

$$U = -\frac{A}{r^n} + B \cdot \exp\left(\frac{r}{\rho}\right) \quad (2.3)$$

v němž A , B , n a ρ jsou konstanty charakterizující atomovou strukturu daného prvku. Minimální hodnota U_0 se rovná práci, která je třeba na oddálení atomů do takové vzdálenosti, ve které zůstanou volné - je to *energie vazby* mezi atomy. Tato energie se u jednotlivých druhů vazeb pohybuje v širokém rozmezí hodnot, např. u vazby kovové mezi $70 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ pro Hg a $850 \text{ kJ}\cdot\text{mol}^{-1}$ pro W. U vazby kovalentní také záleží na tom, zda jde o vazbu jednoduchou či vícenásobnou. Vazba atomů uhlíku v obr. 2-6 se týká diamantu. Nejmenší je energie vazby van der Waalsovy.



Obr. 2-5 (vlevo) Schéma závislosti vazebných sil a energie na vzdálenosti mezi dvěma izolovanými atomy (ionty)

Obr. 2-6 (vpravo) Závislost potenciální energie dvou atomů (iontů) na jejich vzdálenosti pro různé druhy vazeb

Vedle potenciální energie mají částice hmoty také *kinetickou energii* spjatou s jejich tepelným pohybem. Tak u dvouatomové molekuly kmitají atomy kolem rovnovážné vzdálenosti r_0 s téměř stálou frekvencí a amplitudou přímo úměrnou teplotě. Jestliže kinetická energie převyší U_0 meziatomová vazba se poruší. Protože mírou střední hodnoty kinetické energie částic je teplota, potom mírou energie vazby v tuhých látkách je jejich *teplota tání* a v kapalinách to je *teplota vypařování*.

2.1.3 Atomy a molekuly v plynech, kapalinách a tuhých látkách

U všech látek se rozlišují tři základní skupenské stavy hmoty: plynný, kapalný a tuhý. Dalším čtvrtým stavem hmoty je plazma, které vzniká ionizací plynu vysokou teplotou nebo elektrickým výbojem. Jednotlivé stavy hmoty se od sebe liší vzájemným silovým působením a uspořádáním základních stavebních částic - elektronů, atomů, iontů a molekul. Bez pevné vzájemné vazby jsou tyto částice ve stavu plazmatu.

Plynný stav se vyznačuje volnou pohyblivostí molekul, mezi nimiž působí jen velmi malé přitažlivé síly, jednotlivé molekuly mají mezi sebou vzdálenosti řádově nanometru. Plyny proto nemají stálý objem, s teplotou se rozpínají, dají se snadno stlačovat a jejich hustota je malá. Podle kinetické teorie se částice plynu neustále pohybují, narážejí jednak na sebe, jednak na stěny nádoby, ve které se nacházejí. Tím působí na stěny nádoby určitým tlakem. Rychlost pohybu molekul a tím i tlak plynu rostou s teplotou a počtem molekul plynu v jednotce objemu.

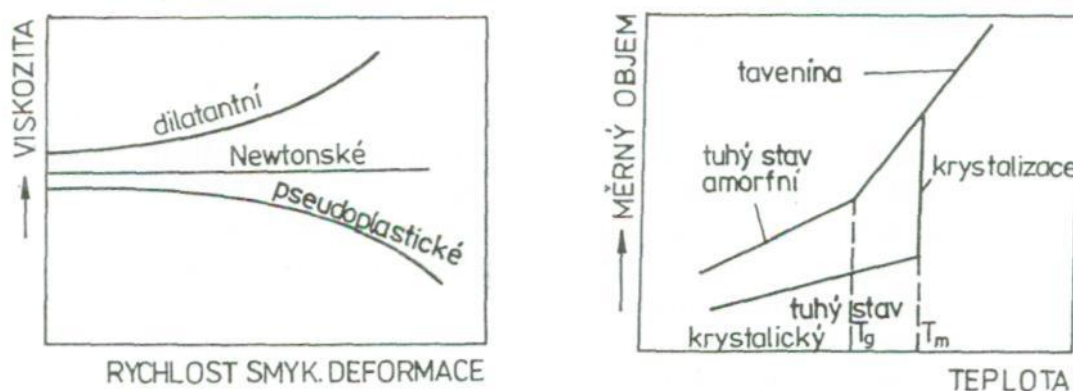
Za předpokladu, že molekuly plynu jsou bezrozměrné a neexistují mezi nimi přitažlivé síly, byl vytvořen model ideálního plynu, který se chová podle stavové rovnice. Stavová rovnice v sobě zahrnuje Avogadrův zákon, který říká, že stejné objemy různých plynů obsahují při stejné teplotě a tlaku stejný počet molekul (jeden mol molekul plynu představuje $6,022 \cdot 10^{23}$ molekul).

Pro reálné plyny, v nichž mají částice určitý objem a existují mezi nimi přitažlivé síly, platí stavová rovnice ve tvaru

$$\left(p + \frac{n^2 \cdot a}{V^2}\right) \cdot (V - n \cdot b) = n \cdot R \cdot T \quad (2.4)$$

kde p je tlak plynu (Pa), V je objem (m^3), T teplota (K) a R univerzální plynová konstanta ($8,3143 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$), n je počet molů, člen $n^2 \cdot a/V^2$ je korekce na mezimolekulární přitažlivé síly, b je korekce na objem molekul reálného plynu. Konstanty a , b jsou pro každý plyn charakteristické a jsou tabelovány.

Kapalný stav se vyznačuje značným stěsnáním molekul, avšak při částečném zachování jejich volné pohyblivosti. Kapaliny mají prakticky stálý objem, ale snadno proměnlivý tvar. Vzdálenost mezi jednotlivými molekulami je menší a je již srovnatelná s vlastními rozměry atomů (desetiny nanometru), mezimolekulární přitažlivé síly se uplatňují v mnohem větší míře. Pohyb sousedních molekul a vrstev kapaliny po sobě (tok) se projevuje vnitřním třením, které je závislé na velikosti mezimolekulárních sil. Nejdůležitější charakteristikou kapalin je viskozita, která buď na rychlosti deformace nezávisí (newtonovské chování) nebo s rostoucí rychlostí deformace klesá (pseudoplastické chování) nebo roste (dilatantní chování), jak znázorňuje obr. 2-9.



Obr.2-7 (vlevo) Tokové chování kapalin

Obr.2-8 (vpravo) Teplotní závislost měrného objemu krystalizujících a nekrystalizujících látek

Viskozita hraje dominantní roli prakticky u všech zpracovatelských technologií polymerních materiálů. Polymerní taveniny se chovají jako pseudoplastické kapaliny. Souvisí to s řetězcovým charakterem molekul, které se napřimují do směru toku a dochází tak ke vzniku orientace v tavenině. S rostoucím smykovým napětím se orientace zvětšuje, což vede

k poklesu viskozity. Makromolekulami látky jsou mimoto charakteristické tím, že viskozita je přímo úměrná velikosti molekul.

S rostoucí teplotou se zvětšuje pohyb molekul, což má za následek zmenšování viskozity. Pro jednoduché nízkomolekulární kapaliny chovající se podle Newtonova vztahu platí pro teplotní závislost Arrheniova rovnice

$$\eta = A \exp(-B/T) \quad (2.5)$$

kde A a B jsou konstanty.

Teplotní závislost viskozity polymerních tavenin je ve srovnání s newtonskými kapalinami komplikovaná, protože se v ní uplatňují složitější strukturní charakteristiky makromolekul.

V tuhých látkách převažují soudržné síly mezi atomy a molekulami nad kinetickou energií částic. Jejich pohyb je omezen pouze na kmitání okolo určitých rovnovážných poloh. Tuhé látky se proto vyznačují stálým tvarem. I u tuhých látek se však vyskytuje stav, kdy jsou elementární částice uspořádány nepravidelně, podobně jako v kapalinách. Takové látky se nazývají amorfní a typickým představitelem jsou skla. Tuhnutí taveniny těchto látek probíhá bez krystalizace. Viskozita podchlazené taveniny je vysoká, s klesající teplotou dále roste, až při tzv. teplotě skelného přechodu T_g pohyb částic ustane a podchlazená tavenina ztuhne v neuspořádaném stavu. Teplota skelného přechodu je také důležitou charakteristikou polymerních materiálů.

Základem procesů tuhnutí většiny tavenin nízkomolekulárních látek je však krystalizace, kdy se částice uspořádávají do pravidelné krystalové mřížky. Tyto látky se nazývají krystalické a patří mezi ně kovy a keramika. Některé tuhé látky jsou semikrystalické (částečně krystalické). Patří mezi ně zejména polymerní materiály. Důvodem je řetězcovitý tvar makromolekul, který způsobuje, že pouze určitý podíl celkového objemu taveniny zkrystalizuje, zatímco zbytek zůstane v amorfním stavu. Rozdíl v chování nekystalizujících a krystalizujících látek názorně ukazuje teplotní závislost jejich měrného objemu (obr.2-10). Zatímco teplota skelného přechodu T_g se na závislosti projevuje zlomem, teplota tání T_m skokovou změnou objemu.

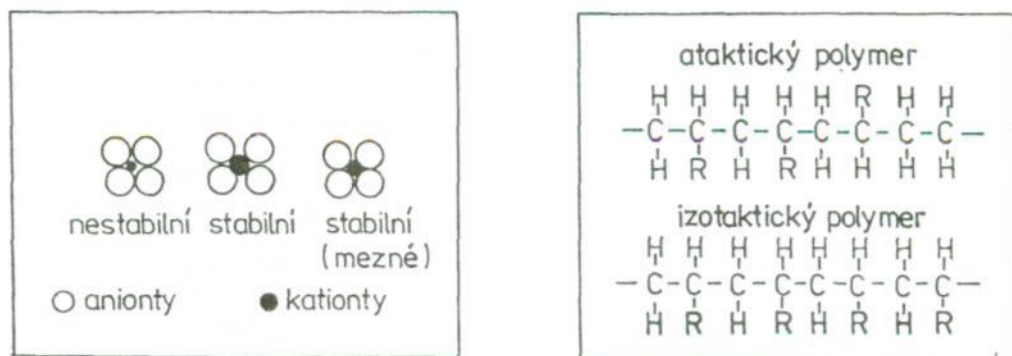
Vlastnosti tuhých látek jsou silně závislé na povaze atomů, iontů a molekul. Významnou charakteristikou atomů je jejich elektronegativita. Podle Paulinga je definována jako schopnost atomu v molekule přitahovat k sobě elektrony. Není však vlastností izolovaných atomů, ale vazeb mezi nimi. Proto při výpočtu číselných hodnot elektronegativity vzal Pauling za základ vazebné energie. Souhrn číselných hodnot elektronegativit je uveden v tab. 2-1 pro prvky tvořící polymery a keramiku. Vznikne-li vazba mezi dvěma atomy, jež se od sebe liší elektronegativitou, dojde k nahromadění záporného náboje atomu, který je elektronegativnější. Vazba se pak chová jako elektrický dipól. Elektronegativita má svůj význam u látek, které jsou tvořeny různými druhy atomů, tedy především u keramiky a polymerů. Je-li u keramiky rozdíl v elektronegativitě atomů velký, pak vazba mezi atomy (kap.2.1.2) má iontový charakter (např. oxidy). V případě, že rozdíl v elektronegativitě prvků je malý, vazba mezi nimi může mít více charakter kovalentní vazby (např. u karbidů a nitridů). Vazby mezi atomy v keramice mají často charakter přechodového stavu mezi iontovou a kovalentní vazbou.

Přítomnost stabilních dipólů v polymerech se projevuje tím, že jsou navenek polární. Tímto chováním se vyznačují zejména polymery s nesymetrickými molekulami, které obsahují atomy kyslíku a dusíku. Typickým příkladem jsou polyamidy, které vedle nepolárních skupin $-CH_2-$ mají v molekule silně polární skupiny $-C^{(+)}=O^{(-)}$ a $N^H-H^{(+)}$. Je-li naopak molekula symetrická a obsahuje dipóly stejného typu, polymer se navenek jeví jako

nepolární. Příkladem je polyetylén, jehož molekula je složena pouze ze skupin -CH₂-. Polarita polymerů má značný význam pro jejich schopnost rozpouštět se nebo botnat v nízkomolekulárních rozpouštědlech, pro korozi, dielektrické vlastnosti, velikost mezimolekulárních přitažlivých sil aj.

Tabulka 2-I Elektronegativity vybraných prvků

prvek	elektronegativita	prvek	elektronegativita	prvek	elektronegativita
H	2,20	F	3,98	Si	1,90
C	2,55	Cl	3,16	S	2,58
N	3,04	Mg	1,31	Y	1,22
O	3,44	Al	1,61	Zr	1,33




Obr. 2-9 (vlevo) Způsoby vzájemného uspořádání iontů
 Obr. 2-10 (vpravo) Základní způsoby vzájemného rozmístění postranních substituentů v polymerním řetězci

Důležitým faktorem ovlivňujícím výsledné strukturní uspořádání atomů, iontů nebo molekul je jejich velikost. U keramiky rozhoduje o způsobu uspořádání iontů do krystalové mřížky především poměr poloměrů kationtu a aniontu. Větší anionty se musí vždy dotýkat kationtů a mezní hodnoty poměru poloměrů se dosáhne tehdy, když anionty natěsnané okolo kationtu jsou v dotyku jak skationtem, tak spolu navzájem (obr.2-11). Při větším poměru poloměrů musí být ionty v krystalové mřížce uspořádány jiným způsobem tak, aby bylo opět splněno uvedené pravidlo.

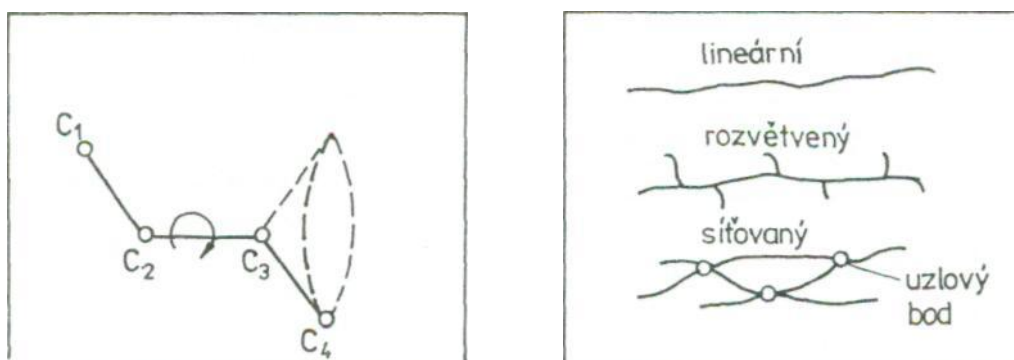
Na velikosti molekul výrazně závisí vlastnosti polymerů a to nejen v tuhé fázi, ale i v tavenině a v roztoku. Na rozdíl od nízkomolekulárních látek nemají polymery velikost molekul, vyjádřenou molární hmotností, jednotnou. Např. etylen existuje pouze jeden smolami hmotností 28 g•mol⁻¹, naproti tomu polyetylenová makromolekula může mít molární hmotnost 10⁵g•mol⁻¹ a nebo také i 10⁶ g•mol⁻¹. Reálné polymery jsou navíc složeny z molekul o různé velikosti, neboli vykazují tzv. polydisperzitu. Poměrné zastoupení makromolekul o různé molární hmotnosti v polymeru vyjadřuje distribuční křivka molárních hmotností. Jednodušeji se polymery charakterizují pomocí početního nebo hmotnostního průměru molárních hmotností.

Schopnost krystalizace je u polymerních materiálů závislá na pravidelnosti geometrického uspořádání postranních substituentů v makromolekule, na ohebnosti makromolekul a na tom, do jaké míry je makromolekula lineární. Rozdílné geometrické uspořádání postranních substituentů podél řetězce se vyskytuje zejména u polymerů obsahujících asymetrický uhlík.

Obecný vzorec je $\left(\begin{array}{c} \text{CH}-\text{CH}_2 \\ | \\ \text{R} \end{array} \right)_n$, kde R je např. $-\text{CH}_3$ (u polypropylenu)  (u polystyrenu) aj.

Je-li rozmístění (konfigurace) substituentů -R na asymetrickém uhlíku C^x nahodilé směrem na jednu nebo druhou stranu osy řetězce, polymer se nazývá ataktický. Není schopný krystalizovat a v tuhém stavu má amorfní strukturu. Příkladem je polystyren. Naopak izotaktické polymery s pravidelným rozmístěním substituentů v řetězci krystalizují a nejvýznamnějším představitelem tohoto typu je polypropylen. Schéma obou typů uspořádání ukazuje obr. 2-12.

Další podmínkou pro to, aby byla podchlazená tavenina polymeru schopna krystalizovat, je dostatečná ohebnost řetězců. Ta se uskutečňuje mechanismem rotace okolo jednoduché vazby (obr. 2-13). Tímto mechanismem může makromolekula nabývat v prostoru různých tvarů (konformací).



Obr. 2-11 (vlevo) Mechanismus rotace okolo jednoduché vazby

Obr. 2-12 (vpravo) Schéma lineárního, rozvětveného a sesíťovaného polymeru

Čím objemnější jsou postranní substituenty na makromolekulárním řetězci, tím je rotace méně snadná. Nejobtížnější je u polymerů s benzenovými jádry v hlavním řetězci. Polymery s omezenou možností rotace okolo jednoduché vazby krystalizují buď do nízkého stupně nebo jsou zcela amorfní, jako je např. polykarbonát.

V závislosti na podmínkách polymeračních reakcí vznikají makromolekuly lineární, rozvětvené nebo sesíťované (obr. 2-14). Rozvětvené polymery se mohou lišit délkou a množstvím postranních větví, sesíťované pak množstvím uzlových bodů sítě. Lineární polymery krystalizují, pokud ovšem splňují předchozí podmínky pravidelnosti a ohebnosti řetězce. Schopnost krystalizace rozvětvených polymerů se zhoršuje se stupněm rozvětvení (např. u polystyrenu), polymery s trojrozměrnou sítí jsou amorfní (např. vytvrzené epoxidy).

2.2 Krystalová mřížka a její poruchy

2.2.1 Krystalová mřížka

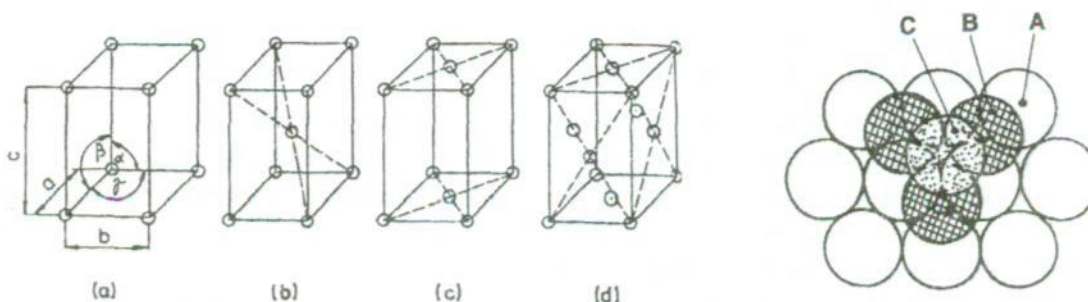
Krystalová mřížka je základem našich představ o vnitřní stavbě krystalických materiálů. Je pro ni charakteristické pravidelné rozložení atomů (iontů) v prostoru, podle určitého geometrického pořádku.

Nejmenší geometrický element (seskupení atomů), jehož periodickým opakováním lze vytvořit celou krystalovou mřížku, nazýváme elementární krystalová buňka. Podle délky

úseků, které elementární buňka vytíná na souřadných osách a podle vzájemné polohy těchto os, rozlišujeme 7 základních krystalografických soustav - tab. 2-II. Pokud jsou atomy (ionty) umístěny pouze v rozích základní buňky, hovoříme o buňkách prostých, pokud základní buňka obsahuje atomy i ve svém středu nebo ve středu svých ploch, hovoříme o buňkách tělesně středěných a o buňkách bazálně nebo plošně středěných. Čtyři typy elementárních buněk v kosočtverečné soustavě zachycuje obr. 2-13. Z něho je patrné i označení základních parametrů mřížek.

Tabulka 2-II Sedm základních krystalografických soustav

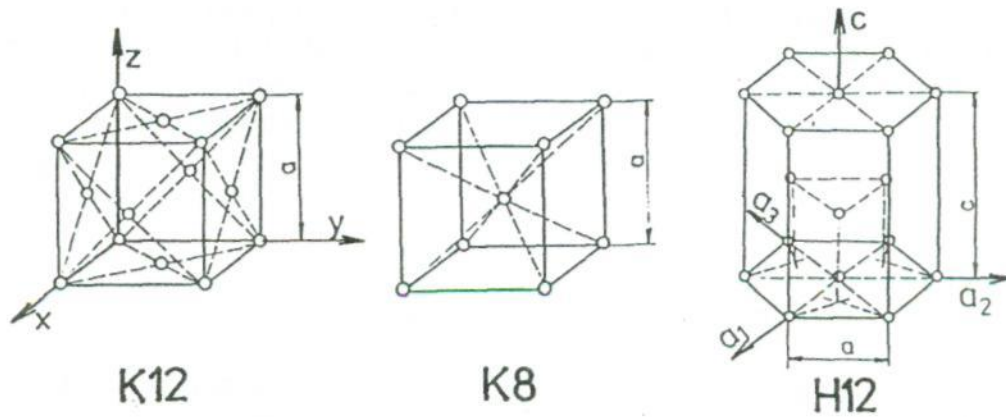
soustava	elementární buňka
triklinická (trojklonná)	$a \neq b \neq c; \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$
monoklinická (jednoklonná)	$a \neq b \neq c; \alpha = \beta = 90^\circ \neq \gamma$
ortorombická (kosočtverečná)	$a \neq b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
tetragonální (čtverečná)	$a = b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
kubická (krychlová)	$a = b = c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
Hexagonální (šesterečná)	tři stejné komplanární osy a svírají úhly 120° ; čtvrtá osa c kolmá na a; $c \neq a$
Romboedrická (klencová)	$a = b = c; \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$



Obr. 2-13 (vlevo) Čtyři typy elementárních buněk v kosočtverečné soustavě
Obr. 2-14 (vpravo) Vrstvení nej hustěji obsazených rovin v mřížce K12

V sedmi krystalografických soustavách existuje celkem 14 elementárních buněk. Důležitou charakteristikou krystalových mřížek je jejich koordinační číslo, které udává počet nejbližších stejně vzdálených atomů od vytčeného atomu. S rostoucím stupněm vyplnění prostoru atomy koordinační číslo roste. Vrstvení nej hustěji obsazených atomových rovin v šesterečné těsně uspořádané mřížce zachycuje obr. 2-14. Je z něho patrné i určení koordinačního čísla: 6 atomů je v rovině vytčeného atomu, 3 v rovině nad a 3 v rovině pod vytčeným atomem, koordinační číslo je tedy 12.

V důsledku existence kovové vazby se setkáváme u kovů s těsným uspořádáním atomů a vysokým vyplněním prostoru atomy. Kovy proto krystalizují nejčastěji v krychlové plošně středěné mřížce s koordinačním číslem 12 (k.p.s - K12), krychlové tělesně středěné mřížce s koordinačním číslem 8 (k.t.s. - K8) a šesterečné (hexagonální) těsně uspořádané s koordinačním číslem 12 (š.t.u. - H12) - obr. 2-15. Při koordinačním čísle 12 je prostor vyplněn atomy ze 74% při koordinačním čísle 8 ze 68%.



Obr. 2-15 Elementární buňky mřížek K12, K8 a H12

Typ krystalové mřížky ovlivňuje i vlastnosti kovových materiálů. Například pro kovy s mřížkou K12 je charakteristická dobrá tvařitelnost za tepla i studena, kovy s mřížkou K8 mají tvařitelnost horší. Různá hustota obsazení jednotlivých směrů a rovin atomy v témže krystalu vede k anizotropii vlastností krystalických látek (např. modulu pružnosti, teplotní roztažnosti, tepelné a elektrické vodivosti).

Pro možnost hodnotit vlastnosti v různých krystalografických rovinách a směrech byl zaveden jednotný popis rovin a směrů v krystalových mřížkách pomocí Millerových indexů.

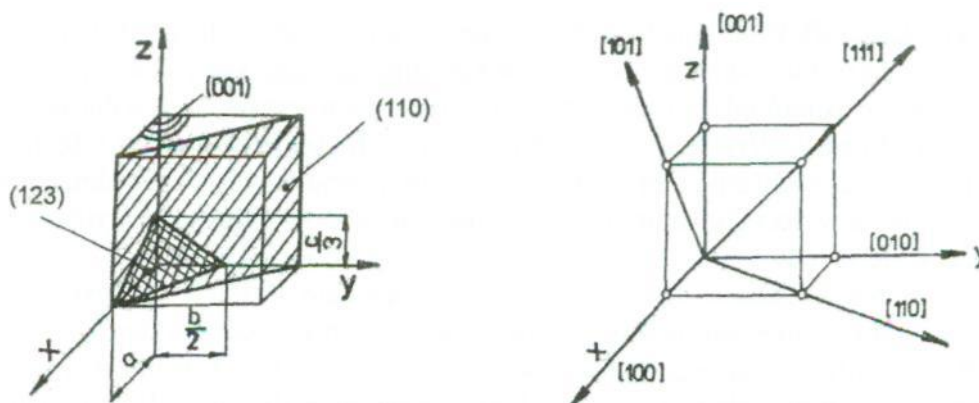
Základem popisu roviny jsou úseky, které rovina vymezuje na souřadných osách x, y, z. Millerovými indexy roviny (h k l) jsou reciproké hodnoty těchto úseků převedené na nejmenší nesoudělná celá čísla. Vytíná-li rovina úsek na záporné části osy, uvádí se

znaménko minus nad příslušným Millerovým indexem (h k l), index odpovídající ose rovnoběžné s příslušnou rovinou je roven 0. Příklady jsou patrné z obr. 2-16.

Millerův index směru [u v w] získáme tak, že s daným směrem vedeme rovnoběžku počátkem. Millerovými indexy jsou souřadnice bodu na této rovnoběžce převedené na nejmenší celá nesoudělná čísla. Příklady jsou patrné z obr. 2-17

7. Všechny roviny stejného typu se označují {h k l}, všechny směry stejného typu <u v w>. Např. mezi roviny typu

{111} patří (1 1 1) ($\bar{1}$ 1 1) (1 $\bar{1}$ 1) (1 1 $\bar{1}$) ($\bar{1}\bar{1}\bar{1}$) ($\bar{1}\bar{1}$ 1) ($\bar{1}$ 1 $\bar{1}$) apod. Pro popis rovin a směrů v šestičlenné mřížce se používají indexy Miller-Bravaisovy, označované (h k i l) resp. [u v t w] vztahené k osám a_1, a_2, a_3, c podle obr. 2-15c.



Obr. 2-16 (vlevo) Příklady Millerových indexů rovin
Obr. 2-17 (vpravo) Příklady Millerových indexů směrů

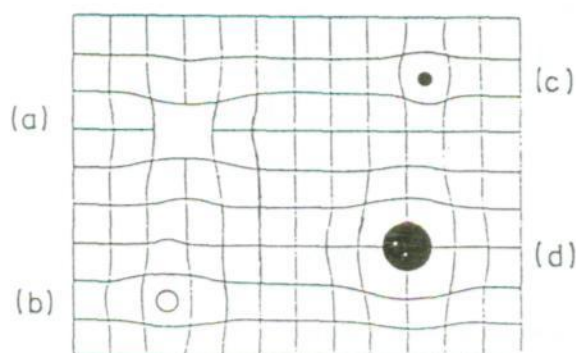
Až dosud jsme předpokládali dokonalou krystalovou mřížku. Reálná krystalová mřížka však nikdy není dokonalá, obsahuje vždy řadu poruch. Rozlišujeme poruchy v oblasti porušení periodicity rozložení náboje (elektronů) a periodicity rozložení hmoty (atomů, resp. iontů). Budeme se zabývat druhou skupinou těchto poruch. Ty můžeme rozdělit z geometrického hlediska na poruchy bodové, čárové, plošné a prostorové.

Při dělení mřížkových poruch se využívá i termodynamické hledisko. Existence každé mřížkové poruchy je spojena s lokální pružnou deformací (a tím i vznikem napěťového pole). Vnitřní energie krystalu tak roste. Přítomností roste i neuspořádanost krystalové mřížky a tím i entropie krystalu. Existuje-li při každé teplotě taková koncentrace poruch, při níž je splněna podmínka termodynamické rovnováhy soustavy, hovoříme o poruchách termodynamicky stabilních (splňují pouze některé bodové poruchy), v opačném případě o poruchách termodynamicky nestabilních.

V dalším textu se budeme věnovat definici a charakteristice jednotlivých mřížkových poruch rozdělených podle geometrického hlediska.

2.2.2 Poruchy bodové

Mezi ně patří vakance - neobsazený uzlový bod krystalové mřížky, intersticiály - atomy umístěné mimo uzlové body krystalové mřížky (v mezimřížkových polohách);



Obr. 2-18 Základní typy bodových poruch a - vakance, b - vlastní intersticiál, c - cizí intersticiál, d - substituční atom

rozlišujeme intersticiály vlastní (v mezimřížkové poloze je základní atom) a intersticiály cizí (v mezimřížkové poloze je jiný atom nežli základní - např. uhlík v mřížce železa); substituční atomy - atomy které nahrazují základní atomy v uzlových bodech krystalové mřížky (např. chrom v mřížce

železa). Schematicky jsou bodové poruchy (včetně pružné deformace mřížky) zachyceny v obr. 2-18.

Vakance a vlastní intersticiály řadíme mezi poruchy termodynamicky stabilní. Pro rovnovážnou koncentraci vakancí C_v platí vztah

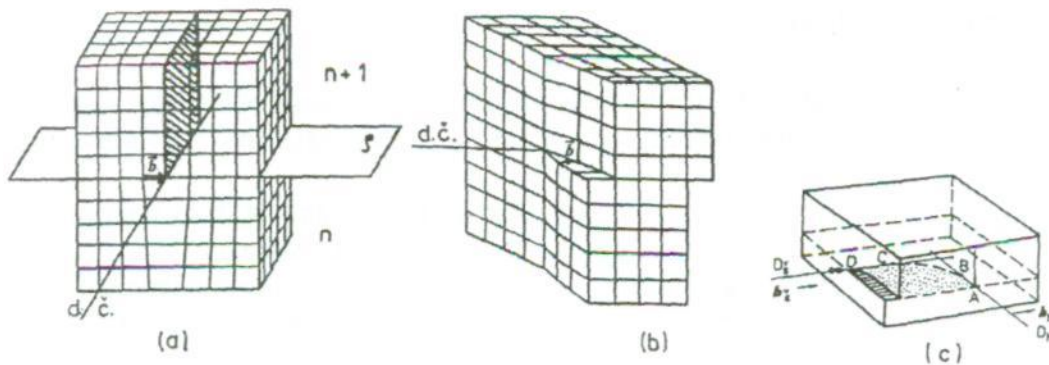
$$c_v = \exp\left[-\frac{H_v}{kT}\right] \quad (2.6)$$

kde H_v je entalpie vzniku vakance, k je Boltzmanova konstanta, T je teplota v [K]. Ze vztahu (2.6) je patrné, že koncentrace vakancí, tj. poměr počtu vakancí k počtu uzlových bodů mřížky obsazených atomy, exponenciálně roste s teplotou. Prudkým ochlazením z vysoké teploty, plastickou deformací a ozářením se zvýší množství vakancí nad rovnovážnou koncentrací.

Místa vzniku vakancí nazýváme zdroje, místa zániku pak nory. Jsou jimi volné povrchy, hranice krystalů a některé další mřížkové poruchy. Pohyb (migrace) vakancí (přeskok na místo některého atomu v uzlovém bodě a výměnou místa s ním) je tepelně aktivovaný - vyžaduje dodání aktivační entalpie.

2.2.3 Poruchy čarové - dislokace

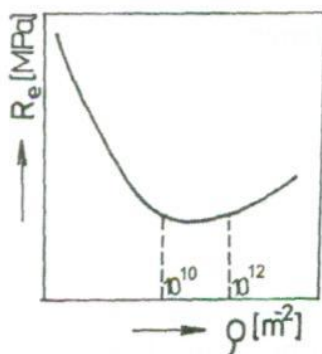
Dislokace jsou poruchami krystalové mřížky, které probíhají podle určité čáry představující rozhraní mezi posunutou a neposunutou částí krystalu. Podle vektoru vzájemného posunutí (tzv. Burgersův vektor) a jeho polohy vůči tomuto rozhraní (dislokační čáře) rozlišujeme dva základní druhy dislokací: Dislokaci hranovou, u níž je Burgersův vektor kolmý k dislokační čáře (obr. 2-19a) a dislokaci šroubovou, jejíž Burgersův vektor je s dislokační čarou rovnoběžný (obr. 2-19b). V praxi se nejčastěji setkáváme s obecnými dislokacemi (křivočaré dislokace, dislokační smyčky) majícími zčásti hranový a zčásti šroubový charakter (obr. 2-19c).



Obr. 2-19 Hranová dislokace (a), šroubová dislokace (b), obecná dislokační smyčka (c)

Burgersův vektor je po celé délce dislokační čáry konstantní. Právě v důsledku existence dislokací je teoretická pevnost materiálů vyplývající z vazebných sil mezi atomy o několik řádů vyšší, než je pevnost skutečná. Obr. 2-20 to dokumentuje závislostí meze kluzu na hustotě dislokací.

Dislokace jsou nositeli plastické deformace, která se realizuje jejich pohybem. Dislokační hustota plastickou deformací vzrůstá. Hustotu dislokací ρ udává vztah



$$\rho = \frac{L}{V} \quad [\text{m}^{-2}] \quad (2.7)$$

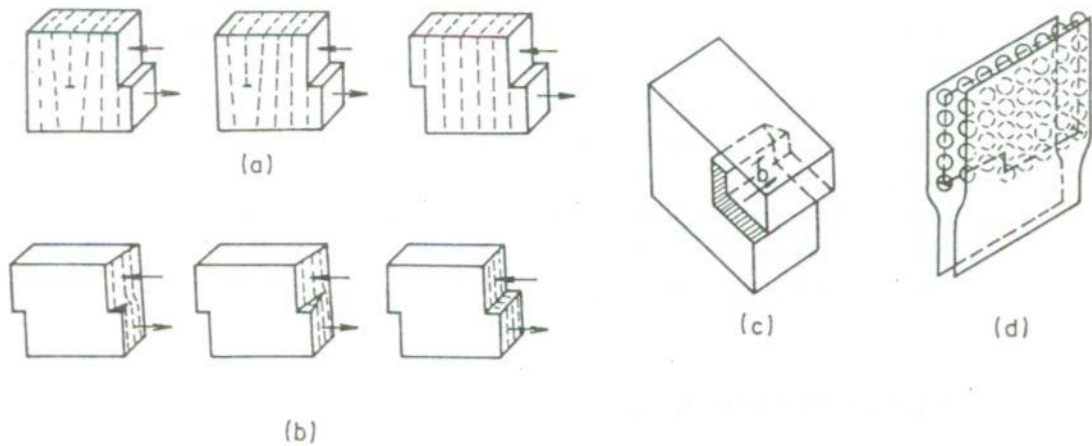
kde L je celková délka dislokačních čar vztážená na jednotku objemu V .

Dislokace jsou termodynamicky nestabilní poruchy, pro danou teplotu neexistuje jejich rovnovážná koncentrace (hustota).

Obr. 2-20 Závislost meze kluzu na hustotě dislokací

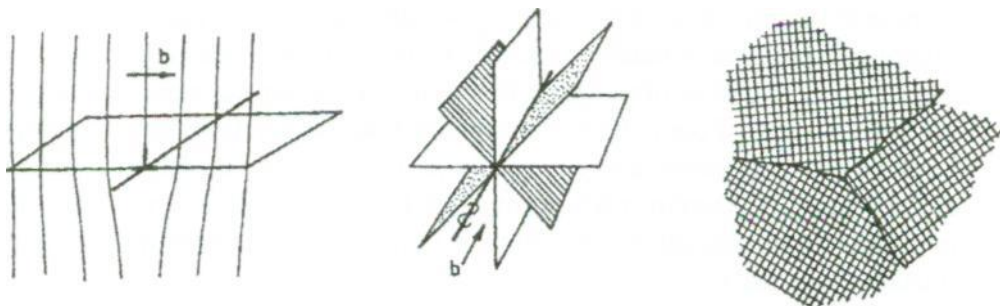
Obdobně jako přítomnost bodové poruchy v krystalu vyvolává i přítomnost dislokace pružnou deformací krystalové mřížky spojenou se vznikem napětového pole v okolí dislokace. Zatímco napětové pole šroubové dislokace má jen smykové složky, má napětové pole hranové dislokace složky smykové i normálové. Na rozdíl od napětových polí bodových poruch mají napětová pole dislokací dlouhý dosah, zasahují celý krystal a navzájem na sebe působí.

Základní vlastností dislokací je jejich schopnost pohybovat se krystalovou mřížkou. Rozlišujeme 2 typy tohoto pohybu tzv. konzervativní pohyb, který nazýváme skluzem (obr. 2-21 a, b) a příčným skluzem (obr. 2-21c) a nekonzervativní pohyb, kterým je šplhání dislokací (obr. 2-21d).



Obr. 2-21 Schéma pohybu dislokací (a), (b) skluz, (c) příčný skluz, (d) šplhání

Skluzové roviny (roviny v nichž se skluz realizuje) procházejí dislokační čarou a jsou rovnoběžné s příslušným Burgersovým vektorem. Je zřejmé, že zatímco hranová dislokace má pouze jednu skluzovou rovinu, má šroubová dislokace celou řadu skluzových rovin. Burgersův vektor je zde rovnoběžný s dislokační čarou, podmínku proto splňují všechny roviny procházející dislokační čarou - obr. 2-22. Narazí-li šroubová dislokace při svém pohybu na nějakou překážku, může pokračovat v pohybu v jiné skluzové rovině (příčný skluz - obr. 2-21c). Rychlost skluzu může dosáhnout až rychlost zvuku v daném kovu ($\sim 10^3 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$). Šroubová dislokace se pohybuje skluzem a příčným skluzem, hranová dislokace skluzem a šplháním. Problematika interakce dislokací s překážkami jejich pohybu bude podrobněji diskutována v souvislosti s plastickou deformací.



Obr. 2-22 (vlevo) Skluzové roviny hranové dislokace (a) a šroubové dislokace (b)

Obr. 2-23 (vpravo) Orientace krystalové mřížky v sousedních zrnech polykrystalického materiálu

2.2.4 Poruchy plošné a prostorové

Mezi plošné poruchy řadíme vrstvené chyby, hranice krystalů (zrn) a volné povrchy. Vrstvená chyba je změna pravidelného vrstvení krystalografických rovin nejhustěji obsazených atomy. Např. pro mřížku K12 je charakteristické vrstvení ABC ABC ABC (obr. 2-14). V případě existence vrstvené chyby bude vrstvení např. ABCABABC.

V technické praxi se obvykle setkáváme s polykrystalickými materiály, které jsou tvořeny velkým počtem různě prostorově orientovaných krystalů, které nazýváme zrna, hraniční oblast mezi sousedními zrny v níž se mění krystalografická orientace (disorientace je větší než 15°), je velkoúhlovou hranicí zrna (obr. 2-23). Tyto hranice, které jsou plošnými poruchami mřížky, mají tloušťku pouze několika mřížkových parametrů, obsahují množství bodových poruch i dislokací a významně tak ovlivňují vlastnosti polykrystalických materiálů. Monokrystalické materiály jsou tvořeny pouze jedním krystalem - zrnem, neobsahují tedy velkoúhlové hranice zrn. Existující oblasti malé disorientace mřížky v rámci monokrystalu (nebo jednoho zrna) oddělené dislokačními stěnami, nazýváme subzrna. Seskupení dislokací oddělujících subzrna tvoří malouhlovou hranici zrna.

Prostorové poruchy jsou tvořeny oblastmi mřížky, v nichž jsou nahromaděny atomy příměsí tak, že nedošlo k porušení koherence mřížky, to znamená, že souvislost s okolní mřížkou zůstává zachována. Příkladem jsou Guinierovy-Prestonovy zóny, které budou diskutovány v souvislosti s precipitací (kap. 2.5.2).

2.3 Základní termodynamické pojmy a zákony

Termodynamika je věda, která se zabývá přeměnami různých druhů energie, určuje směr fyzikálních a chemických dějů a podmínky rovnováhy v termodynamických soustavách.

Termodynamická soustava je část hmotného světa, která je předmětem našeho pozorování a kterou v prostoru omezuje často jen myšlenými hranicemi. Vše, co k termodynamické soustavě nepatří, se nazývá *okolí soustavy*.

Termodynamické soustavy dělíme na *otevřené*, které jsou charakterizovány tím, že mezi nimi a okolím dochází k přenosu hmoty a energie (tepla) a na soustavy *uzavřené*, u nichž dochází pouze k přenosu energie.

Vlastnosti termodynamických soustav jsou buď *extenzivní* nebo *intenzivní*. Extenzivní vlastnosti závisejí na množství hmoty (počtu molů, hmotnosti) a jsou aditivní. Intenzivní vlastnosti na množství hmoty nezávisejí (teplota, tlak, intenzita magnetického pole) a nejsou pro jednotlivé části soustavy aditivní.

Termodynamické soustavy se nacházejí v různých stavech, které jsou popsány stavovými veličinami. *Základní stavové veličiny* jsou teplota, tlak a objem. Stavové veličiny soustavy, která je v plynném stavu, jsou vzájemně vázány stavovou rovnicí (kap. 2.1.3).

Významným pojmem v nauce o materiálu je *termodynamická fáze*. Je to fyzikálně jednotná část soustavy, která je ohraničena fázovým rozhraním, na němž dochází k nespojitě změně vlastností soustavy. Pojem termodynamická fáze odráží stav částí soustavy mnohem podrobněji než pojem *skupenství*, který rozlišuje pouze stav plynný, kapalný a tuhý. To platí zejména pro tuhý stav, ve kterém může v soustavě koexistovat více termodynamických fází, jež se mohou lišit strukturou atomů, molekul a iontů představovanou např. různými druhy krystalové mřížky (kap. 2.2).

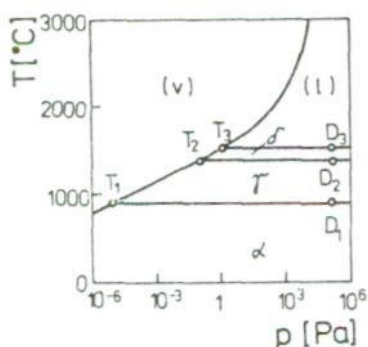
Pokud termodynamickou soustavu tvoří jen jedna fáze, je to *homogenní soustava*. Směs více termodynamických fází vytváří *heterogenní soustavu*. Nachází-li se soustava v plynném stavu je vždy homogenní, i když se jedná o směs chemicky různých plynů.

Termodynamické fáze se skládají z *termodynamických složek* (komponent), kterými se rozumí chemické prvky nebo ty chemické sloučeniny, které se při určité teplotě tání (tavení) přemění na kapalinu (taveninu) stejného chemického složení. Při fázových přeměnách (kap. 2.5), jimiž se mění fázové složení, a tedy i kvalitativně stav termodynamické soustavy, se však nemění chemická podstata složek. Podle počtu složek rozlišujeme soustavy jednosložkové nebo vícesložkové.

Mezi počtem fází f , které mohou koexistovat v určitém rovnovážném stavu termodynamické soustavy (viz dále) a počtem termodynamických složek k , platí vztah, který je znám jako *Gibbsovo fázové pravidlo* (1875):

$$f = k + 2 - v \quad (2-8)$$

kde v je počet stupňů volnosti tj. počet vybraných veličin (teplota, tlak, chemické složení), které se mohou měnit, aniž by tyto změny vyvolaly fázovou přeměnu, tedy změnu v podstatě nebo počtu koexistujících fází.



Obr. 2-24 Fázový diagram čistého železa

Aplikaci fázového pravidla spojíme s fázovým (stavovým) diagramem jednosložkové soustavy tvořené čistým kovem (obr. 2-24). Jde-li o *prvek alotropický*, může se v tuhém stavu vyskytovat více fází, které tvoří krystalografické modifikace vzájemně se odlišujících druhem krystalové mřížky. U železa jsou to modifikace α (k.t.s.), γ (k.p.s.) a δ (k.t.s.), které za určité teploty a tlaku mohou být v rovnováze s taveninou l a parami (v). Z obr. 2-24 vyplývá, že rovnovážná teplota

koexistence fází α/γ , γ/δ a δ/l prakticky nezávisí na tlaku, což charakterizuje většinu kovových soustav. V každém z trojných bodů T_1 , T_2 , T_3 koexistují tři fáze, např. v T_1 fáze α , γ a (v).

Podle fázového pravidla (2.8) musí být počet stupňů volnosti $v = 0$, neboť $f = 3$ a $k = 1$. V takovém stavu může být jednosložková soustava jen při určité teplotě a určitém tlaku. V každém z dvojných bodů D_1 , D_2 , D_3 koexistují dvě fáze a soustava má $v = 1$. Při atmosférickém tlaku ($p = 10^5$ Pa) nebo jindy, když $p = \text{konst.}$, je na pravé straně rovnice (2.9) číslo 2 nahrazeno číslem 1.

Klasická termodynamika popisuje *vratné děje*. Označuje se též jako *rovnovážná termodynamika*, protože předpokládá, že i při značném rozdílu mezi výchozím a konečným stavem soustavy, prochází soustava postupně celou řadou v podstatě rovnovážných stavů. Vhodnou změnou vnějších podmínek se soustava zase může vrátit do výchozího stavu po stejné cestě.

Základem pro kvantitativní vyjádření energie soustavy v jejích různých stavech jsou tři hlavní věty termodynamické. Podle I. *hlavní věty termodynamické*, která vyjadřuje princip zachování energie, se určité množství tepla Q dodané soustavě z okolí, přemění jednak na vnitřní energii U , jednak na práci W , kterou soustava vykoná proti odporu svého okolí. Pro libovolně malé změny veličin (jejich diferenciály) platí

$$\delta Q = dU + \delta W \quad (2.9)$$

Protože teplo a práce nejsou, na rozdíl od vnitřní energie, stavovými veličinami, nejsou δQ a δW , na rozdíl od dU , exaktními diferenciály. To znamená, že množství tepla dodaného

soustavě závisí na podmínkách jeho přenosu a množství vykonané práce na podmínkách, za kterých se konala - v matematickém vyjádření na integrační cestě mezi výchozím a konečným stavem soustavy.

Ve vztahu (2.9) má dW význam součtu *všech zobecněných prací*, neboli

$$\delta W = \sum_i F_i \cdot ds_i \quad (2.10)$$

kde F_i je zobecněná síla, která je veličinou intenzivní,

ds_i je zobecněné posunutí čili libovolně malá změna veličiny extenzivní. Ze součtu zobecněných prací můžeme vyjmout objemovou práci $p \cdot dV$ a oddělit ji od ostatních $\delta W'$, takže

$$\delta W = p \cdot dV + \delta W' \quad (2.11)$$

Příklady ostatních prací jsou povrchové práce $\gamma \cdot dA$, kde γ je povrchové napětí (měrná povrchové energie) a A je plocha povrchu, nebo chemická práce $\mu \cdot dN$, kde μ je chemický potenciál a N počet molů.

Jedna z více možných formulací *II. hlavní věty termodynamické* říká, že všechny samovolné (spontánní) děje, které v přírodě probíhají, jsou nevratné (ireverzibilní) a jsou provázeny růstem celkové entropie, tj. entropie soustavy a okolí. Podle klasické definice je *entropie* při vratném, izotermickém ději dána vztahem

$$dS = \frac{\delta Q}{T} \quad (2.12)$$

ale bližší představa o teple děleném teplotou chybí. Naproti tomu na základě definice entropie statistickou termodynamikou dospějeme k fyzikální interpretaci entropie jako míry neuspořádanosti soustavy nebo pravděpodobnosti existence stavu soustavy, což už dává přijatelné představy. Entropie je sice stavovou veličinou, ale není mírou termodynamické rovnováhy.

K vyjádření termodynamické rovnováhy byla zavedena další stavová veličina - *volná entalpie* G (Gibbsova energie). Ta je definována pomocí entalpie H (též tepelného obsahu), pro kterou platí

$$\begin{aligned} H &= U + p \cdot V & /2.13/ \\ H &= U + p \cdot V \\ \text{potom } G &= H - T \cdot S \end{aligned} \quad (2.14)$$

Změnou entalpie ΔH charakterizujeme tepelné efekty při změnách stavu soustavy. Dojde-li např. v soustavě k chemické reakci, obecně k fázové přeměně (transformaci), při níž se teplo uvolní (exotermická přeměna), je $\Delta H < 0$. Naproti tomu k uskutečnění endotermické přeměny se teplo spotřebuje a $\Delta H > 0$.

Pokud není soustava izolována od okolí, může mezi nimi dojít k přenosu tepla (kap.2.4), obecněji také jiných forem energie, takže např. endotermická přeměna může být vyvolána dodáním tepla z okolí. V izolované soustavě se taková přeměna může uskutečnit jen na účet entalpie soustavy. Osamostatněním H ve vztahu (2.14) poznáme, že entalpie má dvě složky: volnou entalpii G a složku entropickou $-T \cdot S$, která představuje vázanou energii, již nejen nelze od soustavy oddělit a případně účelně využít, ale nelze jí ani nahradit energetické náklady na vnitřní přeměny v soustavě.

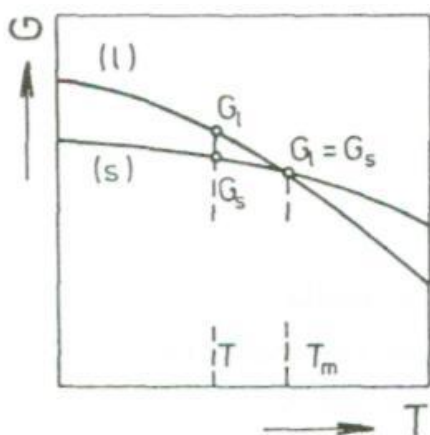
Diferencováním vztahů (2.13) a (2.14) a vyloučením dH , lze pro vratnou, izotermickou a izobarickou přeměnu ukázat, že

$$dG = -\delta W' \quad (2.15)$$

když $\sim dW'$ se vyjádří spojením vztahů (2.9), (2.11) a (2.12). Volnou entalpií může soustava uhradit ostatní práci potřebnou na změny svého stavu, tedy také na chemickou reakci nebo fázovou přeměnu (kap. 2.5). Změna volné entalpie ΔG při přechodu soustavy ze stavu 1 do stavu 2, daná záporným rozdílem

$$\Delta G = G_2 - G_1 < 0 \quad (2.16)$$

je *hybnou silou* jakékoliv změny stavu soustavy. Je-li $\Delta G < 0$, mohou v soustavě probíhat samovolné změny provázené zmenšováním $|\Delta G|$ až při $\Delta G = 0$ k žádné přeměně nemůže dojít a soustava se nachází v *rovnovážném stavu*. Matematicky vzato, znamená podmínka $dG = 0$ extrém v nějaké závislosti G . Protože všechny energetické soustavy mají tendenci zaujímat stavy s minimální energií, bude zřejmě této podmínce vyhovovat $G = \min.$, tedy $d^2G > 0$.



Obr.2-25 Teplotní závislost volné entalpie kapalně fáze (l) a tuhé fáze (s)

V heterogenní soustavě je termodynamicky stabilní taková fáze, která má nejmenší volnou entalpii. Ta je ovšem funkcí teploty, tlaku a koncentrace. Průběh volné entalpie kapalně fáze a tuhé fáze v jednosložkové soustavě za konstantního tlaku je na obr. 2-25. Při teplotě tání T_m jsou obě fáze v termodynamické rovnováze, pod teplotou T_m je termodynamicky stabilní tuhá fáze, protože má menší volnou entalpii. Velikost hybné síly $\Delta G = G_s - G_l < 0$ pro tuhnutí (krytalizaci) při teplotě T závisí na přechlazení $\Delta T = T_m - T$ kapalně fáze.

2.4 Přenos tepla a hmoty

V technické praxi se často setkáváme jak s uzavřenými, tak i otevřenými termodynamickými soustavami (kap. 2.3). Příkladem uzavřené soustavy je výrobek, který je tepelně zpracováván v ochranné atmosféře (okolí), takže dochází pouze k přenosu tepla. Naproti tomu, např. při cementování, při němž je povrch výrobku sycen uhlíkem z plynné fáze při vysoké teplotě (kap. 4.3.5), představuje výrobek soustavu otevřenou, neboť z cementační atmosféry (okolí) současně dochází k přenosu tepla i hmoty. Oba přenosové děje se řídí podobnými zákony.

2.4.1 Přenos tepla

Je to přenos energie, který je vyvolán rozdílem teplot mezi různými místy v soustavě a okolí, přičemž v závislosti na způsobu přenosu může dojít i ke změně formy energie. Přenos

tepla se děje třemi způsoby : vedením, prouděním a zářením (sáláním). Při fenomenologickém přístupu k přenosu tepla se vychází z několika empirických zákonů.

Pro *vedení tepla* uvnitř soustavy v určitém směru x platí *Fourierův zákon*

$$j_v = -\lambda \frac{dT}{dx} \quad (2.17)$$

podle něhož hustota tepelného toku j_v , což je množství tepla Q , které projde jednotkou plochy za jednotku času, je úměrná gradientu teploty T v daném směru x . Konstantou úměrnosti ve vztahu (2.17.) je *tepelná vodivost* λ (kap. 3.3).

Základní význam pro *proudění tepla* má *Newtonův zákon*

$$j_p = \alpha \cdot \Delta T \quad (2.18)$$

v němž ΔT je rozdíl teplot soustavy a okolí a α je *součinitel přenosu tepla*. Hodnoty α se pohybují v širokém rozmezí : při ohřevu výrobku v komorové peci v plynné atmosféře je α řádově 10 až $10^2 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$, ale při kalení výrobku do vody až $10^4 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$. Přenos tepla *zářením* vystihuje zákon *Stefanův-Boltzmannův*

$$j_z = \varepsilon \cdot c \cdot \left[\left(\frac{T_o}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_s}{100} \right)^4 \right] \quad (2.19)$$

kde T_o je absolutní teplota zářící části okolí, T_s je teplota soustavy, $c = 5,7 \text{ W}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$ je součinitel záření pro absolutně černé těleso a ε je *poměrná zářivost* pro šedé povrchy ($0 < \varepsilon < 1$). Jako konstanta úměrnosti se ve vztahu (2.19) také používá poměrná pohltivost A , která je důležitá v případech, kdy není splněna podmínka tepelné rovnováhy, při které $\varepsilon = A$.

Na celkovém množství přeneseného tepla se mohou podílet všechny tři způsoby jeho přenosu. Podíl vedení tepla je obvykle malý a podíl záření rychle roste s rostoucí teplotou.

Chceme-li znát rozložení teploty v různých místech soustavy v závislosti na době přenosu tepla, neboli časově závislé *teplotní pole*, musíme vyjít ze složitějších závislostí než jsou výše uvedené tři základní zákony. Pro vedení tepla se v tomto případě vychází z *rovnice teplotní vodivosti*, jejíž nejjednodušší tvar pro jednorozměrný tepelný tok je

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (2.20)$$

tedy parciální diferenciální rovnice II. řádu. Rovnice (2.20) obsahuje čas t , souřadnici x a *teplotní vodivost* $a = \lambda \cdot (c \cdot \rho)^{-1}$, o které se předpokládá, že nezávisí na teplotě T , ale je funkcí tepelné vodivosti λ , měrné tepelné kapacity c a hustoty ρ . Řešení rovnice (2.20) je vyjádřeno pomocí Gaussova integrálu chyb.

Rovněž při následujícím nástinu *mechanizmu přenosu tepla* se omezíme na vedení tepla. Již Wiedemann a Franz ukázali, že hlavním mechanismem přenosu tepla v kovech je pohyb elektronového plynu, kdežto elastické vlnění (fonony) je málo významné. V polokovech a nekovech se však fonony jako nosiče tepla uplatňují a k nim přistupují ještě další, jako elektronové vakance, dvojice elektron-elektronová vakance, aj. Pohyb nosičů tepla je omezován buď nosiči jiného druhu, nebo mřížkovými poruchami (kap. 2.2). Přenos tepla závisí na rychlosti pohybu nosiče, jeho měrné tepelné kapacitě a jeho střední volné dráze.

Všechny tyto vlivy závisejí různým způsobem na teplotě, třetí vliv ještě na chemickém složení (u slitin) a na struktuře. Proto tepelná vodivost, která je mírou rychlosti přenosu tepla vedením, nemá monotónní teplotní závislost.

2.4.2 Difuze

Přenos hmoty se uskutečňuje třemi způsoby : difúzí, prouděním nebo mechanickým mícháním. Difuze je však jediným způsobem přenosu hmoty v tuhé fázi. Při difúzi v tuhé fázi se částice hmoty (atomy, ionty, elektrony) nebo vakance pohybují vzhledem k sousedním částicím. V mnohosložkové heterogenní soustavě se difúzí mění chemické složení jednotlivých fází a k přenosu hmoty dochází i přes fázové rozhraní za předpokladu, že difundující prvek je v dané fázi alespoň částečně rozpustný. Přenos hmoty mezi soustavou a okolím může být podmíněn jinými fyzikálně-chemickými ději např. disociací molekul, adsorpcí atomů aj.

Technický význam difúze spočívá jak v prospěšných, tak i škodlivých změnách koncentrace či strukturních a fázových přeměnách, buď jen v povrchových vrstvách výrobků anebo v celém jejich objemu. Příkladem prospěšných koncentračních změn je povrchové zvýšení obsahu vybraných prvků při chemicko-tepelném zpracování, ale např. oduhličení nástrojových ocelí při jejich zpracování za vysokých teplot je škodlivé. Prospěšné fázové přeměny, ke kterým dochází difúzí v celém objemu výrobku, jsou např. přeměny při některých druzích žíhání slitin. Naproti tomu k škodlivým strukturním změnám patří difúze vakancí, které se při tečení (creepu) spojují na hranicích zrn polykrystalického materiálu v kavity (kap.3.2). Difuze je rovněž významná při svařování, pájení, plátování, slinování a v četných dalších technologických procesech.

První kvantitativní popis difúze vytvořil A. Fick (1855), který předpokládal, že difúzi se zmenšují koncentrační rozdíly. To je velmi častý případ difúze v mnohosložkových soustavách (slitinách), ale zřejmě nezahrnuje difúzi v jednosložkové soustavě (samodifúzi) a případy, ve kterých se difúzí koncentrační rozdíly zvětší. I. *Fickův zákon* pro hustotu jednorozměrného difuzního toku j_A nějakého prvku A je podobný Fourierovu zákonu vedení tepla:

$$j_A = -D_A \frac{dc_A}{dx} \quad (2.21)$$

V této rovnici je dc_A/dx gradient koncentrace prvku A ve směru x , D_A je jeho *difuzivita*, která závisí exponenciálně na teplotě T

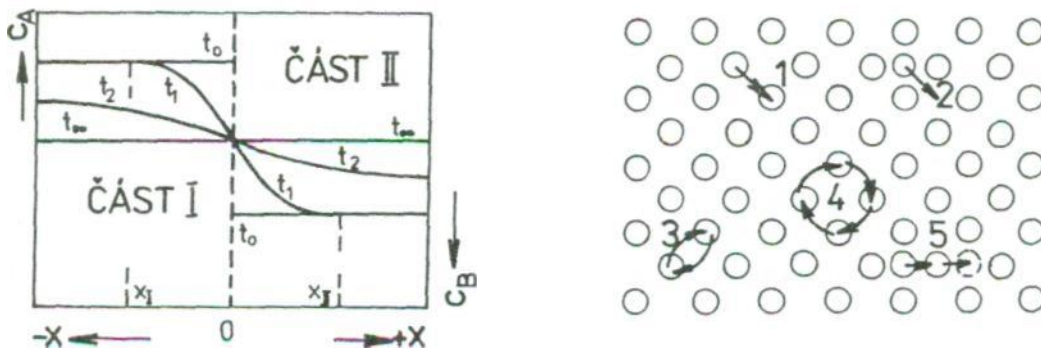
$$D_A = D_{A0} \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H_A}{R \cdot T}\right) \quad (2.22)$$

kde R je plynová konstanta ($8,3 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$), D_{A0} je frekvenční faktor závislý na frekvenci tepelných kmitů atomů a ΔH_A je aktivační entalpie difúze prvku A . Všechny veličiny označené ve vztahu (2.22) indexem A , závisejí nejen na tomto prvku, ale též na termodynamické fázi, ve které difúze probíhá. Difuzivita je míra rychlosti přenosu hmoty a obecně pro ni platí, že při určité teplotě je větší (a) pro prvky tvořící intersticiální tuhé roztoky než pro prvky tvořící substituční tuhé roztoky (kap. 2.5), (b) v termodynamických fázích s méně stěsnanou krystalovou mřížkou (kap. 2.2.1).

II Fickův zákon je výchozí rovnicí pro popis časově závislého koncentračního pole. Pro jednorozměrný difúzní tok složky A má tato rovnice tvar

$$\frac{\partial c_A}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c_A}{\partial x^2} \quad (2.23)$$

a její podobnost vztahu (2.20) je zřejmá. Navíc má difuzivita D stejný rozměr jako teplotní vodivost a , tj. $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$. Analytické řešení rovnice (2.23) je opět založeno na Gaussově integrálu chyb a jeho grafická podoba je na schematickém obr. 2-26. Na tomto obrázku je průběh koncentrace ve dvousložkové (A a B), jednorázové soustavě, tvořené tuhým roztokem obou složek s dokonalou rozpustností (kap. 2.5). Naznačený difúzní článek je tvořen dvěma částmi, přičemž v části I před zahájením difúze, tj. v čase t_0 , převládá koncentrace prvku A ($C_A > C_B$); v části II je tomu naopak. Difúze obou prvků probíhá ve směru koncentračního spádu, tedy prvek A difunduje z části I do části II a prvek B v opačném směru. Vývoj koncentračního profilu při konstantní teplotě je naznačen pro čtyři časy $t_0 < t_1 < t_2 < t_\infty$. Po velmi dlouhé době t_∞ žihání při vysoké teplotě by se koncentrace prvků A a B vyrovnaly v obou částech I a II difuzního článku.



Obr. 2-26 (vlevo) Průběh koncentrace ve dvoj složkovém jednorozměrném difuzním článku po různé době izotermické difúze Obr. 2-27 (vpravo) Mechanizmy difúze v krystalové mřížce
 1 - vakantní, 2 - intersticiální, 3 - výměnný, 4 - kruhový, 5 - nepřímý intersticiální

Hloubka difuzní vrstvy může být definována v obou částech difuzního článku jako vzdálenost x_I resp. x_{II} od fázového rozhraní ($x = 0$), ve které došlo k měřitelné změně koncentrace difundujícího prvku (např. po době t_1) oproti počáteční koncentraci (t_0). Rozborem Gaussova integrálu lze ukázat, že pro tuto maximální vzdálenost obecně platí

$$x_{\max} = 4(D \cdot t)^{1/2} \quad (2.24)$$

Tato časová závislost, v níž je prostřednictvím D implicitně obsažen i vliv teploty, se též nazývá parabolickým zákonem růstu difuzní vrstvy. Jestliže by ve dvousložkové soustavě $D_A = D_B$, byl by koncentrační profil v obr. 2-26 vzhledem k fázovému rozhraní inverzně symetrický a $x_I = x_{II}$. Ve skutečnosti $D_A \neq D_B$ a tedy i $x_I \neq x_{II}$ (Kirkendalův jev).

Mechanismus difúze v krystalové mřížce je spojen s tepelnými kmity atomů (iontů). Při dostatečně vysoké teplotě se amplituda tepelných kmitů zvětší natolik, že atom může opustit svoji polohu v krystalové mřížce a přeskočit do sousední polohy. Tento pohyb atomů

je však nespojitý, protože atom v každé poloze uskuteční velký počet tepelných kmitů než dojde k dalšímu přeskoku. Přeskoky atomů se dějí v určitých krystalografických směrech. Mechanizmy difúze můžeme rozdělit do dvou skupin. První skupinu tvoří mechanismy s přeskoky jednotlivých atomů, kam patří vakantní mechanismus a intersticiální mechanismus difúze (obr. 2-27). Pro tyto dva nejpravděpodobnější mechanismy je určující poměr velikosti atomů difundujícího prvku k velikosti atomů základního prvku - pouze malé atomy mohou difundovat volnými prostory v krystalové mřížce tj. intersticiálním mechanismem. Druhou skupinu mechanismů, ve které se předpokládají koordinované přeskoky více atomů, tvoří *výměnný, kruhový a nepřímý intersticiální mechanismus* (obr. 2-27).

Difúze je značně *urychlována mřížkovými poruchami*. Pro vakantní mechanismus je existence vakancí nutnou podmínkou difúze. Čárové a plošné poruchy krystalové mřížky urychlují difúzi více než poruchy bodové, ale jen do teploty $T = (0,6 \text{ až } 0,75) \cdot T_m$. Nad touto teplotou jsou už přeskoky atomů tak rychlé, že vliv mřížkových poruch je neprokazatelný. Nejrychleji probíhá difúze na volném povrchu.

2.5 Fáze a fázové přeměny

Termodynamická fáze je základní termodynamický pojem, který je definován v kap. 2.3. Tamtéž byly uvedeny podmínky, za kterých může koexistovat více fází nebo při nichž dochází k fázovým přeměnám, které lze pokládat za rovnovážné v jednosložkové soustavě. V této kapitole bude věnována pozornost fázím a jejich přeměnám v mnohosložkových, především však ve dvousložkových (binárních) termodynamických soustavách.

2.5.1 Fáze v mnohosložkových soustavách

Technicky čisté prvky se za atmosférického tlaku a v širokých teplotních intervalech oddělených teplotami alotropických přeměn, tání (tuhnutí) a vypařování (kondenzace), pokládají za jednosložkovou a jednofázovou soustavu. Vzhledem k nečistotám (příměsím), které obsahují, jde přesně vzato o mnohosložkovou soustavu, ve které může ve velkém teplotním intervalu koexistovat více metastabilních fází (např. Sn α a Sn β za nízkých teplot), takže pak taková soustava není ani jednofázová.

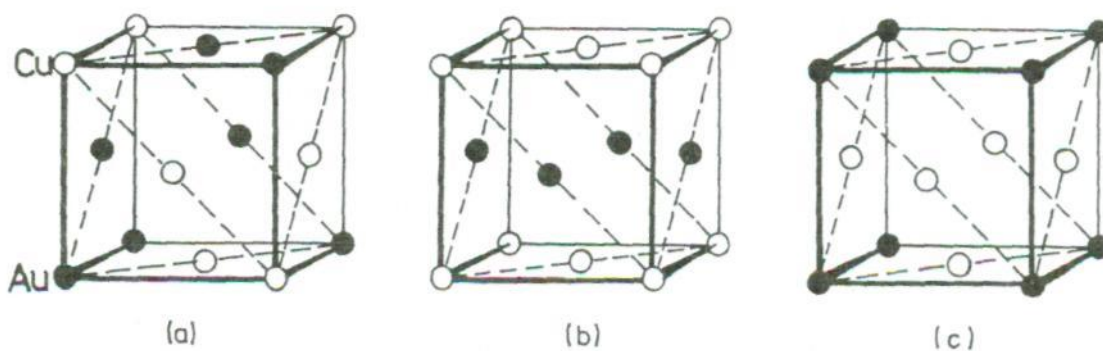
Technické mnohosložkové materiály (slitiny) se obvykle dělí na jednofázové (homogenní) a mnohofázové (heterogenní). Při tomto dělení se vychází z počtu základních (majoritních) fází, které při teplotě okolí tvoří mikrostrukturu materiálu (kap. 3.1). Příkladem jednofázových slitin jsou austenitické oceli (kap. 4.1.3) na rozdíl třeba od dvoufázových mosazí ($\alpha + \beta$) - kap. 4.2.3. Pokud bychom opět exaktně uvažovali i minoritní fáze (vměstky, precipitáty), shledali bychom všechny technické materiály heterogenními.

Tuhé fáze v mnohosložkových soustavách se dělí na tuhé roztoky a intermetalické fáze. Oba druhy tuhých fází mohou být v závislosti na podmínkách tuhnutí buď krystalické nebo amorfní. *Tuhé roztoky* dále dělíme na primární a sekundární, substituční a intersticiální a na uspořádané a neuspořádané. *Primární* tuhé roztoky vznikají fázovou přeměnou z kapalné fáze (taveniny), kdežto *sekundární* roztoky vznikají fázovou přeměnou, které se účastní alespoň jedna jiná tuhá fáze. Pokud jsou tuhé roztoky krystalické, mají primární roztoky obvykle stejnou krystalovou mřížku jako jejich základní čistá složka, sekundární roztoky mají krystalovou mřížku zpravidla odlišnou od čistých složek.

Substituční tuhé roztoky tvoří složky, jejichž atomy mají srovnatelnou velikost a to tak, že atomy rozpouštěných složek postupně nahrazují atomy rozpouštějící (základní) složky

v uzlových bodech její krystalové mřížky. O rozsahu rozpustnosti, která kvalitativně může být omezená (částečná) nebo neomezená (úplná), rozhodují tyto faktory :

- poměrná velikost atomů - čím větší je rozdíl ve velikosti atomů mezi základní a další složkou, tím menší rozpustnost má tato složka, až při rozdílu větším než 14 % je rozpustnost už velmi omezená;
- elektronegativita (kap. 2.1.3) - s rostoucím rozdílem v elektronegativitě složek tuhého roztoku roste tendence ke vzniku intermediálních fází a klesá rozpustnost;
- koncentrace valenčních elektronů - složka s menším počtem valenčních elektronů v sobě rozpouští za jinak stejných podmínek mnohem více té složky, která má větší počet valenčních elektronů než je tomu naopak; tato elektronová koncentrace (poměr valenčních elektronů k počtu atomů) však může v substitučním tuhém roztoku dosáhnout maximálně hodnoty 1,4;
- při úplné rovnovážné rozpustnosti musí mít všechny složky tuhého roztoku stejný druh krystalové mřížky.



Obr. 2-28 Krychlová plošně středěná základní buňka krystalové mřížky různých druhů tuhých roztoků v soustavě Au-Cu (a) neuspořádaný s 50 at. % Cu, (b) uspořádaný AuCu, (c) uspořádaný AuCu₃

Jestliže rozdíly v elektronegativitě složek, které tvoří tuhý roztok jsou malé, chovají se jejich atomy přibližně stejně tj. nepreferují žádné sousední atomy. V tomto případě je rozmístění atomů v krystalové mřížce náhodné a taková fáze se nazývá *neuspořádaný tuhý roztok* (obr. 2-28a). Je-li vzájemné působení mezi atomy různých složek v tuhém roztoku takové, že se více přitahují různé atomy než stejné atomy, pak pokud převládá kovová vazba, vznikne *uspořádaný tuhý roztok* neboli *nadmřížka* (obr. 2-28b, c). Nadmřížky vznikají při poměru atomů 1:1 a 3:1 nebo při koncentracích blízkých těmto poměrům, avšak jen v některých soustavách (např. Au-Cu či Cu-Zn). Nadmřížky se za vyšších teplot přeměňují v neuspořádané tuhé roztoky.

Intersticiální tuhé roztoky tvoří složky, jejichž atomy jsou výrazně menší než atomy základní složky a to tak, že atomy rozpouštěných složek zaplňují volné prostory v krystalové mřížce základní složky. Poměr velikosti atomů nesmí přesáhnout hodnotu 0,59. Intersticiální atomy působí deformace krystalové mřížky a zmenšení zbylých, dosud neobsazených prostorů, takže rozpustnost v tomto druhu tuhého roztoku je vždy omezená.

Intermediární fáze mohou být tvořeny elektrochemickými sloučeninami, intermetalickými fázemi nebo intersticiálními fázemi.

Elektrochemické sloučeniny tvoří takové prvky, které se výrazně odlišují svojí elektronegativitou (např. Mg₂Si, FeS). Stechiometrický poměr atomů ve sloučenině odpovídá

valenci zúčastněných prvků. Obvykle mají vysokou teplotu tání, při které se přeměňují na kapalnou fázi stejného chemického složení.

Intermetalické fáze jsou tvořeny čistými kovy a dělí se na elektronové fáze (též sloučeniny) a Lavesovy fáze. *Elektronové fáze* jsou charakterizovány určitou koncentrací valenčních elektronů, jmenovitě 3:2, 21:13 a 7:4. V soustavě Cu-Zn když měď má jeden valenční elektron a zinek má dva, mají elektronové fáze v uvedeném pořadí vzorec CuZn (fáze δ), Cu₅Zn₈ (fáze γ) a CuZn₃ (fáze ϵ). Přechodové kovy (Fe, Co, Ni, Pt) mají v elektronových fázích nulové mocenství, protože s rostoucí elektronovou koncentrací se postupně zaplňují jejich neúplné elektronové orbitaly *d*, čímž se snižuje příspěvek valenčních elektronů od těchto kovů do elektronového plynu. Takže např. AlNi (fáze β) je typu 3:2, neboť Al poskytuje 3 valenční elektrony, kdežto Ni nedá ani jeden. Elektronové fáze mohou mít atomovou strukturu uspořádanou i neuspořádanou.

Lavesovy fáze jsou tvořeny atomy, jejichž rozdíl velikostí činí 20 až 25 %. Mají vzorec AB₂ (např. MgNi₂ nebo WFe₂) a protože každý atom A je obklopen 4 jinými atomy A a 12 atomy B a každý atom B má 12 sousedů, je průměrná hodnota koordinačního čísla 13,3. Vyplnění prostoru atomy je tedy u Lavesových fází větší než u nejtěsnanějších krystalových mřížek (k.p.s. a š.t.u.) tvořených jedním druhem atomů.

Intersticiální sloučeniny (hydridy, boridy, karbidy, nitridy) jsou tvořeny malými atomy nekovových prvků (H, B, C, N) s kovy. V případě přechodových kovů je rozdíl v elektronegativitě oproti intersticiálním prvkům malý a meziatomová vazba má převážně charakter kovový, částečně kovalentní (Fe₃C, WC). U alkalických kovů je tomu naopak (CaC₂). Pokud je poměr velikosti atomů nekovového prvku menší než 0,59, vznikají intersticiální sloučeniny s jednoduchou krystalovou mřížkou (k.p.s., š.t.u.) a jednoduchými vzorci typu M₄X, M₂X, MX a MX₂, kde M značí kov a X nekov. Je-li velikostní poměr větší než 0,59 jako například u Fe₃C (0,63) je krystalová mřížka složitější, v daném případě ortorombická. Karbidy chrómu a manganu mají vzorce tvar M₇C₃ a M₂₃C₆. Uhlík společně s dusíkem tvoří karbonitridy, z nichž pro oceli jsou významné Nb(C,N) a Ti(C,N). Jednoduchý vzorec intersticiální sloučeniny je svědectvím její velké vazebné energie, a tedy také vysoké teploty tavení, žárupevnosti a tvrdosti (např. TiC má T_m = 3150 °C, ale Cr₂₃C₆ jen asi 1550 °C).

Jestliže se atomy různých prvků vzájemně přitahují méně než atomy stejných prvků, musí v dané soustavě vznikat tendence ke vzniku více fází, z nichž každá bude obsahovat převážně jeden prvek. Vznikne *směs fází* buď přímo při tuhnutí (eutektikum, peritektikum) nebo dalším ochlazováním v tuhé fázi (eutektoid, peritektoid, precipitát a matrice) jak uvádí následující kapitoly.

2.5.2 Obecná charakteristika fázových přeměn

Fázová přeměna je kvalitativní změna ve struktuře atomů nebo elektronů, ke které dochází v soustavě buď samovolně či přenosem energie nebo hmoty z jejího okolí. Při fázových přeměnách v kondenzovaných fázích dochází ke změně v uspořádání atomů na krátkou či dlouhou vzdálenost nebo ke změně v pohybu elektronů. Změny druhu krystalové mřížky jsou obvykle provázeny změnou morfologie krystalů (zrn).

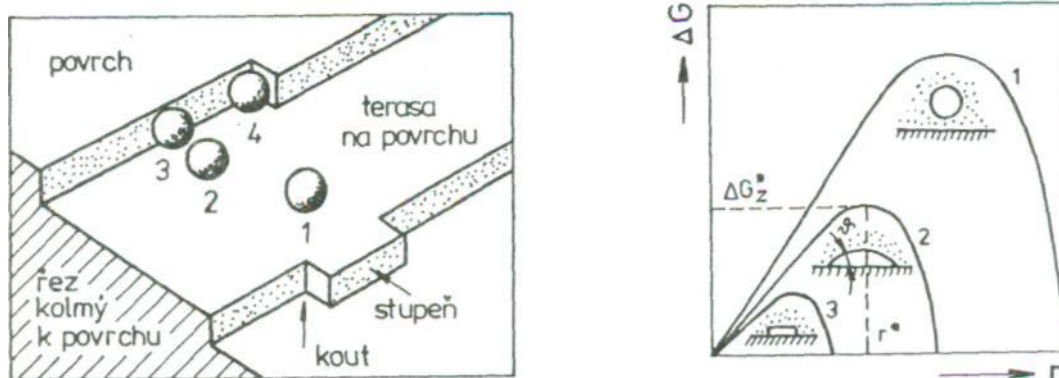
Při popisu fázových přeměn sledujeme jejich termodynamiku, kinetiku a mechanismus. *Termodynamika* hodnotí z energetického hlediska počáteční a konečný stav fázové přeměny a z jejich rozdílu odvozuje hybnou sílu fázové přeměny. *Kinetika* řeší otázku rychlosti přeměny, zpravidla pomocí rychlosti nukleace a rychlosti růstu nové fáze. *Mechanismus* vysvětluje všechny vztahy mezi strukturou původní a nové fáze.

Kinetické dělení fázových přeměn je založeno především na rozboru růstových dějů u heterogenních přeměn, tj. u těch, které začínají nukleací a vyznačují se vznikem nových fázových rozhraní. Z tohoto hlediska se rozeznávají fázové přeměny

- (1) s růstem řízeným přenosem tepla (např. krystalizace)
- (2) s tepelně aktivovaným růstem řízeným přenosem hmoty buď na dlouhou vzdálenost (např. eutektoidní přeměny) nebo na krátkou vzdálenost (např. bainitické přeměny)
- (3) s atermálním růstem (martensitické přeměny).

Kondenzace a vypařování

Chování par může být jednoduše modelováno na základě kinetické teorie plynů. V rovnovážném stavu je tok atomů směřujících z páry do kondenzované fáze roven toku atomů pohybujících se v opačném směru. O tom, zda dojde ke kondenzaci nebo k vypařování rozhoduje v prvním přiblížení pouze rozdíl Δp skutečného tlaku p a rovnovážného tlaku p_0 , který je hybnou silou obou fázových přeměn. V prvním případě $\Delta p = p - p_0 > 0$, ve druhém je $\Delta p < 0$. Ve skutečnosti hustotu toku vedle rozdílu tlaků ovlivňuje také mechanismus přeměny, což lze vyjádřit pomocí součinu $a \cdot \Delta p$ ($0 < a < 1$).



Obr. 2-29 (vlevo) Etapy kondenzace na terasovitém povrchu

Obr. 2-30 (vpravo) Kritická velikost zárodku pro heterogenní a pro homogenní nukleaci

Mechanismus kondenzace založený na fyzikální představě neznečištěného terasovitého povrchu lze rozložit na čtyři etapy : (1) adsorpce atomu na povrchu kondenzované fáze, (2) difúze atomu po povrchu, (3) difúze atomu podél výstupku, (4) usazení atomu v koutu výstupku. Mechanismus vypařování má opačný postup (obr. 2-29).

Je-li při kondenzaci Δp velké a povrch členitý, je $\alpha_k \approx 1$, ale když je Δp malé a povrch hladký, je $\alpha_k \approx 0$, neboť mnoho atomů je opět desorbováno. Při malé hybné síle $\Delta G \approx \Delta p > 0$ (obr. 2-30, křivka 3) pro depozici par na plochem monokrystalu vznikají na jeho povrchu ploché zárodky, které pomalu rostou a spojují se až vytvoří souvislý film. Deponovaný povlak je rovněž monokrystalem se stejnou krystalografickou orientací jako má podložka. Tento epitaxiální růst se děje na všech zárodcích podobným způsobem, který je charakterizován rovnoběžností rovin a směrů hustě obsazených atomy v podložce a ve filmu. To umožňuje postupné srůstání všech ostrůvků filmu, přičemž disorientace mohou být kompenzovány dislokacemi. S rostoucí hybnou silou kondenzace se při obvyklé heterogenní nukleaci zakřivuje profil zárodka spočívajícího na podložce (obr.2-30, křivka 2) až při značně velké hybné síle může dojít k *homogenní nukleaci* kulového zárodka v parách samotných (obr. 2-30, křivka 1).

Při vzniku zárodku se zakřiveným povrchem jehož rádius je r , dojde ke změně volné entalpie ΔG_z , která je úměrná součinu objemu zárodku ($\approx r^3$) a jisté funkce krajového (kontaktního) úhlu $f(\vartheta)$. Část celkové hybné síly kondenzace ($\approx r^2 \cdot \gamma$) se spotřebuje na vznik nového povrchu ($\approx r^2$) s měrnou energií γ . Protože obě konkurující si složky změny volné entalpie závisí na velikosti r zárodku, lze určit jeho kritickou velikost $r^* \approx \gamma$ a kritickou velikost změny volné entalpie (obr. 2-30):

$$\Delta G_z \approx F(\vartheta) \cdot \gamma^3 \quad (2.25)$$

Po překročení r^* je *zárodek stabilní* a schopný spontánního růstu. Hodnota ΔG_z^* je nejmenší pro heterogenně nukleovaný dvojrozměrný růst a je největší pro homogenní nukleaci.

Rychlost nukleace \dot{N}_A je počet zárodků N , které vzniknou na jednotce plochy A povrchu za jednotku času t ; roste s rostoucí hybnou silou kondenzace a s klesajícím ΔG_z^* :

$$\dot{N}_A = \frac{1}{A} \cdot \frac{dN}{dt} \approx \frac{\alpha \cdot \Delta p}{F(\vartheta) \cdot \gamma^3} \quad (2.26)$$

Popsaná *fyzikální depozice z par* (PVD) je do značné míry aplikovatelná i na *chemickou depozici z par* (CVD), při níž se deponovaný prvek uvolňuje rozkladem chemické sloučeniny. Alternativně lze deponovat přímo chemické sloučeniny (karbidy, oxidy). Rychlost růstu deponované vrstvy závisí nejen na teplotě, ale též na chemickém složení par.

Vnitřní stavba a morfologie tuhé fáze jsou velmi variabilní. Při nízkých teplotách depozice může být tuhá fáze amorfní nebo je tvořena malými defektními krystaly nebo vláknitými monokrystaly - *whiskery*. Při vyšších teplotách depozice se tuhá fáze zpravidla skládá z orientovaných, někdy sloupcovitých krystalů.

Také při vypařování se může uplatnit chemický mechanismus spočívající v tom, že pára odstraňuje atomy z povrchu kondenzované fáze chemickou reakcí. To proces vypařování urychluje; opačným případem je nezbytná disociace chemických sloučenin, která snižuje α_v až na 10^{-4} . V mnohých vakuových zařízeních je třeba omezit vypařování materiálu součástí pracujících při vysokých teplotách. K tomu lze využít vliv nečistot (např. dusíku) na zpomalení procesů probíhajících ve všech čtyřech etapách výše uvedeného mechanismu vypařování, ale zpravidla nejvíce ke zpomalení dufuze atomů ve 2. a 3. etapě. To může snížit α_v z 1 až na 10^{-3} .

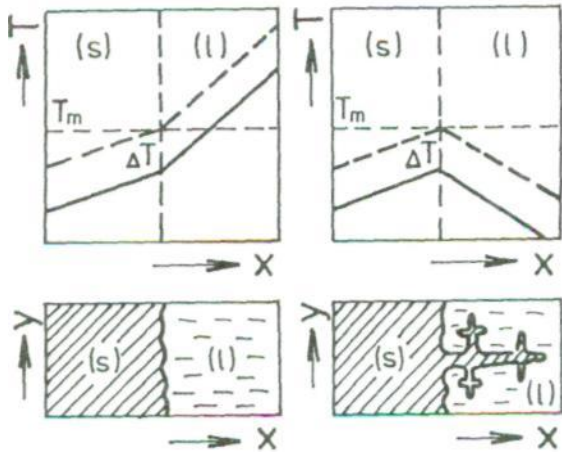
Krystalizace a tavení

Krystalizace je heterogenní fázová přeměna nejen podle kinetického dělení, ale také proto, že je zpravidla nukleována cizími krystalickými tělesy, kterých se tavenina dotýká, nebo které jsou v jejím objemu. Je zřejmé, že také v termodynamice krystalizace lze použít teorii kritické velikosti zárodku stejně jako pro kondenzaci, když hybnou sílu krystalizace vyjádříme vztahem

$$\Delta G = \Delta H \frac{\Delta T}{T_0} \quad (2.27)$$

v němž značí ΔH - entalpii krystalizace, ΔT - přechlazení, T_0 - rovnovážnou teplotu krystalizace.

Krystalizace je řízena přenosem tepla, což se projevuje jak v její kinetice, tak i charakteru fázového rozhraní a konečně i v morfologii tuhé fáze. Při *kladném teplotním gradientu* v tavenině (obr. 2-31 a) je pohyb fázového rozhraní řízen rychlostí odvodu uvolněné entalpie krystalizace z fázového rozhraní do tuhé fáze a pak do okolí. Charakter fázového rozhraní je rovinný, nekystalografický a jeho pohyb je rovnoměrný. Při *záporném teplotním gradientu* (obr. -31b) v tavenině může být entalpie krystalizace odváděna jak do tuhé fáze, tak i do taveniny. Jestliže některá část fázového rozhraní vyčnívá do taveniny, má nižší teplotu než ostatní části fázového rozhraní, což urychluje její další růst. Vzniklé *dendrity* mají hlavní větve orientovány ve směru záporného teplotního gradientu a vedlejší větve v určitých krystalografických směrech, které závisí na druhu krystalové mřížky kovu (např. v kubických mřížkách je to směr $\langle 100 \rangle$). Taková přednostní orientace se nazývá *krystalizační textura*.

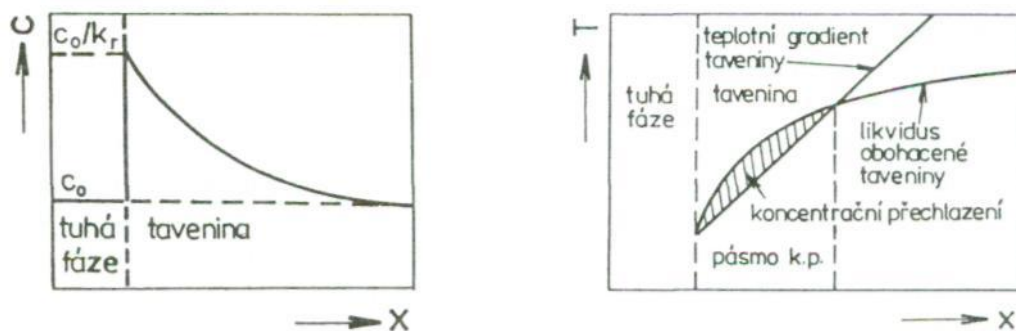


Obr. 2-31
Průběh teploty v kapalně (l) a v tuhé (s) fázi při krystalizaci a charakter fázového rozhraní (a) při kladném teplotním gradientu (b) při záporném teplotním gradientu

Při *tuhnutí ingotu* v kokile vzniká na povrchu ingotu poměrně tenká vrstva velmi drobných polyedrických, náhodně orientovaných krystalů v důsledku velkého přechlazení, při kterém byl aktivní velký počet zárodků. V další etapě vzniká při záporném teplotním gradientu v tavenině pásmo sloupcovitých krystalů s krystalografickou texturou v podstatě dendritického charakteru. V závěrečné etapě tuhnutí se ve střední části ingotu vytvoří rovnoosé neorientované krystaly, které jsou menší v patě než v hlavě ingotu. Jejich vznik je vysvětlován heterogenní nukleací způsobenou proudící taveninou, k čemuž v patě ingotu přistupuje zrychlené ochlazování. U slitin přispívá ještě koncentrační přechlazení.

Při konstantním (atmosférickém) tlaku tuhne *čistý kov* podle Gibbsova pravidla za konstantní teploty. Délka časové prodlevy na křivce chladnutí závisí při této exotermické přeměně na rychlosti přenosu tepla (entalpie tuhnutí) ze soustavy do okolí. Ani extrémně rychlým ochlazováním nelze krystalizaci čistých kovů potlačit, lze jen dosáhnout homogenní nukleace při přechlazení $\Delta T \approx 0,15 \cdot T_m$.

Ve *slitinách* se při krystalizaci tuhého roztoku v rovnovážných podmínkách (kap. 2.5.3) mění chemické složení tuhé fáze c_s po čáře solidu, složení taveniny c_l po čáře likvidu, až do ztuhnutí $c_s = c_0$ (c_0 složení slitiny). Poměrem $k_r = c_s / c_l$ je určen rovnovážný rozdělovačí součinitel. Je-li $k_r < 1$, je tavenina ve srovnání se složením slitiny vždy obohacena legúrou a na fázovém rozhraní má koncentraci $c_l = c_0 / k_r$ (obr. 2-32a). Ke *koncentračnímu (konstitučnímu) přechlazení* dojde při kladném teplotním gradientu v tavenině blízké fázovému rozhraní, když její skutečná teplota je nižší než teplota likvidu legúrou obohacené taveniny (obr. 2-32b). Je pásmo koncentračního přechlazení x_{kp} úzké, nemohou se sice hlavní větve dendritů dostatečně rozvinout, ale fázové rozhraní není zcela rovinné a je tvořeno pravidelnými polyedrickými útvary, má *buněčnou* morfologii. Hranice mezi buňkami jsou místy s vyšší koncentrací legúry a nečistot. Při velkém rozsahu koncentračního přechlazení v ingotech technických slitin a ve svarech přechází buněčná morfologie v jemné *buněčné dendrity*.



Obr. 2-32 Ustálený koncentrační profil (a) a koncentrační přechlazení (b) při tuhnutí slitiny

K dosažení jemného zrna ve střední části odlitku se používá buď *očkování slitin* tj. zvýšení rychlosti heterogenní nukleace přísadami (např. Ti nebo Zr ve slitinách Al), nebo *fragmentace* bočních větví *dendritů*, čehož se dosahuje nuceným pohybem taveniny. Po fragmentaci jsou dendrity taveninou v odlitku redistribuovány a částečně nataveny, takže mohou růst v nová náhodně orientovaná zrna. K tomu lze použít mechanického chvění kokilou, ultrazvuku, míchání magnetickým polem aj.).

Střední *objem (velikost) zrna* \bar{V} fáze vzniklé krystalizací (primární fáze) je úměrná podílu poměrné rychlosti růstu \dot{X} a rychlosti nukleace N_V ($\bar{V} \approx \dot{X} / N_V$). Oba kinetické parametry závisejí na přechlazení ΔT , první parabolicky, druhý exponenciálně.

Během tuhnutí segregují nečistoty do určitých oblastí. *Segregace* rozdělujeme podle jejich rozsahu na makroskopické a mikroskopické. První vznikají obohacováním taveniny příměsí a její segregací do oblastí, které tuhnou v odlitku naposled. K makrosegregaci také vede vliv gravitace v důsledku rozdílné hustoty fází, které tuhnou dříve nebo později (např. ve slitinách Pb-Sb). Mikrosegregace vznikají jak při buněčné, tak i při dendritické krystalizaci a týkají se nečistot a legūr.

Nerovnoměrné rozdělení nečistoty nebo legūry mezi koexistující fázi a taveninou při krystalizaci a jev makrosegregace jsou podstatou *pásmové rafinace*. V úzkém nataveném pásmu, které se pomalu posouvá podél tyčovitého polotovaru, je poměr koncentrace daného prvku v obou fázích určen efektivním rozdělovacím součinitelem k_{ef} ($k_r < k_{ef} < 1$). Opakováním průchodu nataveného pásma tyčí se zvětšuje poměr koncentrací příměsí na obou koncích tyče až na faktor 10^3 . *Pásmovým natavením* lze připravovat tuhá eutektika nebo monokrystaly.

Eutektická krystalizace slitin je v podmínkách termodynamické rovnováhy nonvariantní fázová přeměna. Protože v dané soustavě probíhá za nejnižší teploty a s dlouhou prodlevou, má eutekticky krystalizující slitina výborné slévárenské vlastnosti. Vhodným řízením podmínek krystalizace může přímo vzniknout kompozitní materiál s požadovanou orientací a vzdáleností částic zpevňující fáze (*technologie usměrněného tuhnutí*). Mechanismus eutektické krystalizace spočívá v heterogenní nukleaci a růstu vedoucí fáze (např. fáze α bohatá prvkem A) při dosažení kritického přechlazení. Tavenina se obohacuje prvkem B a na fázovém rozhraní, v místech kde je tavenina přechlazena, nukleuje fáze β . Obě fáze se vzájemně prorůstají tak, že zrna eutektika je tvořeno jedním zrnem fáze α a jedním zrnem fáze β . Velká povrchová energie fázového rozhraní α/β favorizuje lamelami morfologii eutektika. Čím menší je rychlost chladnutí T , tím delší čas je na příčnou difúzi, takže mezilamelární vzdálenost A se zvětšuje ($\lambda^2 \cdot \dot{T} = konst.$). Pokud obě fáze mají nízkou entropii krystalizace, což je u kovů obvyklé, je fázové rozhraní mezi tuhými fázemi a taveninou nefasetové a naopak. Nečistoty ovlivňují především růstové děje tak, že jednak mění povrchovou energii fázového rozhraní, a tedy i tvar eutektika (např. Ce či Mg v tvárné litině),

jednak způsobují koncentrační přechlazení, buněčnou morfologii fázového rozhraní a zjemnění zrna (např. Na v siluminech).

Tuhnutím taveniny slitin při extrémně velkých rychlostech chladnutí (10^5 až 10^6 K.s⁻¹) vznikají metastabilní *přechodové fáze* nebo *amorfní fáze* (kovová skla). Příkladem přechodových fází jsou přesycené tuhé roztoky, intermetalické fáze nebo fáze *e* (š.t.u.) v soustavě Fe-C-Si. Kovová skla jsou tvořena složkami s rozdílnou velikostí atomů (např. Fe-Cr-C-P). Z teplotní závislosti objemu (obr. 2-?) je zřejmé, že amorfizace je fázovou přeměnou, při které je rozdíl mezi měrným objemem amorfní a krystalické fáze 1 až 2 %. Teplota přechodu do skelného stavu T_g je tím nižší, čím menší je rychlost chladnutí. Jestliže hlavní podmínkou pro vznik metastabilních krystalických fází je úplné potlačení difúze, pak pro amorfizaci je nutné zabránit nukleaci.

Tavení

Jestliže přijmeme představu, že amorfní fáze je vlastně silně přechlazená tavenina, je zřejmé, že tavení krystalické fáze je určitým druhem amorfizace. Za rovnovážných podmínek odpovídá přeměna krystalické fáze, která je uspořádaná na krátkou i na dlouhou vzdálenost, v amorfní fázi s neuspořádaností pouze na krátkou vzdálenost, procesům tavení. V poslední době pozorovaná amorfizace v tuhém stavu (absorbací atomárního vodíku, ozáření, mechanickým legováním) je přímou přeměnou slitiny podrobené vhodnému procesu, který vyvolává neuspořádanost a může být chápán jako tavení za nerovnovážných podmínek. To dává naději na porozumění mechanismu tavení za rovnovážných podmínek, který byl dosud založen na předpokladu ztráty termodynamické stability či určité katastrofy vibrační, elastické, izochorické nebo entropické podstaty. Navíc tyto teorie předpokládají homogenní tavení v celém objemu krystalu, ačkoliv je experimentálně prokázáno, že tavení je nukleováno heterogenně na povrchových defektech krystalové mřížky nebo na jiných mikroskopických defektech (vnitřní povrchy). Tavení, ke kterému obvykle dochází při rovnovážné teplotě tavení, tedy před tím, než může dojít k nějaké nestabilitě, představuje fázovou přeměnu s dobře definovaným fázovým rozhraním a entropií tavení přibližně rovnou Boltzmannově resp. plynové konstantě. Na druhé straně, pokud je eliminována heterogenní nukleace, lze dosáhnout značného přehřátí i u čistých kovů. Nový zájem o procesy tavení vyvolaly extrémně rychlé ohřevy laserem či elektronovým svazkem.

Fázové přeměny v tuhém stavu

Fázové přeměny s tepelně aktivovaným růstem jsou z *termodynamického hlediska* charakterizovány tím, že ze změny chemické volné entalpie ΔG_{ch} se musí uhradit, vedle energie nutné pro vznik povrchů nové fáze ΔG_p , také energie na deformaci ΔG_d krystalové mřížky. Pro hybnou sílu přeměny ΔG pak platí

$$\Delta G = -\Delta G_{ch} + \Delta G_p + \Delta G_d \quad (2.28)$$

Člen ΔG_{ch} se určí z rozdílu volných entalpií složek tvořících novou a původní fází. Významnost ΔG_p a ΔG_d závisí na koherenci fázového rozhraní, která se během fázové přeměny mění. *Koherence fázového rozhraní* je způsob jakým atomové roviny na obou stranách fázového rozhraní na sebe navazují.

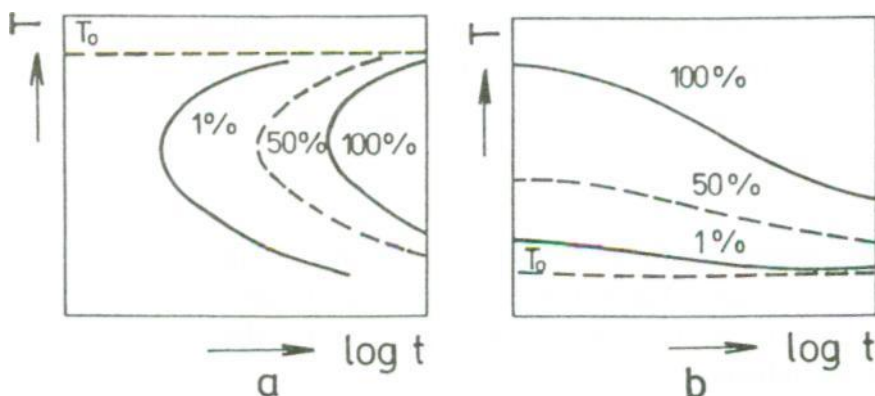
Pro *mechanismus* tepelně aktivovaných fázových přeměn je příznačná heterogenní nukleace na poruchách krystalové mřížky. V těchto místech (hranice zrn, dislokace aj.) má totiž původní fáze vyšší volnou entalpii o energii mřížkové poruchy. Růstové děje jsou ovlivněny stupněm koherence fázového rozhraní : pohyb nekoherentního rozhraní je

energeticky nejsnazší vlivem urychlené difúze, pohyb polokoherentního rozhraní je řízen difuzním pohybem hranových dislokací.

Kinetika tepelně aktivovaných fázových přeměn se dělí na izotermickou a anizotermickou. *Izotermická* kinetika je popsána rovnicí Avramiho pro časovou závislost transformovaného objemového podílu

$$V_v = 1 - \exp(-C \cdot t^n) \quad (2.29)$$

Konstanta C závisí jak na rychlosti nukleace, tak i na rychlosti růstu. Rychlost nukleace se exponenciálně zvyšuje s rostoucí hybnou silou ΔG , teplotou a s klesající aktivační entalpií difúze. Teplotní závislost rychlosti růstu je složitější, protože při teplotě $T < T_0$ (T_0 = termodynamicky rovnovážná teplota) je pro malé přechlazení $\Delta T = T_0 - T$ malá hybná síla AG , a pro velké přechlazení (nízké teploty) je zase malá difuzivita. Z toho plyne typický tvar písmene „C“ izotermických transformačních diagramů (obr. 2-33a). Při $T > T_0$ se však rychlost růstu s rostoucí teplotou zvětšuje, takže v příslušných transformačních diagramech jde o trvale klesající závislost (obr. 2-33b). *Anizotermická* kinetika je charakterizována křivkami, které mají mírně odlišný tvar a jsou při ochlazování posunuty k nižším teplotám a delším časům, při ohřevu k vyšším teplotám a delším časům.



Obr. 2-33 Transformační diagramy pro izotermickou kinetiku fázové přeměny v tuhém stavu :
(a) $T < T_0$, (b) $T > T_0$

Alotropické, a polymorfní přeměny

K alotropickým přeměnám dochází asi ve 20 kovech, k polymorfním přeměnám v mnoha tuhých roztocích, z nichž technicky nejvýznamnější jsou slitiny Fe a slitiny Ti, ale i v intermetalických fázích (např. slitiny Cu).

Alotropické a polymorfní přeměny mohou probíhat vlivem změny teploty a tlaku jak z tepelně aktivovaným růstem, tak i s atermálním růstem (martensitické přeměny).

Není-li alotropická přeměna provázena změnou charakteru meziatomových vazeb, nedochází k velkým objemovým změnám a teplota přeměny je málo závislá na tlaku. Je tomu tak např. při přeměně Fe_{γ} (k.p.s.) \rightarrow Fe_{α} (k.t.s.) - obr. 2-24. Při vysokých tlacích mohou vznikat další fáze např. $Fe\epsilon$ (š.t.u.).

Eutektoidní a bainitické přeměny

Tyto přeměny se vyznačují tepelně aktivovaným růstem a přenosem hmoty na dlouhou (eutektoidní) nebo na krátkou vzdálenost (bainitické). Při eutektoidní přeměně, která je za

rovnovážných podmínek nonvariantní, dochází k rozpadu vysokoteplotní fáze na heterogenní směs dvou fází podle schéma $y \rightarrow a+\beta$. Vysokoteplotní fáze může být tuhým roztokem nebo intermetalickou fází. Fáze tvořící eutektoid mají zpravidla značně rozdílnou koncentraci legujících prvků.

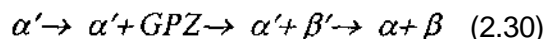
Při bainitické přeměně (ve slitinách železa, mědi, uranu aj.) je možná difúze pouze jedné komponenty, ale rovněž vzniká heterogenní směs.

Precipitace a homogenizace

Precipitace je heterogenní fázová přeměna s tepelně aktivovaným růstem a přenosem hmoty na dlouhou vzdálenost. Je jednou z forem rozpadu přesyceného tuhého roztoku. I když precipitací vzniká minoritní fáze, významně se mění vlastnosti slitin. K precipitačnímu zpevnění dochází při vytvrzování, zušlechťování, tepelně-mechanickém zpracování. Precipitace však může mít i záporný vliv jako např. zkřehnutí či zcitlivění vůči mezikrystalové korozi.

Příčinou precipitačního rozpadu tuhého roztoku je jeho přesycení nějakým prvkem, které nastane za nízkých teplot po rychlém ochlazení anebo za vyšších teplot při pomalém ochlazení, případně vlivem plastické deformace. Precipitační rozpad přesyceného tuhého roztoku, který probíhá při teplotě okolí nebo při nízkých teplotách se nazývá *stárnutí* dané slitiny.

Mechanismus precipitace se skládá z heterogenní nukleace a difuzního růstu částic precipitátu. Precipitaci fáze β z přesyceného tuhého roztoku a' předcházejí za určitých podmínek segregace jevy, při kterých se atomy přísady shlukují do *Guinierových-Prestonových zon (GPZ)*. Dále vzniká přechodná fáze β' , takže schéma sledu precipitačního rozpadu je

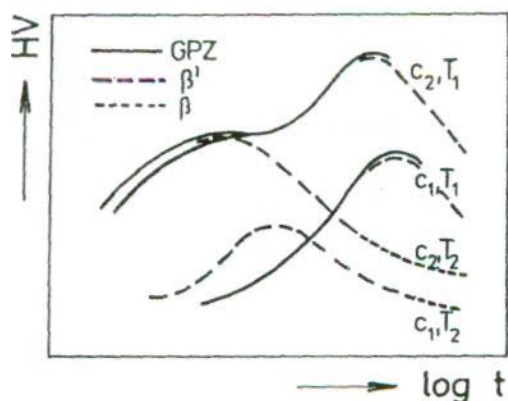


Termodynamika precipitace musí především vysvětlit vznik GPZ a přechodného precipitátu β' které jsou bohatší legúrou než je rovnovážný precipitát β . Ten má sice minimální volnou entalpii G_p (při T - konst), ale také nejmenší hybnou sílu $\Delta G = G_{\beta} - G_a$, pro svůj vznik, což je rozhodující.

Popis *kinetiky* precipitace se obvykle nahrazuje grafickým vyjádřením vlivu podmínek stárnutí (teplota, čas) a složení slitiny na změny vlastností (tvrdost, el.odpor, mřížkové parametry) - obr. 2-34 Pokles zpevnění, ke kterému dochází v pozdějších stádiích, tj. při *přestárnutí*, je způsobeno hrubnutím precipitátu.

Obr.2-34 Časová závislost tvrdosti při precipitačním rozpadu přesyceného tuhého roztoku

c - koncentrace přísady ve slitině ($C_2 > C_1$)
 T - teplota precipitačního rozpadu ($T_2 > T_1$)



Homogenizace

U většiny technických slitin, které jsou za teploty okolí heterogenní (mnohofázové), lze dosáhnout jejich fázové homogenizace ohřevem do vhodného intervalu teplot podle příslušného rovnovážného diagramu (kap. 2.5.3).

Prakticky významnými příklady homogenizace je jednak austenitizace při kalení nebo normalizačním žhání ocelí nebo první etapa vytvrzování slitin hliníku aj.

Z hlediska teorie fázových přeměn má homogenizace všechny obecné charakteristické rysy přeměn s tepelně aktivovaným růstem a s přenosem hmoty na dlouhou vzdálenost. Při homogenizaci polymorfních slitin dochází nejdříve k fázovým přeměnám matrice (majoritních fází) - obr.2-33b), potom k rozpouštění minoritních fází (intersticiálních či intermetalických).

Homogenizací chemického složení rozumíme zmenšení koncentračních rozdílů, které existují po fázové homogenizaci nebo zmenšení pásmové či dendritické segregace. Nejde tedy o fázovou přeměnu.

Martensitické přeměny

K martensitickým přeměnám dochází jak v intersticiálních anebo substitučních tuhých roztocích železa, tak i ve slitinách neželezných kovů. Martensitické přeměny v některých slitinách provází významné transformační zpevnění (v ocelích) nebo změny fyzikálních vlastností (v supravodivých slitinách).

Martensitické přeměny jsou heterogenní přeměny s převážně atermálním růstem, ke kterému dochází *koordinovaným přemístěním* atomů na vzdálenosti menší než jsou velikosti parametrů krystalové mřížky. *Rychlost růstu* krystalu martensitu je zpravidla vysoká (10^3 m.s^{-1}). Důsledkem uvedeného přemístění atomů je vysoký *stupeň koherence* fázového rozhraní a zákonité krystalografické *orientační vztahy* mezi původní fází a martensitem. Popsaná transformace má charakter deformace krystalové mřížky původní fáze. Tato deformace vede i k makroskopické deformaci projevující se *povrchovým reliéfem*.

Struktura martensitu závisí na velikosti submikroskopické a makroskopické deformace potřebné k uskutečnění martensitické přeměny a na jejích podmínkách. Je-li potřebná smyková složka makroskopické deformace velká a když se fázové rozhraní při přeměně pohybuje rychle, mají krystaly martensitu tvar disků. Heterogenní plastická deformace se projevuje přítomností dislokací, dvojčat anebo vrstevných chyb v substruktuře martensitu. V ocelích je substruktura nízkouhlíkového martensitu laťková a dislokační, ale u vysokouhlíkového martensitu disková a dvojčatová.

Základní představu o *termodynamice* martensitické přeměny dává teplotní závislost volné entalpie (obr. 2-31). Hybná síla přeměny

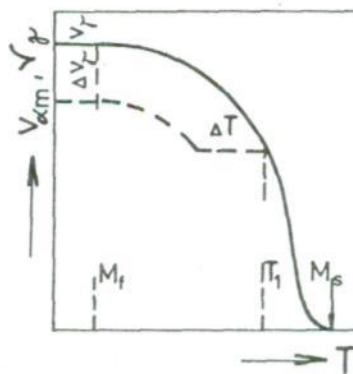
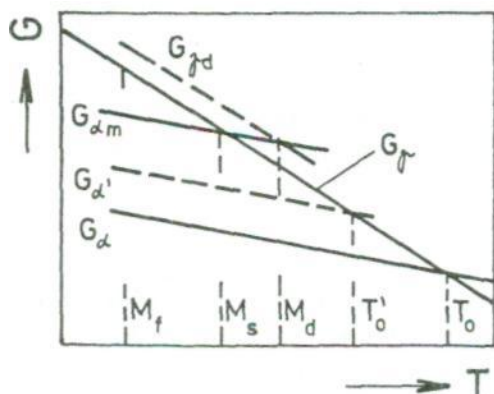
$$\Delta G = G_{\alpha} - G_{\gamma} = -(G_{\gamma} - G_{\alpha}) + (G_m - G_{\alpha}) \quad (2.31)$$

kde záporný první člen je ryze termodynamický a druhý mechanický, představuje energii elastických deformací mřížky martensitu. Volná entalpie martensitu G_m je vyšší než G_{α} , přesycené fáze α' , která vzniká z fáze γ při teplotě T_0 , kdežto martensit při teplotě M_s . Martensitická přeměna plasticky deformované fáze začíná při teplotě $M_d > M_s$.

Kině tíká martensitických přeměn je charakterizována převážně atermálním růstem, tepelná aktivace není při růstu martensitu významná. V ocelích však současně dochází ke *stabilizaci austenitu*, která je tepelně aktivovaným dějem vyvolaným difúzí C a N přibližně nad teplotou okolí. Přerušování ochlazování např. při teplotě T_1 nebo zmenšení rychlosti ochlazování proto vede ke zvětšení objemového podílu (ΔV_v) zbytkového austenitu (obr. 2-36). Ve slitinách železa neobsahujících intersticiální prvky nedochází k tepelné stabilizaci původní fáze a martensitická přeměna může pobíhat i izotermicky. Při anizotermické transformaci lze vyjádřit teplotní závislost objemového podílu martensitu vztahem

$$V_v = 1 - \exp [-K (M_s - T)] \quad (2.32)$$

Teplotní interval M_s-M_f , ve kterém martensitická přeměna probíhá, závisí na chemickém složení slitiny, nikoliv na rychlosti ochlazování. Charakteristickým znakem kinetiky je rovněž její *neúplnost*.



Obr. 2-35 (vlevo) Teplotní závislost volných entalpií při martensitické přeměně

Obr. 2-36 (vpravo) Teplotní závislost objemových podílů martensitu a zbytkové fáze

2.5.3 Rovnovážné diagramy

Rovnovážné diagramy vymezují oblasti existence jednotlivých fází ve vícesložkových soustavách. K popisu těchto soustav je při měnícím se tlaku zapotřebí dvou údajů, a to teploty a složení. Proto právě v těchto souřadnicích rovnovážné diagramy zobrazujeme. Složení pro tyto účely bude vyjádřeno procentuálním podílem hmotností složek ve slitině.

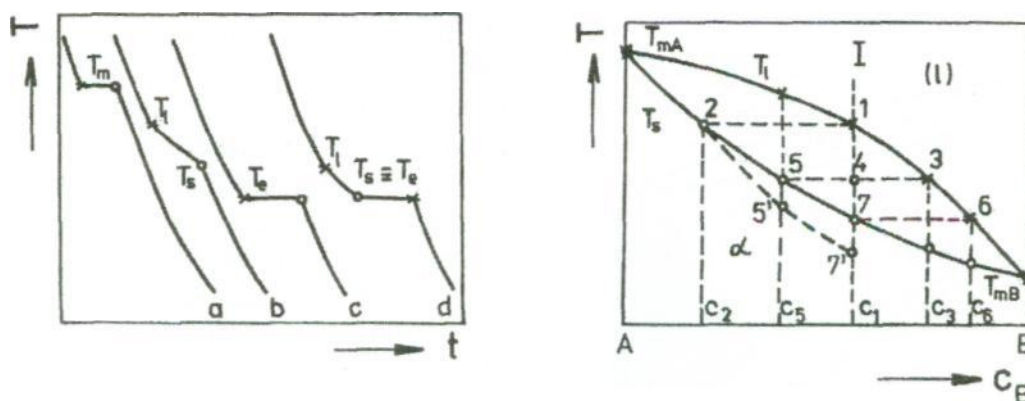
Nejužívanější jsou binární rovnovážné diagramy. Méně obvyklé je použití ternárních diagramů, častěji se využívá zobrazení řezů těmito diagramy.

U všech dále popisovaných diagramů předpokládáme úplnou rozpustnost složek v kapalném stavu. Podle vzájemné rozpustnosti složek v tuhém stavu rozlišujeme tři základní typy rovnovážných diagramů, a to s úplnou (neomezenou) rozpustností v tuhém stavu, s úplnou nerozpustností v tuhém stavu a s částečnou (omezenou) rozpustností v tuhém stavu. V důsledku polymorfie některých slitin jsou navíc diagramy komplikovány fázovými přeměnami v tuhém stavu, případně jsou dále komplikovány vznikem intermediálních fází.

Nejprve se budeme zabývat základními typy binárních rovnovážných diagramů.

Binární rovnovážné diagramy s úplnou rozpustností složek v tuhém stavu

Rovnovážné diagramy lze konstruovat z křivek chladnutí složek a jednotlivých slitin soustavy. Křivky chladnutí čisté složky a binární slitiny s úplnou vzájemnou rozpustností obou složek v kapalném a tuhém stavu jsou na obr. 2-38 (křivky a,b). Je z nich patrné, že tuhnutí (krystalizace) slitiny neprobíhá při jedné konstantní teplotě jako u čistého kovu, ale v rozmezí dvou teplot T_1 a T_s . Mezi těmito teplotami dochází ke zpomalenému ochlazování v důsledku uvolnění entalpie tuhnutí (krystalizace). Vynesením teplot počátků tuhnutí (T_1) získaných z křivek chladnutí slitin s odstupňovaným složením v souřadnicích teplota-složení podle obr. 2-37 získáme křivku počátku tuhnutí - tzv. likvidus. Obdobně vynesením teplot konců tuhnutí (T_s) získáme křivku konce tuhnutí - solidus. Likvidus a solidus tvoří příslušný rovnovážný diagram.



Obr. 2-37 (vlevo) Druhy křivek chladnutí: a-čistá složka, b-slitina s úplnou rozpustností složek, c-eutektická slitina, t/-podeutektická nebo nadeutektická slitina

Obr. 2-38 (vpravo) Binární rovnovážný diagram s úplnou rozpustností složek A a B v kapalném a tuhém stavu

Oblast nad likvidem je tvořena homogenní taveninou (1), mezi likvidem a solidem jsou v rovnováze krystaly tuhého roztoku a s taveninou (1), oblast pod solidem je tvořena krystaly tuhého roztoku a.

Krystalizaci libovolně zvolené slitiny I o koncentraci C_i můžeme popsat následovně. V bodě 1 se začnou vylučovat první krystaly. Jejich složení je dáno průsečíkem odpovídající izotermy se solidem - bod 2 - c_2 . Při teplotě určené izotermou 3-5 jsou v rovnováze krystaly tuhého roztoku a o složení c_5 (bod 5) s taveninou o složení c_3 (bod 3). Při teplotě odpovídající izotermě 6-7 je krystalizace dokončována. Krystaly a dosáhly složení c_1 (bod 7). Pod touto teplotou je krystalizace skončena, slitina je tvořena krystaly tuhého roztoku a o složení C_1 . Složení krystalů se během krystalizace mění podél solidu (body 2,5,7) složení taveniny podél likvidu (body 1,3,6).

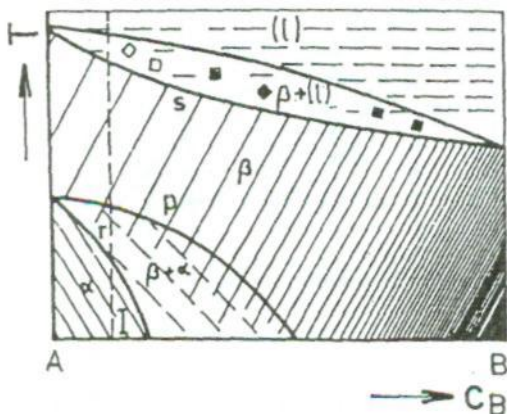
Popsaný postup odpovídá krystalizaci za rovnovážných podmínek, kdy se složení krystalů stačí vlivem difúze vyrovnávat. V praxi tomu většinou tak není. Rozdíly, které v chemickém složení jednotlivých krystalů při tom vznikají, nazýváme segregací. Složení krystalů se potom nemění podél čáry solidu, ale podle čáry 2-5-7'. Pokud se rozdílnost chemického složení projevuje v rámci jednotlivých zrn nebo dendritů, hovoříme o mikrosegreci, nesejnorodosti chemického složení mezi povrchem a jádrem ingotu nebo odlitku nazýváme makrosegreci.

Poměrná množství obou fází - krystalů a taveniny (dané jejich hmotnostmi), které jsou během krystalizace v rovnováze, je možno zjistit pomocí pákového pravidla. Necht' úsečka 345 v obr. 2-38 představuje páku. Má-li být tato páka se středem otáčení v bodě 4 v rovnováze, musí platit:

$$m_a \cdot \overline{45} = m_l \cdot \overline{34} \quad (2.33)$$

kde m_a je množství tuhého roztoku a, m_l je množství taveniny. Je-li celkové množství (hmotnost) slitiny úměrné délce úsečky 35, potom pro vzájemný poměr množství obou fází koexistujících při zvolené teplotě platí vztah

$$\frac{m_a}{m_l} = \frac{\overline{34}}{\overline{45}} \quad (2.34)$$



Podle rovnovážných diagramů v obr. 2-39 krystalizují např. Cu-Ni, Au-Ag, Pd-Ag. Dochází-li v dané slitině navíc k polymorfní přeměně - přeměně z taveniny vzniklého tuhého roztoku β v tuhý roztok α , projeví se tento děj v rovnovážném diagramu dalšími křivkami - čarou počátku překrytalizace - p (obdoba likvidu) a čarou konce překrytalizace r (obdoba solidu) - obr. 2-41. Postup překrytalizace mezi křivkami p a r je obdobný jako postup krystalizace mezi likvidem a solidem.

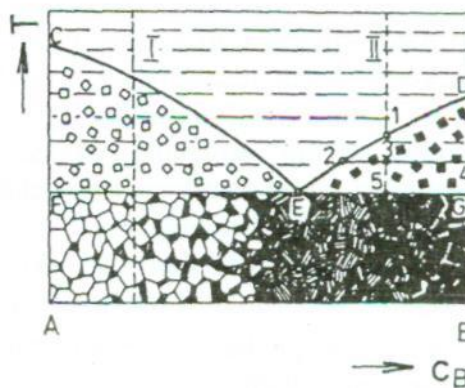
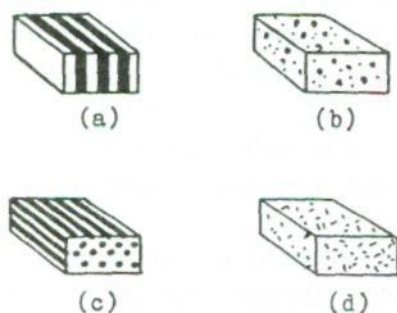
Obr. 2-39

Binární rovnovážný diagram složek A a B s úplnou rozpustností v kapalném a tuhém stavu a s polymorfní přeměnou $\beta \rightleftharpoons \alpha$

Binární rovnovážné diagramy složek v tuhém stavu vzájemně nerozpustných

U ztuhlých slitin, jejichž složky jsou v tuhém stavu vzájemně nerozpustné, případně jen částečně rozpustné, se objevuje nový strukturální útvar, který nazýváme eutektikum.

Eutektikum (z řeckého eu tektos - dobře tekutý) je jemná směs krystalů čistých složek případně tuhých roztoků tvořících danou slitinu. Eutektikum má specifické vlastnosti. Tuhne při jedné konstantní teplotě jako čistý kov (obr. 2-40, křivka c). V dané soustavě tuhne slitina eutektického složení jako poslední - při nejnižší teplotě. Druhy eutektika podle jeho vnitřní struktury jsou patrné z obr. 2-40.



Obr. 2-40 (vlevo) Schéma uspořádání fází v binárním eutektiku:
(a) lamelami, (b) globulární, (c) tyčinko vité, (d) jehlicovité

Obr. 2-41 (vpravo) Binární rovnovážný diagram složek A a B vzájemně nerozpustných v tuhém stavu

Při konstrukci rovnovážného diagramu s úplnou nerozpustností obou složek v tuhém stavu vyjdeme opět z odpovídajících křivek chladnutí. Křivka odpovídající eutektické slitině a křivka pro libovolně zvolenou neeutektickou slitinu jsou na obr. 2-36. Z obrázku je patrné, že

kromě zlomu odpovídajícímu teplotě počátku krystalizace (T_i) se na křivce chladnutí objevuje vodorovná prodleva odpovídající teplotě eutektické krystalizace T_e .

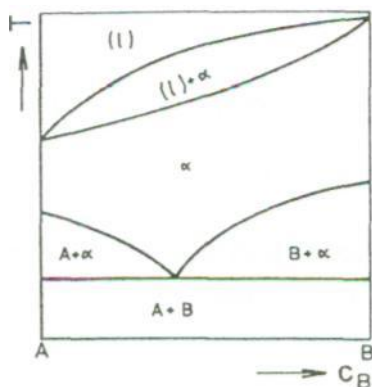
Konstrukce diagramu z křivek chladnutí je obdobná jako u diagramu s úplnou rozpustností obou složek v tuhém stavu. Tvar diagramu je patrný z obr. 2-41. Likvidus je v tomto případě tvořen dvěma větvemi CE a DE, které se protínají v eutektickém bodě E. Solidus je tvořen úsečkou FEG, tzv. eutektiálou. Oblast nad likvidem je opět tvořena taveninou, oblast pod solidem tuhými fázemi - směsí krystalů čistých složek A a B. V oblasti CEF jsou v rovnováze krystaly složky A s taveninou, v oblasti DEG jsou s taveninou v rovnováze krystaly složky B. Slitiny ležící v diagramu vlevo od bodu E nazýváme podeutektické, vpravo od bodu E nadeutektické.

Krystalizace neeutektických slitin je patrná z příkladu pro nadeutektickou slitinu II na obr. 2-41. Při teplotě odpovídající bodu 1 se z taveniny začnou vylučovat první krystaly čisté složky B. S klesající teplotou krystalizace složky B pokračuje. Složení taveniny se při tom mění podle větve likvidu DE. Při teplotě dané izotermou 24 jsou v rovnováze krystaly složky B s taveninou složení 2. Vzájemný poměr množství krystalů m_B a množství taveniny $m_{(l)}$ je opět dán pákovým pravidlem

$$\frac{m_B}{m_{(l)}} = \frac{23}{34} \quad (2.35)$$

Při teplotě FEG dosáhne zbývající tavenina eutektického složení a ztuhne při konstantní teplotě jako eutektikum. Tím je krystalizace skončena.

Podle rovnovážného diagramu z obr. 2-41 krystalizuje např. slitina Bi-Cd. U slitin některých kovů dochází v tuhém stavu k polymorfni přeměně, při níž se tuhý roztok rozpadá na směs dvou druhů krystalů. Tato přeměna v tuhém stavu, která je obdobná eutektické krystalizaci z taveniny, se nazývá přeměnou eutektoidní. Vzniklá fáze se nazývá eutektoid.



Obr. 2-42 Binární rovnovážný diagram složek A a B s eutektoidní přeměnou

Eutektoidní přeměna, obdobně jako eutektická, probíhá při jedné konstantní teplotě. Na křivce chladnutí se projeví vodorovnou prodlevou. Rovnovážný diagram s eutektoidní přeměnou je znázorněn na obr. 2-42. Primárně zkrystalizovaný tuhý roztok a se zde rozpadá na směs složek A a B. Překrystalizace podeutektoidních a nadeutektoidních slitin probíhá obdobně jako krystalizace

podeutektických a nadeutektických slitin, vznikající eutektoid mívá lamelami nebo globulární charakter.

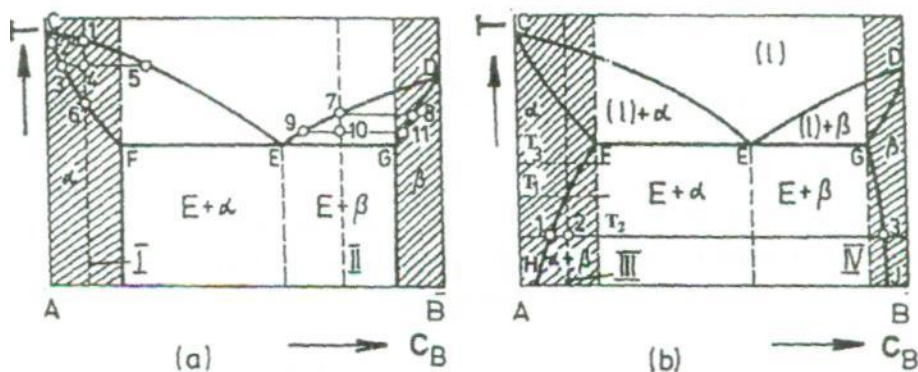
Binární rovnovážné diagramy s omezenou rozpustností v tuhém stavu

Při omezené (částečné) rozpustnosti v tuhém stavu rozeznáváme dva základní typy rovnovážných diagramů - diagramy s eutektickou přeměnou a diagramy s peritektickou přeměnou.

Příklady dvou typů rovnovážných diagramů s eutektickou přeměnou zachycuje obr. 2-45. Pro diagram z obr. 2-45a platí, že slitiny náležející svým složením do vyčárkovaných částí diagramu krystalizují stejným způsobem jako slitiny v diagramu s úplnou rozpustností v tuhém stavu - vzniká tuhý roztok složky B a ve složce A - α resp. složky A ve složce B - β . Slitiny náležející do nevyčárkovaných částí diagramu krystalizují obdobně jako slitiny

v diagramu s úplnou nerozpustností v tuhém stavu, avšak s tím rozdílem, že primárně nevznikne z taveniny čistá složka, ale tuhý roztok a příp. p. Eutektikum je zde tvořeno směsí tuhých roztoků a a p o složení F a G. Aplikace pákového pravidla je pro oba typy slitin naznačena u slitin I a II. Po ukončení krystalizace nedochází u slitin krystalizujících podle rovnovážného diagramu z obr. 2-43a již k dalším změnám.

Slitiny krystalizující podle rovnovážného diagramu z obr. 2-43b mají až do eutektické teploty obdobnou krystalizaci jako slitiny krystalizující v rovnovážném diagramu dle obr. 2-43a. Pod eutektickou teplotou však dochází u slitin krystalizujících dle obr. 2-43b k dalším změnám. Čáry FH a GJ (čáry mezní rozpustnosti) ukazují, že rozpustnost jednoho kovu v druhém se s klesající teplotou zmenšuje. Pod teplotou T_1 se tuhý roztok a pro slitinu III stává přesyceným. Proto z přesyceného tuhého roztoku a nastane vylučování fáze bohaté přebytečným kovem B - tuhý roztok p. Při pomalém ochlazení (malé přechlazení) se vylučování přebytečného kovu uskutečňuje přednostně po hranicích zrn tuhého roztoku a.



Obr. 2-43 Binární rovnovážný diagram složek A a B s eutektickou přeměnou a omezenou rozpustností v tuhém stavu (a) rozpustnost se s teplotou nemění, (b) rozpustnost s teplotou klesá

Při rychlém ochlazení (velké přechlazení) může dojít následně k vylučování přebytečného kovu i uvnitř zrn tuhého roztoku a - precipitace. Vzájemný poměr množství m_a a m_β tuhých roztoků a a p lze opět určit pákovým pravidlem.

$$\frac{m_a}{m_\beta} = \frac{23}{12} \quad (2.36)$$

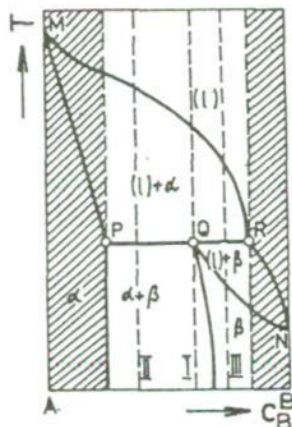
Ohřevem slitiny III z obr. 2-43b do oblasti homogenního tuhého roztoku (např. na teplotu T_3) a následným rychlým ochlazením na teplotu místnosti se vylučování přebytečného kovu potlačí a vznikne přesycený tuhý roztok. Tento přesycený tuhý roztok je termodynamicky nestabilní. Po určité době, kterou je možno výrazně zkrátit ohřevem, dochází proto k rozpadu tohoto přesyceného tuhého roztoku. Fáze bohatá kovem B se potom vylučuje - precipituje ve zvláštní velmi jemné formě uvnitř krystalů tuhého roztoku a. Tento způsob vyloučení přebytečné fáze má za následek růst tvrdosti uvažované slitiny. Hovoříme o jejím vytvrzování.

Podle rovnovážného diagramu v obr. 2-43 krystalizují např. slitiny Cu-Ag, Al-Si, Pb-Sn.

Na obr. 2-44 je znázorněn třetí typ rovnovážného diagramu dvou složek s částečnou rozpustností v tuhém stavu - diagram s peritektickou přeměnou (teplota tání slitin s rostoucím obsahem složky B klesá, s rostoucím obsahem složky A roste).

K vysvětlení krystalizace podle tohoto rovnovážného diagramu a k objasnění peritektické přeměny je popsána krystalizace slitin I, II a III. Vyčárkovanými oblastmi diagramu se není třeba zabývat, neboť krystalizace v nich probíhá jako v již popsaných diagramech se vznikem tuhého roztoku. Pozornost je proto věnována pouze slitinám majícím složení v rozsahu bodů PQR.

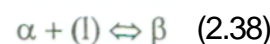
Při ochlazování slitiny I se ztaveniny nejprve vylučují krystaly tuhého roztoku a. Těsně nad teplotou určenou body PQR, kterou nazýváme teplotou peritektickou, je ve slitině v rovnováze tavenina (1) a fáze a. Jejich poměrné množství je dáno pákovým pravidlem



Obr. 2-44 Binární rovnovážný diagram složek A a B s peritektickou přeměnou

$$\frac{m_a}{m_{(l)}} = \frac{\overline{QR}}{\overline{PQ}} \quad (2.37)$$

Při peritektické teplotě spolu reagují tato množství fáze a a taveniny (1). Výsledkem reakce jsou krystaly tuhého roztoku p. Tuto peritektickou přeměnu lze možno zapsat takto



Peritektická přeměna je vratná.

U slitiny I, jejíž složení odpovídá bodu Q, se při peritektické přeměně na krystaly fáze P spotřebuje veškerá tavenina a veškerá fáze a.

Krystalizace slitiny II z úseku P-Q je obdobná. Rozdíl je pouze v množství fáze a a taveniny, které vstupují do peritektické přeměny. Ve srovnání se slitinou I je u slitiny II více fáze a a méně taveniny. V důsledku toho se peritektickou přeměnou spotřebuje veškerá tavenina, ale pouze část fáze a. Výsledkem peritektické přeměny je opět fáze p. U slitin, které mají složení v rozmezí P-Q, však po přeměně s fází β koexistuje fáze a, jež se peritektické reakce nezúčastnila (nezbyla na ni tavenina). Můžeme psát

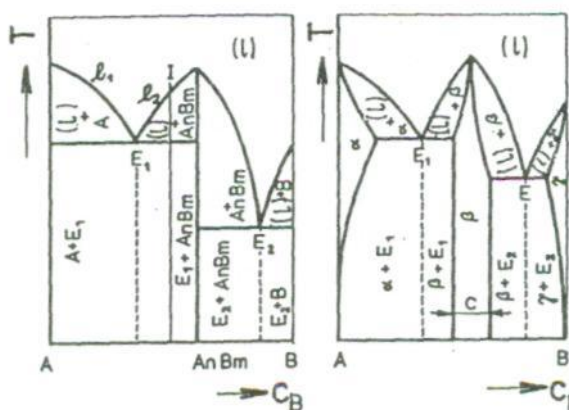


U slitiny III z úseku Q-R je situace obdobná, avšak s tím rozdílem, že převažuje množství taveniny. Proto se v tomto případě při peritektické přeměně spotřebuje veškerá fáze a, ale pouze část taveniny na vznik fáze p. Zbylá tavenina se postupně přemění ve fázi β krystalizací probíhající mezi likvidem RN a solidem QN. Proto po skončení krystalizace obsahuje slitina III pouze fázi p, avšak vzniklou dvojím způsobem. Jednak peritektickou přeměnou (fáze a s taveninou), jednak přímou krystalizací z taveniny.

Peritektická přeměna se vyskytuje např. u slitin železa s uhlíkem nebo platiny se stříbrem.

Pokud dochází k přeměně peritektického typu v tuhé fázi, hovoříme o přeměně peritektoidní. Výše popsané zásady zůstávají zachovány.

Binární rovnovážné diagramy s intermediárními fázemi



Obr. 2-45 Binární rovnovážný diagram složek A a B při vzniku intermediární fáze
(a) konstantní/a/konstantního složení
(b) proměnného složení

Rovnovážné diagramy s intermediárními fázemi jsou složitější než dosud uváděné základní typy diagramů. Příklad rovnovážného diagramu s intermediární fází konstantního nebo proměnného složení je uveden na obr. 2-45. V obr. 2-45a vzniká při obsahu A_nB_m intermediární fáze konstantního

složení, které rozděluje příslušný rovnovážný diagram na dva již známé diagramy základního typu. Intermediární fáze p v obr. 2-45b nemá konstantní složení, vyskytuje se v celém koncentračním rozmezí c. Rovněž tato intermediární fáze rozděluje rovnovážný diagram na dva diagramy základního typu.

Krystalizace v dílčích rovnovážných diagramech je obdobná jako výše popsaná krystalizace v základních typech rovnovážných diagramů, např. při krystalizaci slitiny I z obr. 2-45a se nejprve z taveniny vylučuje intermediární fáze A_nB_m . Složení taveniny se při tom mění podle větve likvidu l_2 . Když tavenina dosáhne eutektického složení, ztuhne jako eutektikum. Eutektikum E_i je tvořeno směsí krystalů čisté složky A a intermediární fáze A_nB_m .

Jednoduché ternární diagramy

Kvalitativní a kvantitativní popis fází, které jsou v rovnováze ve tříložkových soustavách, vyjadřujeme graficky prostorovými ternárními diagramy.

Ternární diagram je trojbokým hranolem, na jehož výšku se vynáší teplota. Základnu diagramu tvoří rovnostranný trojúhelník - nazývaný koncentrační trojúhelník (obr. 2-48). Jeho vrcholy představují čisté složky A, B, C. Kterýkoliv bod uvnitř koncentračního trojúhelníku udává složení ternární slitiny. Např. bod 0 odpovídá slitině s koncentrací složek $C_A > C_B, C_C$. Vedeme-li bodem 0 rovnoběžky s dvěma stranami trojúhelníka, vytknou tyto rovnoběžky na třetí straně úseky udávající procentuální složení slitiny (obr. 2-46 - přímky 1 a 2, úseky CB, CC, CA). Jiným způsobem můžeme složení v libovolném bodě určit tak, že předpokládáme, že výška trojúhelníka reprezentuje 100%. Potom délky kolmic spuštěných z uvažovaného bodu na jednotlivé strany (kolmice h_1, h_2, h_3 z bodu 0) součet jejichž délek je roven výšce h , vyjadřují procentuální podíly složek ležících na protilehlém vrcholu (např. h_3 odpovídá podílu složky C). Dále platí, že přímka rovnoběžná se stranou trojúhelníka reprezentuje slitiny, mající stálý obsah složky odpovídající protilehlému vrcholu (CB u přímky 1). Ternární slitiny odpovídající přímce procházející vrcholem mají stejný poměr složek, odpovídajících zbývajícím vrcholům.

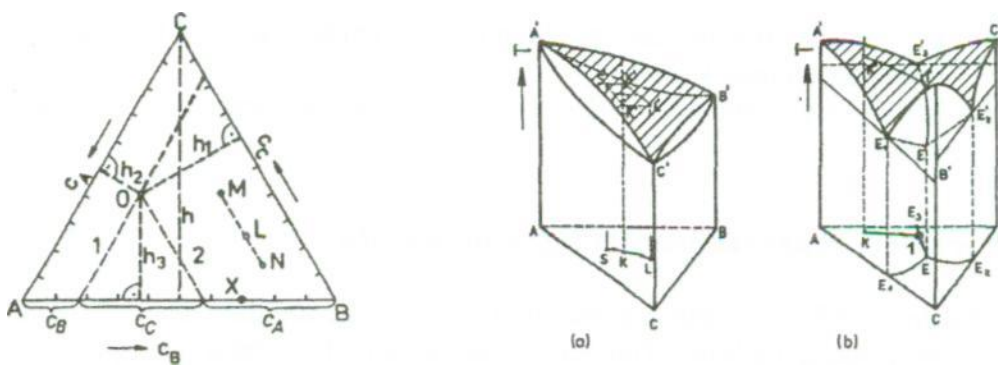
Při úplném vlivu teploty musíme užít prostorové zobrazení.

Pro práci s ternárním diagramem platí stejné zásady jako pro práci s binárním diagramem. Je však třeba uvážit rozšíření těchto zásad na prostor.

Na obr. 2-47a je ternární diagram tří složek s úplnou rozpustností v kapalném i tuhém stavu, je možno si představit, ze je složen ze tří binárních diagramů AC, CB, AB.

Vyšrafovaná plocha je plochou likvidu. Oblast nad ní odpovídá existenci taveniny. Mezi plochou likvidu a solidu koexistuje tavenina s krystaly tuhého roztoku a. Změny složení taveniny a krystalů během krystalizace slitiny K jsou znázorněny šipkami v koncentračním trojúhelníku (složení krystalů se mění po křivce SK, taveniny po křivce KL).

Na obr. 2-47b je uveden ternární rovnovážná diagram tří složek vzájemně nerozpustných v tuhém stavu. Likvidus je tvořen třemi plochami, které vycházejí z teplot tání čistých složek (body A' B'C'). Vždy dvě plochy likvidu se protínají v hraničních čarách E'1E', E'2E', E'3E', které odpovídají krystalizaci tzv. kvazibinárního eutektika. Při jeho krystalizaci je tavenina v rovnováze se dvěma současně krystalizujícími fázemi. Krystalizace kvazibinárního eutektika neprobíhá při konstantní teplotě. Ternární eutektikum je určeno bodem E', který je průsečíkem hraničních čar. Při krystalizaci ternárního eutektika je tavenina v rovnováze se třemi současně krystalizujícími fázemi. Krystalizace probíhá za konstantní teploty.



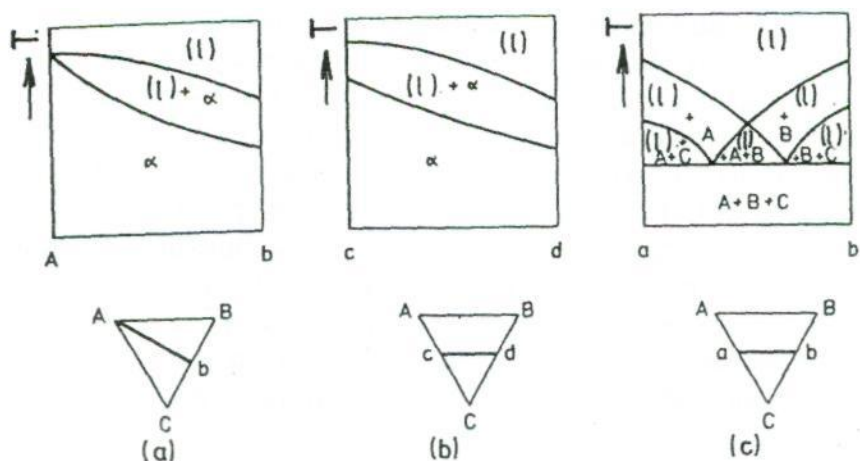
Obr. 2-46 Koncentrační trojúhelník ternární soustavy složek A, B, C (vlevo)

Obr. 2-47 Ternární rovnovážný diagram složek A, B, C v tuhém stavu vzájemně dokonale rozpustných (a) nebo nerozpustných (b)

Změny složení taveniny během krystalizace slitiny K jsou znázorněny šipkami v koncentračním trojúhelníku. Složení taveniny se pohybuje po křivce K-1-E. U slitiny K se nejprve z taveniny vylučují krystaly čisté složky A, poté kvazibinární eutektikum tvořené krystaly A a B a na konci krystalizace se zbytek taveniny přemění v ternární eutektikum, tvořené směsí čistých složek A, B, C.

Praktické využití úplných ternárních diagramů je obtížné. Proto se při studiu ternárních slitin pracuje s rovinnými řezy ternárními diagramy. Řezy se vedou buď rovnoběžně se základnou - izometrické řezy nebo, a to častěji kolmo k základně - vertikální řezy.

Vertikální řezy se vedou zpravidla buď vrcholem koncentračního trojúhelníka (obr. 2-48a) nebo rovnoběžně s jeho stranou (obr. 2-48b, c). Řezy vedené vrcholem koncentračního trojúhelníka zobrazují slitiny s konstantním poměrem složek určených zbývajících vrcholy koncentračního trojúhelníka. Řezy vedené rovnoběžně se stranou koncentračního trojúhelníka zobrazují slitiny s konstantním množstvím složky odpovídající protilehlému vrcholu koncentračního trojúhelníka.



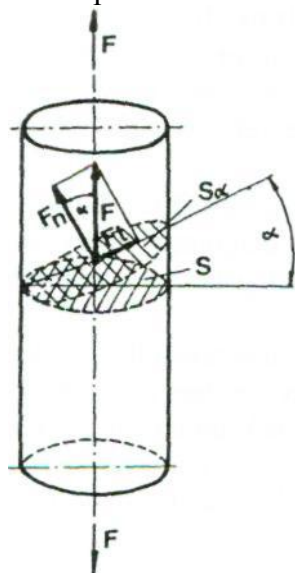
Obr 2-48 Vertikální řezy ternárním diagramem složek A, B, C
 (a) řez vedený vrcholem koncentračního trojúhelníka při dokonalé rozpustnosti složek v tuhém stavu
 (b) řez vedený rovnoběžně se stranou koncentračního trojúhelníka při stejné rozpustnosti jako v (a)
 (c) řez vedený stejně jako v (b), ale při vzájemné nerozpustnosti složek v tuhém stavu

2.6 Deformace, rekrytalizace a lomy materiálu

Působením vnějších sil mění tělesa svůj tvar - jsou deformována. Při překročení mezních podmínek dochází k lomu. Zatímco oblast velmi malých deformací, přípustných pro pracovní režimy strojních konstrukcí je oblastí zájmu konstruktérů, oblast velkých plastických deformací umožňuje technologům realizovat potřebné tvářecí operace.

2.6.1 Napětí

Působení vnějších sil vyvolá v tělese napětí. Ve válcovém monokrystalu osově zatíženém silou F (obr. 2-49) vzniká v jeho průřezu o ploše S kolmém k ose normálové normálové osově napětí



$$\sigma = \frac{F}{S} \text{ [MPa]} \quad (2.40)$$

V průřezu o ploše S_a , který svírá s průřezem S libovolný úhel a menší než 90° , se síla F rozkládá na dvě složky - normálovou F_n a tangenciální (tečnou) F_t , pro které platí

$$F_n = F \cdot \cos \alpha \quad F_t = F \cdot \sin \alpha \quad (2.41)$$

Obr. 2-49 Schéma tahového zatížení válcové tyče silou F působící v ose tyče

Odpovídající normálové napětí σ_a a smykové (tečné) napětí τ_a lze vyjádřit

$$\sigma_a = \frac{F_n}{S_a} = \frac{F \cdot \cos \alpha}{S_a} = \frac{F}{S} \cos^2 \alpha = \sigma \cdot \cos^2 \alpha \quad (2.42)$$

$$\tau_a = \frac{F_t}{S_a} = \frac{F \cdot \sin \alpha}{S_a} = \frac{F}{S} \sin \alpha \cdot \cos \alpha = \sigma \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha \quad (2.43)$$

Ze vztahu (2.43) je zřejmé, že smykové napětí dosahuje maximální hodnoty, je-li úhel $\alpha = 45^\circ$. Vznik plastické deformace je vždy podmíněn smykovým napětím τ .

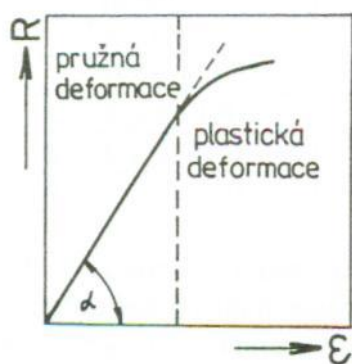
Vztahujeme-li sílu F podle vztahu (2.40) k okamžitému průřezu tyče S , hovoříme o skutečném napětí σ , vztahujeme-li sílu F k počátečnímu průřezu S_0 , jedná se o smluvní napětí, které označujeme R .

$$R = \frac{F}{S_0} \quad (2.44)$$

2.6.2 Deformace

Napětí vyvolané v tělese vnějšími silami způsobuje jeho deformaci. Proti vnějším silám však působí síly vnitřní, snažící se udržet atomy (ionty) v původních polohách a tak deformaci zabránit. Průběh meziatomových sil v závislosti na vzdálenosti atomů zachycuje obr. 2-5.

Deformace se projevuje změnou tvaru tělesa. Jestliže se válcová tyč o délce L_0 prodlouží vlivem působícího napětí na délku L , definujeme její absolutní prodloužení ΔL a relativní (poměrné) prodloužení ε vztahy



Obr. 2-50 Závislost mezi napětím R a deformací ε

$$\Delta L = L - L_0 \quad (2.45)$$

$$\varepsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (2.46)$$

Kromě toho zavádíme ještě skutečnou deformaci označovanou φ , která vychází z okamžitého deformačního stavu a charakterizuje změnu výchozí délky v každém okamžiku deformace

platí $d\varphi = \frac{dL}{L}$, tedy

$$\varphi = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} \quad (2.47)$$

Skutečnou deformaci můžeme vyjádřit pomocí poměrné deformace

$$\varphi = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \left(\frac{L}{L_0} + \frac{L - L_0}{L_0} \right) = \ln(1 + \varepsilon) \quad (2.48)$$

Elastická deformace

Zatěžujeme-li těleso tak, že je jeho deformace vratná, tj. že po odlehčení vymizí (těleso se vrátí do původního stavu), hovoříme o elastické (pružné) deformaci. Její fyzikální podstatou je relativně malý posun atomů z rovnovážných poloh v důsledku působení vnějších sil. Ten je po odlehčení, v důsledku převládajících vnitřních přitažlivých nebo odpuzivých meziatomových sil eliminován (obr. 2-5). Zhruba je možno uvažovat, že elastická deformace je časově nezávislá, tj. že sleduje zatížení bez zpoždění.

V oblasti pružných deformací je poměrné prodloužení s přímo úměrné napětí R (obr. 2-50), platí zde známý Hookeův zákon

$$R = E \cdot \varepsilon \quad (2.49)$$

kde E je modul pružnosti v tahu.

Energie pružné deformace A odpovídá ploše pod přímkou na obr. 2-50 a můžeme ji tedy vyjádřit

$$A = 1/2 R^2 / \varepsilon = 1/2 R^2 / E \quad (2.50)$$

Modul pružnosti je jednouz materiálových konstant charakterizujících tuhost materiálu. Reciproká hodnota modulu pružnosti je měřítkem poddajnosti materiálu v oblasti pružných deformací. Moduly pružností E vybraných materiálů udává tab. 2-III.

Tab. 2-III Moduly pružnosti vybraných materiálů

Materiál	Modul pružnosti E pVIPal	Materiál	Modul pružnosti E TMPal
oceli	1,85 až 2,15. 10^5	karbid křemíku	4,0. 10^5
litiny	0,4 až 1,3. 10^5	sklokeramika	1,0. 10^5
Al slitiny	0,7. 10^5	plasty nevyztužené	0,1 až 4,0. 10^3
Cu slitiny	1,0 až 1,2. 10^5	plasty vyztužené vlákny	0,15 až 1,4. 10^5
		pryže	0,15 až 1,5 - 10^1

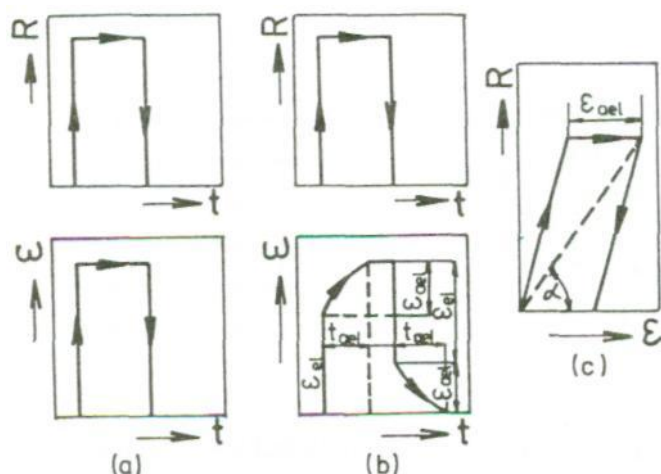
Z tabulky je patrné, že pro kovové materiály a keramiku jsou v důsledku vysokého stěsnání atomů charakteristické velké moduly pružnosti a tudíž pouze malé pružné deformace (vysoká tuhost, nízká poddajnost). Nevyztužené plasty mají moduly pružnosti nízké. Vysoké rozmezí modulů pružnosti u plastů souvisí s různou poddajností ve směru osy makromolekulárních řetězců a ve směru na ní kolmém.

Obecně platí, že krystalické materiály jsou elasticky anizotropní. Jejich elastické vlastnosti závisí na orientaci zatížení vzhledem k orientaci krystalové mřížky. U polykrystalických materiálů se proto zatížení i napětí v jednotlivých zrnech liší. Při náhodném rozložení orientací zrn však můžeme používat střední hodnoty napětí a deformace pro něž je splněn Hookeův zákon pro izotropní prostředí.

Anelastická deformace

Dosud jsme předpokládali časovou nezávislost deformace. Je-li však rychlost zatěžování srovnatelná s rychlostí šíření elastické deformace, dochází k opoždění deformace za napětím, při současném porušení lineární závislosti mezi napětím a deformací. Takovouto časově závislou vratnou deformaci nazýváme anelastickou. Porovnání průběhu elastické a anelastické deformace při odpovídajícím zatížení je patrné z obr. 2.51. Při statickém zatěžování anelastickou deformací zanedbáváme.

Při cyklickém zatěžování, jehož frekvence f se blíží poměru $\frac{1}{t_{ael}}$ (obr. 2.51), se anelastická deformace uplatňuje jako jedna ze složek vnitřního tlumení. V každém zatěžovacím cyklu se v tomto případě rozptýlí energie odpovídající ploše hysterezní smyčky na obr. 2-51c. Tangenta úhlu α odpovídá relaxovanému modulu pružnosti. Anelastická je v souvislosti s vnitřním tlumením diskutována v kap. 3.3.



Obr. 2-51
Časový průběh napětí a deformace
a - elastická deformace
b - anelastická deformace
c - závislost deformace a napětí (hysterezní smyčka)

Plastická deformace

Zatížíme-li těleso nad mez platnosti Hookeova zákona (mez pružnosti), přestává platit přímá úměrnost mezi zatížením a deformací. Závislost má složitější tvar, který je ovlivněn především teplotou a rychlostí zatěžování. Po odlehčení deformace nevymizí a způsobuje trvalou změnu tělesa. Takovouto deformaci nazýváme plastickou (trvalou) deformací. Přibližně do teploty $T \leq 0,3 T_m$ [K] (homologická teplota $\leq 0,3$) lze u kovových materiálů považovat plastickou deformaci za časově nezávislou.

Nejčastějším mikromechanismem plastické deformace je skluz, doplňujícím mechanismem je dvojčatění. Za zvýšené teploty se navíc uplatňují pokluzu po hranicích zrn, difúzní tečení a dislokační tečení. K plastické deformaci vedou i některé fázové přeměny.

Skluz

Ke skluzu dochází v krystalografických rovinách a směrech, které jsou nejhustěji obsazeny atomy. Nazýváme je skluzové. Skluzová rovina a směr skluzu tvoří skluzový systém. Skluzové roviny a směry v elementárních buňkách krystalových mřížek pro kovy nejčastějších ($K12\{111\}\langle 110 \rangle$, $K8\{110\}\langle 111 \rangle$, $H12\{0001\}\langle 2\bar{1}\bar{1}0 \rangle$) jsou patrné z obr. 2-52. V mřížce K8 se uplatňují navíc skluzové roviny typu $\{112\}$ a $\{123\}$.

Deformaci skluzem si můžeme v prvním přiblížení představit jako deformaci balíčku karet, kde se jednotlivé karty oproti sobě posunou v jednom směru. Teoretická představa skluzu v dokonalé mřížce je patrná z obr. 2-53. Podle ní dochází ke skluzu tak, že při působení dostatečně velkého skluzového napětí se atomy ve skluzových rovinách posunují o celé násobky meziatomových vzdáleností.

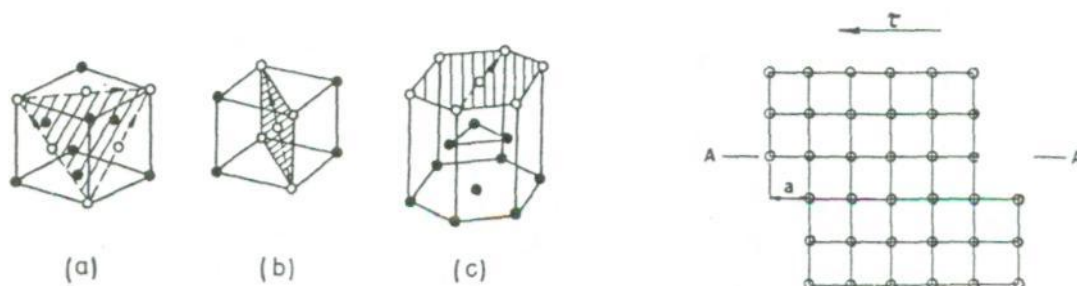
Deformace krystalu skluzem je schematicky zachycena na obr. 2-54b, z něhož je patrné, že vlivem skluzu dochází k protažení krystalu.

Nejmenší napětí potřebné k uskutečnění skluzu ve skluzovém systému se nazývá kritické skluzové napětí. Jeho hodnota u daného typu krystalové mřížky funkcí teploty a čistoty. Závislost kritického skluzového napětí na teplotě je patrná z obr. 2-55. Kritické skluzové napětí má teplotně závislou složku $\tau_{kr}(T)$, která je funkcí interakce dislokací

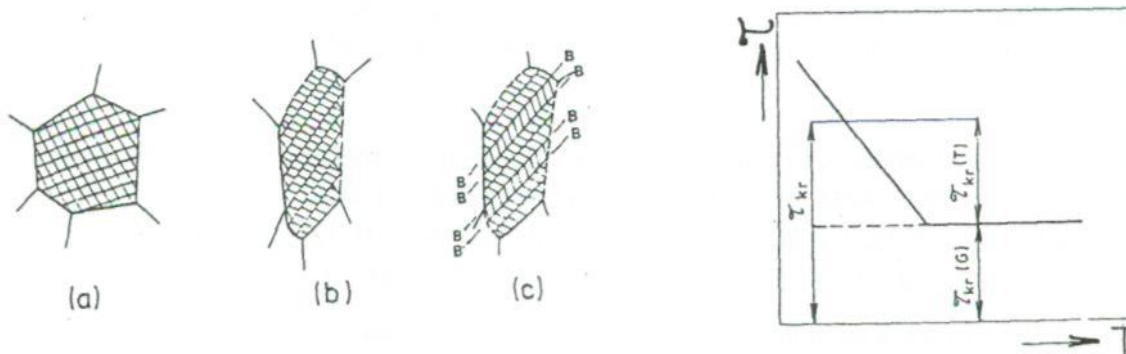
s napětovými poli krátkého dosahu, a teplotně nezávislou složku $\tau_{kr(G)}$, která je dána interakcí dislokací s napětovými poli dlouhého dosahu a závisí na modulu pružnosti ve smyku G. Platí

$$\tau_{kr} = \tau_{kr(T)} + \tau_{kr(G)}$$

(2.51)



- Obr. 2-52 (vlevo) Skluzové roviny a směry skluzu v základních buňkách nejčastějších krystalových mřížek kovů
 (a) krychlová plošně středěná, (b) krychlová prostorově středěná, (c) šesterečná
- Obr. 2-53 (vpravo) Schéma deformace skluzem v dokonalé krystalové mřížce
 A-A rovina skluzu, τ působící smykové napětí,
 a - meziatomová vzdálenost v nezatížené mřížce



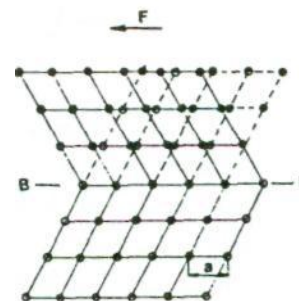
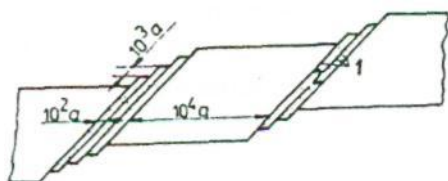
- Obr. 2-54 (vlevo) Schéma plastické deformace
 (a) nedeformované zrno, (b) zrno po deformaci skluzem
 (c) zrno po kombinované deformaci skluzem a dvojčatěním
 B-B rovina dvojčatění
- Obr. 2-55 (vpravo) Teplotní závislost kritického skluzového napětí
 $\tau_{kr(T)}$ teplotně závislá složka, $\tau_{kr(G)}$ teplotně nezávislá složka

Vypočteme-li hodnotu kritického skluzového napětí z velikosti meziatomových sil v krystalové mřížce dostáváme hodnoty o 3 až 4 řády větší, než jsou reálné naměřené hodnoty. Příklady uvádí tab. 2-IV.

Tabulka 2-IV Hodnoty kritického skluzového napětí vybraných kovů

kov	Kritické skluzové napětí τ_{kr} [MPa]	
	Teoretická hodnota	Skutečná hodnota
železo	11000	29,0
hliník	4300	1,8
měď	7350	1,0

Uvedené rozdíly souvisí s nedokonalostí reálné krystalové mřížky, s přítomností dislokací. V reálné krystalové mřížce se skluz nikdy nerealizuje posunem celých skluzových rovin, ale vždy skluzem dislokací. Právě skluzový pohyb dislokací patrný z obr. 2-21 vede k plastické deformaci skluzem. Skluzový pohyb se v daném skluzovém systému soustřeďuje do rovin s nejmenším počtem překážek pro pohyb dislokací, oblasti mezi nimi zůstávají bez deformace - obr. 2-56. Na vyleštěném povrchu deformovaných vzorků můžeme pozorovat skluzové čáry, které jsou průsečnicemi skluzových rovin s povrchem vzorku.



Obr. 2-56 (vlevo) Schéma deformace monokrystalu se stopami skluzu na povrchu (a) meziatomová vzdálenost v nezátížené mřížce, 1 - skluzová čára, 2 - skluzový pás

Obr. 2-57 (vpravo) Schéma deformace dvojčatěním

a - meziatomová vzdálenost v nezátížené mřížce, B-B rovina dvojčatění

F - působící síla

Dvojčatění

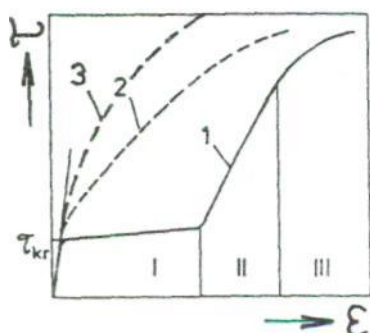
Dvojčatění je deformační mechanismus uskutečňující se průchodem parciálních (neúplných) dislokací^{†)} krystalem. Při dvojčatění se část krystalové mřížky posune tak, že vytvoří zrcadlový obraz neposunuté části mřížky - obr. 2-57. Obě části mřížky jsou zrcadlově symetrické k rovině dvojčatění B-B. Z obrázku je zřejmé, že při vzniku mechanického

^{†)} Parciální dislokace je charakterizována Burgersovým vektorem, který je menší, než translační mřížkový vektor. (Translační mřížkový vektor spojuje uzlové body mřížky, které mají totožné okolí. Tento vektor není možno vytvořit kombinací kratších vektorů splňujících předchozí podmínku). Parciální dislokace není izolovanou mřížkovou poruchou, je spojena s existencí vrstevné chyby.

dvojčete se jedná o zvláštní případ koordinovaného skluzu, kdy se atomy přemísťují pouze o zlomky meziatomové vzdálenosti. K Dvojčatění obvykle dochází v řadě rovnoběžných rovin (obr. 2-56c). Vzhledem k tomu, že hodnota kritického napětí pro dvojčatění je vyšší než je hodnota kritického skluzového napětí, dochází přednostně k deformaci skluzem, dvojčatění se uplatňuje jako doplňující deformační mechanismus tam kde není dostatek skluzových systémů. Dvojčatění je podporováno nízkou teplotou deformace a vysokou deformační rychlostí.

Plastická deformace monokrystalů a polykrystalů kovů

Věnujme nejprve pozornost plastické deformaci monokrystalu. Skluzová deformace se začne realizovat v okamžiku, kdy smykové napětí v nejpříznivěji orientovaném skluzovém systému dosáhne hodnoty kritického skluzového napětí. Napětíovou závislost deformace monokrystalu s mřížkou K12 zachycuje křivka 1 na obr. 2-58.



Obr. 2-58 Závislost napětí a deformace

- 1 - monokrystalu s mřížkou K12
 - 2 - hrubozrnného polykrystalů s touž kryst. mřížkou
 - 3 - jemnozrnného polykrystalů
- s touž kryst. mřížkou τ_{kr} - kritické skluzové napětí

Oblast plastické deformace můžeme rozdělit na 3 úseky. Oblast I nazýváme oblastí snadného skluzu. Deformace se realizuje pouze v jednom skluzovém systému, dislokace se při svém pohybu neprotínají, jejich pohyb je snadný, deformace proto intenzivně roste již při malém vzrůstu vnějšího napětí, zpevnění je minimální. Krystal se během deformace navíc natáčí vzhledem k působící síle tak, že smykové napětí dosáhne kritické hodnoty i v dalších skluzových systémech. V tom okamžiku přechází snadný (lamelami) skluz v turbulentní skluz (oblast II), při němž dochází k vzájemnému protínání dislokací a výraznému růstu hustoty dislokací. V důsledku toho prudce roste napětí - oblast intenzivního (lineárního) zpevnění. Úsek III je označován jako oblast parabolického zpevnění (někdy oblast dynamického zotavení). Zde v důsledku realizace příčného skluzu a šplhání dislokací intenzita zpevnění klesá, někdy se objevuje i odpevnění.

Při charakterizování jednotlivých stádií deformace monokrystalu jsme použili nový termín - zpevnění. Jak bylo uvedeno, realizuje se plastická deformace v reálných krystalech vždy pohybem dislokací. Zpevnění kovových materiálů je proto dáno růstem jejich odporu proti pohybu dislokací. Dislokace při svém pohybu naráží na četné překážky - u monokrystalu např. cizí atomy, dislokace jiného skluzového systému apod., a napětí potřebné k jejich dalšímu pohybu roste. Navíc v průběhu deformace vznikají ze zdrojů dislokací dislokace nové. Příkladem dislokačního zdroje je Frankův-Readův zdroj dislokací, jehož činnost je patrná z obr. 2-59. Narazí-li dislokace d při svém pohybu na překážky A, B podle obr. 2-59 (překážkou je např. částice cizí fáze), začne se chovat jako pružná guma, začne se prohýbat (obr. 2-59 -1+4). Překročí-li působící smykové napětí hodnotu

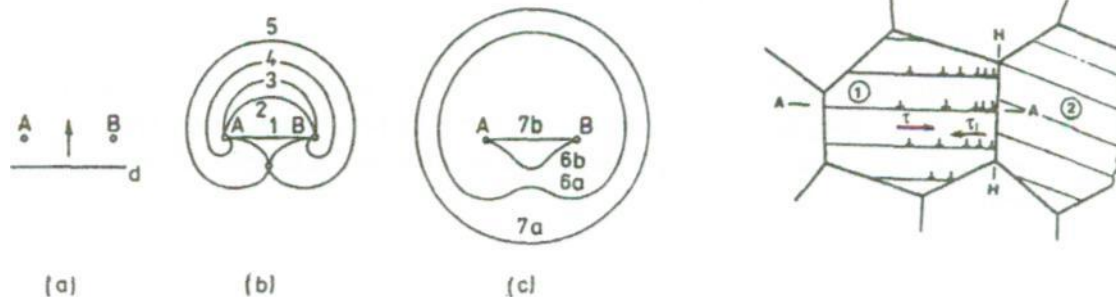
$$\tau_{kd} = \frac{2Gb}{\lambda} \quad (2.52)$$

kde G je modul pružnosti ve smyku, b Burgersův vektor a λ mezičásticová vzdálenost, dojde k odtržení vytvořené dislokační smyčky (obr. 2-59-6a) a zbylý úsek dislokace zakotvený mezi částicemi (obr. 2-59-6b) se začne znovu prohýbat (obr. 2-59-7b). Kritická hodnota napětí pro činnost Frankova-Readova zdroje dislokace τ_{kd} podle vztahu (2.52) je odvozena z výpočtu napětí potřebného pro zakřivení dislokační čáry.

Při plastické deformaci polykrystalu jsou poměry složitější. V důsledku různé orientace jednotlivých zrn je k dosažení libovolné změny tvaru při zachování celistvosti (neporušení v oblasti hranice zrn) nutná současná činnost nejméně 5-ti nezávislých skluzových systémů. Zrna se během plastické deformace protahují, natáčejí a vzájemně přizpůsobují. Navíc jsou hranice zrn pro pohyb dislokací neprůchodnou překážkou, dislokace se u hranic zrn hromadí - model pile-up (obr. 2-60). Nakupené dislokace brzdí pohyb dalších dislokací napětím τ_1 v odpovídající skluzové rovině. Z uvedených důvodů neexistuje na křivce zpevnění polykrystalu oblast snadného skluzu. Od samého počátku plastické deformace je v činnosti více skluzových systémů, dislokace se protínají a hromadí u hranic zrn. To vede k turbulentnímu skluzu a tudíž i k intenzivnímu zpevňování od samého počátku plastické deformace. Polykrystal bude proto zpevňovat vždy více než monokrystal. Jemnozrnný polykrystal (více hranic zrn, více překážek pohybu dislokací) bude navíc zpevňovat intenzivněji než hrubozrnný (obr. 2-58).

Plasticky deformovaný kov je tedy charakterizován zvýšenou hustotou dislokací (v žíhaném stavu je dislokační hustota $\rho = 10^{10}$ až 10^{12} .m^{-2} , v intenzivně deformovaném kovu je $\rho > 10$ až 10^{18} .m^{-2}). Jednotlivá zrna jsou protažena a natočena ve směru deformace (tuto usměrněnou orientaci nazýváme texturou). Obdobně jako zrna se při deformaci za vysokých teplot protahují i některé vměstky.

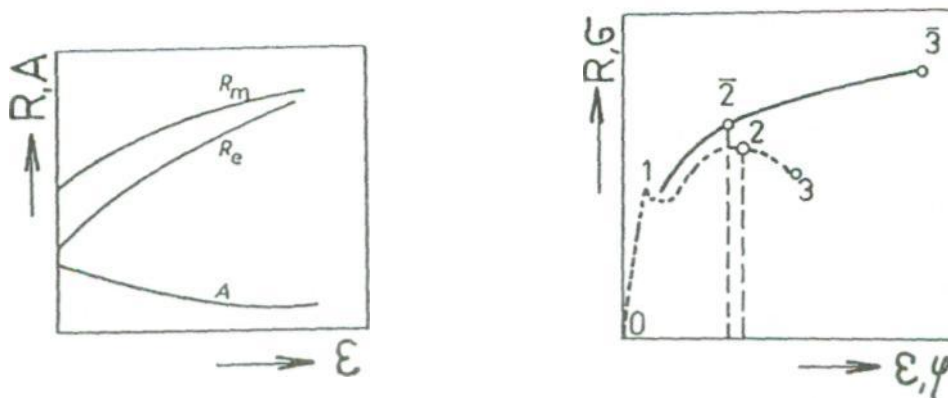
Uvedené změny mikrostruktury se projevují změnou mechanických i fyzikálních vlastností tvářeného kovu. Tvářením roste elektrický odpor, zvyšuje se měrný objem, mění se magnetické vlastnosti. Ze změn mechanických vlastností je třeba zdůraznit výrazný růst pevnosti, meze kluzu a tvrdosti, významný pokles tažnosti a vrubové houževnatosti.



Obr. 2-59 (vlevo) Schéma činnosti Frankova-Readova zdroje dislokací
A, B - částice cizí fáze (překážky), d - dislokace, 2 až 7 stadia
prohýbání dislokace a vznik nové dislokační smyčky

Obr. 2-60 (vpravo) Hromadění dislokací u hranic zrn, H-H hranice zrna, A-A skluzové
roviny, T působící vnější skluzové napětí, T_i napětí od nakupených
dislokací

Mez kluzu roste rychleji než mez pevnosti, poměr meze kluzu k mezi pevnosti se blíží hodnotě jedna - obr. 2-61.



Obr. 2-61 (vlevo) Změna mechanických vlastností (R_m , R_e , A) při tváření za studena

Obr. 2-62 (vpravo) Deformační diagramy měkké nelegované oceli

Tvářením za studena tedy můžeme měnit mechanické vlastnosti kovových materiálů v širokém rozsahu. S rostoucí deformací však klesá schopnost kovu dále se deformovat - klesá tvařitelnost.

Tvářený kov získává odlišné vlastnosti ve směru tváření a ve směru kolmém na směr tváření - roste anizotropie vlastností, roste i náchylnost kovu ke korozi.

Část energie dodané tvářením zůstává v kovu uchována ve formě tzv. uložené energie. Ta není uložena rovnoměrně, maximálních hodnot dosahuje v místech největšího nakupení dislokací. Uložená energie zvyšuje vnitřní energii (volnou entalpii), tvářený materiál se dostává do termodynamicky nerovnovážného stavu.

Deformační chování materiálů zachycujeme pomocí deformačních diagramů. Závislost skutečné napětí σ - skutečná deformace φ nazýváme skutečným (reálným) diagramem, závislost smluvní napětí R - poměrné prodloužení s nazýváme smluvním diagramem. Oba diagramy jsou zakresleny v obr. 2-62. Část 01 je v obou diagramech identická, lze ji popsat Hookeovým zákonem a odpovídá proto elastické deformaci. Část 1 2 3, respektive 1 2 3 odpovídá plastické deformaci. Bod 2 nazýváme mezí pevnosti (odpovídá maximálnímu dosaženému napětí), bod 3 odpovídá lomu. V technické praxi se běžně používá smluvní diagram $R - \varepsilon$. Podstatu deformačního chování však lépe zachycuje skutečný diagram $\sigma - \varphi$. Usek 1 2 v něm odpovídá rovnoměrné plastické deformaci a lze ho popsat vztahem

$$\sigma = K \cdot \varphi^n \quad (2.53)$$

kde K je součinitel zpevnění, n exponent zpevnění.

Bod 2 nazýváme mezí plastické nestability. Pro tento bod platí, že celková deformace je zde rovna právě hodnotě n . Do bodu 2 je plastická deformace rozložena rovnoměrně po celé délce zatěžovaného tělesa. V bodě 2 se začíná deformace lokalizovat do jednoho místa - na tahové zkušební tyčce se vytváří „krček“. Bod 3 odpovídá lomu.

Podrobnější popis deformačních diagramů s definicí meze kluzu a meze pevnosti je uveden v kapitole 3.2.

Zpevnění kovových materiálů

V předchozím textu bylo definováno zpevnění jako odpor kovu proti pohybu dislokací. Překážkou pohybu dislokací mohou být další dislokace - tomu odpovídá deformační zpevnění, hranice zrn - zpevnění hranicemi zrn, napěťová pole atomů příměsí -

zpevnění legováním a cizí částice (precipitát a disperzní částice) - zpevnění částicemi. O pevnosti kovového materiálu rozhoduje i charakter jeho matrice. Mezní napětí pro makroplastickou deformaci (mezjduzu) je dáno superpozicí třecího napětí, potřebného pro pohyb volné dislokace krystalovou mřížkou a příspěvků jednotlivých zpevňovacích mechanismů.

2.6.3 Rozvoj porušení a lom

Při překročení určité mezní hodnoty napětí dochází k porušení meziatomových vazeb - vzniká trhlina nebo nastává lom. Lom můžeme definovat jako porušení soudržnosti v celém průřezu, trhlina představuje porušení soudržnosti, které zasahuje jen část průřezu.

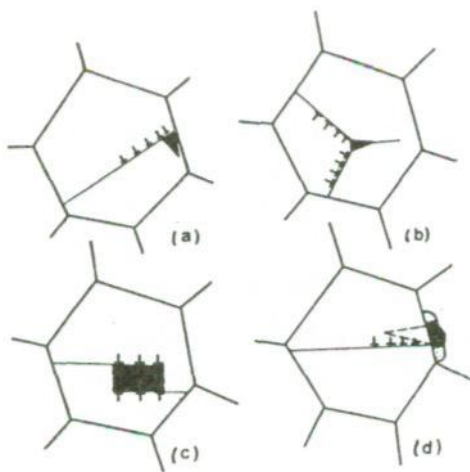
Při klasifikaci lomů vycházíme ze dvou hledisek. Jednak hodnotíme velikost plastické deformace a tím i spotřebu energie v průběhu porušování, jednak (v polykrystalickém materiálu) sledujeme místa, kterými ve struktuře lom prochází.

Lom, který je provázen soustředěnou plastickou deformací a je spojen se skluzovým mechanismem (a tedy působením smykového napětí) a pro který je charakteristická větší spotřeba energie, se nazývá tvárný. Lom, který není doprovázen výraznější plastickou deformací, je způsoben odtržením v určité krystalografické rovině vlivem normálového napětí a ke svému šíření vyžaduje malou energii, se nazývá štěpný.

Soubor vnitřních a vnějších faktorů může způsobit u téhož materiálu změnu mikromechanismu porušování a zpříčinit nežádoucí přechod od tvárného lomu ke štěpnému.

Mezi vnitřní faktory zde řadíme charakter struktury, nehomogenity (strukturní i fázové), velikost zrna a přítomnost vad. Vnějšími faktory jsou způsob a rychlost zatěžování, teplota, stav napjatosti, okolní prostředí, růst rychlosti deformace, pokles teploty a agresivní prostředí podporují nežádoucí štěpné porušení.

Z hlediska míst šíření lomu rozlišujeme lom transkrystalický, který probíhá vnitřkem zrn a lom interkrystalický, který se šíří po hranicích zrn. Zárodky porušení jsou buď tvořeny již existujícími nečelistvostmi materiálu nebo v materiálu vznikají v důsledku hromadění, vzájemného působení a zanikání dislokací (obr. 2-63). Růstem a propojováním těchto defektů vzniká hlavní trhlina.



Obr. 2-63 Dislokační mechanismy vzniku porušení

Koncepce lomového chování materiálů

Zákonnitostmi náhlých, nekontrolovaných lomů se zabývá obor zvaný mechanika lomu. Snaží se odpovědět na otázku, za jakých podmínek je možno vyloučit vznik nestabilního, katastrofického lomu při zatíženích nepřesahujících mez plastické deformace, tj. mez kluzu. Nestabilním lomem rozumíme náhlé, nekontrolovatelné porušení součásti nebo konstrukce vlivem účinků elastické energie nakupené v tělese, bez nutnosti dalšího přívodu energie z vnějšku.

Mechanika lomu vychází z faktu, že součásti i konstrukční dílce vždy obsahují drobné trhliny (vzniklé ve výrobě nebo v provozu). Odolnost proti porušení je dána odolností materiálu proti vzniku a šíření těchto trhlín. Předpokládá se, že k lomu dojde v okamžiku, kdy pro dané vnější napětí doroste trhlina do odpovídající kritické velikosti.

Mechanika lomu se člení na dvě oblasti:

- lineární lomovou mechaniku - LLM, předpokládající platnost Hookeova zákona až do lomu (neuvažuje se tedy vznik plastické deformace, je použitelná především pro křehké materiály o vysokých pevnostech),
- nelineární elasticko-plastickou lomovou mechaniku - EPLM, předpokládající existenci plastické zóny v okolí čela trhliny (je použitelná pro materiály o středních a nízkých pevnostech).

Lineární lomová mechanika LLM

LLM řeší problém souvislosti mezi napětím a kritickou velikostí trhliny ze dvou hledisek. Vychází při tom buď z energetické bilance šíření trhliny (postup podle Griffithe), nebo z hodnocení rozložení napětí v okolí trhliny (postup podle Irwina).

Energetické kritérium lomu vyjadřuje energetický stav soustavy při porušování. Šířením trhliny se jednak uvolňuje energie v pružně napjaté součásti, jednak se spotřebovává energie na vznik nového volného povrchu rostoucí trhliny. V okamžiku, kdy délka trhliny $2a$ dosáhne velikosti, při níž energie uvolňované pružné deformace přesáhne energii spotřebovanou na tvorbu nového povrchu, dojde ke vzniku nestabilního lomu - obr. 2-64. Pro a_{krit} platí, že

$$\frac{d\Delta W}{da} = 0 \quad , \quad \Delta W = -W_{el} + W_{povrch} \quad (2.54)$$

Po dosazení a matematické úpravě vztahu (2.54) dostaneme Griffithovo kritérium křehkého lomu ve tvaru

$$\sigma_{krit} = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi a}} \quad (2.55)$$

kde E je modul pružnosti v tahu, γ_s měrná povrchová energie, a je poloviční délka trhliny, σ_{krit} je napětí, při němž se trhlina o délce $2a$ začíná nekontrolovatelně šířit.

Vztah (2.55) je použitelný pouze pro křehké materiály, u nichž je zplastizovaná oblast na čele trhliny minimální. U plastických materiálů nahrazujeme hodnotu γ_s hodnotou γ_{ef} , pro níž platí

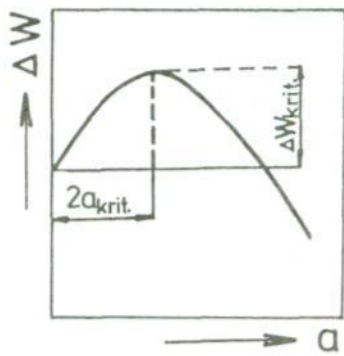
$$\gamma_{ef} = \gamma_s + \gamma_{pl} \quad (2.56)$$

kde γ_{pl} odpovídá energii lokální plastické deformace v kořeni a v blízkém okolí šířící se trhliny, γ_{pl} je o dva až tři řády větší než γ_s . Určení hodnoty γ_{ef} je však velmi problematické.

V praxi se proto vychází ze vztahů pro rozložení napětí v okolí trhlín. Irwin prokázal, že lokální napětí v okolí čela trhliny je pro „nekonečně“ širokou desku, zatíženou napětím kolmým k rovině existující trhlín, úměrné součinu napětí a a druhé odmocniny poloviční délky trhliny a . Součin $\sigma\sqrt{\pi a} = K$ nazval součinitelem (faktorem) intenzity napětí K (a je napětí v zatížené desce, a je poloviční délka trhliny). Kritická hodnota součinitele intenzity napětí, tj. jeho hodnota v okamžiku iniciace nestabilního lomu, se nazývá lomová houževnatost K_{IC} :

$$K_{IC} = \sigma_{KRIT} \sqrt{\pi a} \quad \{MPa \cdot m^{1/2}\} \quad (2.57)$$

Vztah (2.57) platí pro podmínky rovinné deformace, tj. pro určité limitní tloušťky desek, při nichž se dosáhne rovinné deformace ($\epsilon_z = 0$) a od nichž je faktor intenzity napětí na tloušťce desky nezávislý.



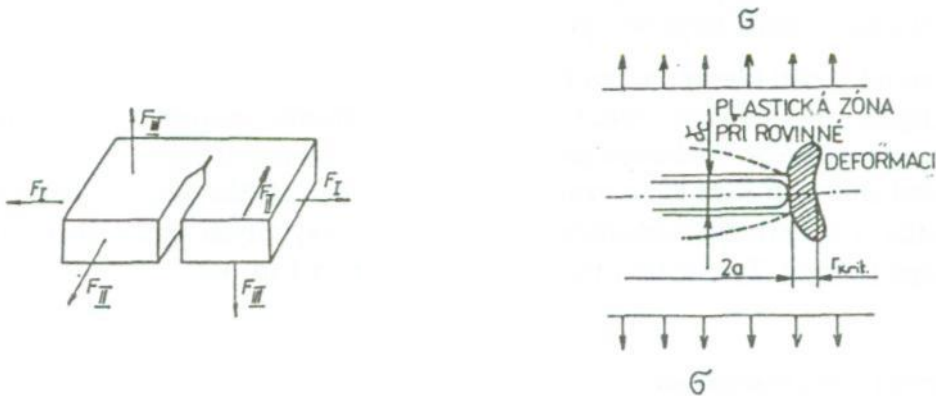
Obr. 2-64 Změna energie soustavy AW při růstu trhliny

Index I ve vztahu (2.57) odpovídá namáhání silou FI podle obr. 2-65. Lomová houževnatost je významnou materiálovou charakteristikou, zachycující jak vliv metalurgických i technologických faktorů výroby, tak vliv podmínek zatěžování. Platí, že s rostoucí mezí kluzu lomová houževnatost klesá a proto roste při užívání vysokopevných materiálů nebezpečí křehkého porušení.

Příklady hodnot lomové houževnatosti a kritické velikosti trhliny pro napětí blízké se mezi kluzu udává tab. 2-V.

Tabulka 2-V Hodnoty K_{IC} a a_{krit} pro vybrané materiály

Materiál	K_{IC} [MPa.m ^{1/2}]	a_{krit} [mm]
žíhaná nelegovaná ocel	150	desítky
zušlechtěná nízkolegovaná ocel	80	jednotky
vytvrzená slitina AlCu4Mg	30	nízké jednotky
plasty	0,3 až 10	desetiny až nízké jednotky
konstrukční keramika Si_3N_4	5	setiny



Obr. 2-65 (vlevo) Orientace zátěžné síly vzhledem k trhlině - určení indexu lomové houževnatosti

Obr. 2-66 (vpravo) Schéma trhliny s plastickou zónou na čele s vyznačením kritického rozevření trhliny $5c$

Elasticko-plastická lomová mechanika EPLM

U materiálů nízké a střední pevnosti vzniká u čela trhliny rozsáhlá zplastizovaná zóna, která vylučuje použití zákonů LLM (obr. 2-66). Pro vyjádření okamžiku nestability trhliny se

zde využívá teorie o kritickém rozevření trhliny (COD), jež je charakterizováno

δ_c parametrem

Podle této teorie dojde k nestabilnímu šíření lomu v okamžiku, kdy rozevření trhliny v jejím kořeni dosáhne kritické hodnoty δ_c . Hodnota δ_c je parametrem vyjadřujícím odolnost materiálů s nízkou a střední pevností proti vzniku nestabilního lomu. Hodnota δ_c závisí obdobně jako hodnota K_{IC} na metalurgických a technologických parametrech i podmínkách zatěžování, navíc však i na rozměrech těles. Kritické lomové napětí σ_{krit} zde lze určit ze vztahu

$$\sigma_{krit} = \sqrt{\frac{E \cdot R_e \cdot \delta_c}{\pi \cdot a}} \quad (2.58)$$

kde E je modul pružnosti v tahu, R_e mez kluzu, δ_c kritické rozevření trhliny, a poloviční délka trhliny.

Je-li plastická zóna dostatečně malá vzhledem k rozměru trhliny, můžeme i zde použít kritérium lomové houževnatosti K_{IC} tak, že za délku trhliny dosadíme tzv. efektivní délku trhliny danou vztahem

$$2 a_{ef} = 2 a + 2 r \quad (2.59)$$

kde podle obr. 2-66 je a poloviční délka trhliny, r velikost zplastizované zóny. Z uvedeného je zřejmé, že lomovou mechaniku lze využít:

- 1) K hodnocení odporu materiálů proti šíření trhlín, za použití parametrů K_{IC} , δ_c a jejich závislosti na teplotě a rychlosti deformace.
- 2) K určení kritického rozměru trhliny pro dané provozní namáhání σ (hodnota a_{krit} se srovnává s velikostmi defektoskopicky analyzovaných trhlín).
- 3) K realizaci potřebných opatření, jsou-li v konstrukci prokázány defekty.
- 4) K rozboru vzniku lomů, které se v provozu vyskytnou.

Hodnocení odolnosti konstrukcí proti křehkému porušení se v praxi provádí buď určením tranzitních teplot oddělujících oblast tvárného a štěpného porušení, nebo určováním parametrů K_{IC} , případně δ_c . Podrobně jsou tyto zkoušky probrány v kap. 3.2.

Zvláštní charakter mají lomy vznikající při cyklickém zatěžování, tzv. únavové lomy a lomy vznikající u materiálů dlouhodobě zatížených při zvýšených teplotách ($T > 0,3 T_m$) - lomy při creepu (tečení). Tyto otázky jsou rovněž zařazeny v kap. 3.2.

2.6.4 Zotavení a rekrytalizace

Plastická deformace vede ke vzniku termodynamické nerovnováhy deformovaného materiálu. Při nízké teplotě se tento nerovnovážený stav může udržet, při zvýšení teploty nastává přechod do stavu rovnovážného. Vlastnosti kovu se v něm přiblíží vlastnostem, které měl před plastickou deformací. Hnací silou těchto odpeňovacích dějů je uložená energie, celý proces nazýváme rekrytalizací.

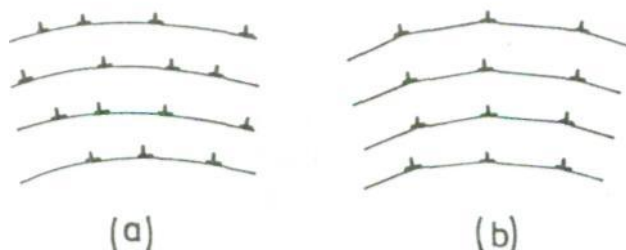
Podle klasického přístupu členíme rekrytalizací na zotavení, primární rekrytalizací, růst zrna a sekundární rekrytalizací. Ostrá hranice mezi těmito dílčími procesy neexistuje, procesy na sebe navazují a navzájem se ovlivňují.

+ Kromě uvedené teorie lze použít i teorii tzv. J-integrálu, charakterizujícího napěťové pole u kořene trhliny.

Rekrytalizace probíhající při následném ohřevu tvářeného kovu se nazývá statickou, rekrytalizace probíhající během tváření za zvýšené teploty (tedy pod napětím) se nazývá dynamickou. Dynamická rekrytalizace významně ovlivňuje tvařitelnost materiálů při tváření za tepla.

Zotavení je soubor přeměn odehrávajících se ve vnitřní stavbě tvářeného krystalu při teplotách $(0,25 \text{ až } 30) T_m$ [K]. Dochází k zanikání bodových poruch krystalové mřížky, k uvolňování, přemístování a anihilaci (zanikání) některých dislokací. Nedochozí však k pohybu velkoúhlových hranic zrn, nevznikají nová nedeformovaná zrna.

Za určitých podmínek se může uskutečnit tzv. polygonizace - nejvyšší stádium zotavení, při níž dochází k uspořádání uvolněných dislokací do stěn. Deformovaná zrna se tím rozpadají na tzv. subzrna -oblasti uvnitř zrn s velmi malou disorientací mřížek (v úhlových minutách až nízkých jednotkách stupňů) oddělená dislokačními stěnami - obr. 2-67.



Obr. 2-67
Schematické znázornění
polygonizace
(a) deformovaný stav
(b) zpolygonizovaný stav

K primární rekrytalizaci dochází při překročení rekrytalizační teploty T_R , pro kterou platí

$$T_R = (0,35 \text{ až } 0,45) T_m \text{ [K]} \quad (2.60)$$

Je to děj, při němž se pohybují (migrují) velkoúhlové hranice zrn. Ve většině případů vznikají zárodky nových nedeformovaných zrn téže krystalické mřížky, které postupně rostou na úkor tvářené matrice. Tyto rekrytalizační zárodky se tvoří v nejmíc deformovaných oblastech, na hranicích zrn, v trojných stycích zrn. Nově vzniklá zrna se od tvářených zrn liší tvarem a velikostí. Jsou polyedrická. Hustota dislokací v jejich interiéru odpovídá netvářenému stavu

($\rho = 10 \text{ až } 10^8 \text{ m}^{-2}$). Přednostní orientaci, kterou tato zrna vykazují, nazýváme rekrytalizační texturou.

Za izotermických podmínek lze kinetiku rekrytalizace popsat Avramiho rovnicí ve tvaru

$$X_v = 1 - \exp(-K \cdot t^n) \quad (2.61)$$

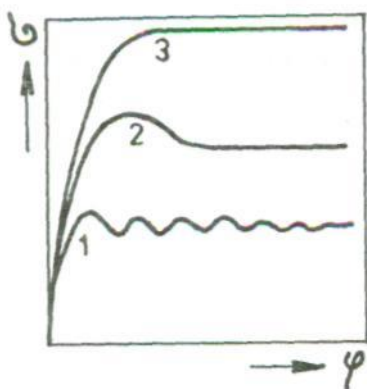
kde X_v je poměrný rekrytalizovaný objem, t je doba žhání, K je kinetický součinitel a n je kinetický exponent. Hodnota n určená experimentálně se pohybuje v rozmezí 0,5 až 3. Pro nebrzděnou statickou rekrytalizaci má n hodnotu 2. Cizí atomy v tuhém roztoku i jemné částice jiných fází rekrytalizaci brzdí, hrubé částice, v jejichž okolí se koncentruje deformace, rekrytalizaci naopak urychlují.

Změny velikosti rekrytalizovaného zrna od okamžiku vzájemného dotyku těchto zrn nazýváme růstem zrna, abnormální narůstání některých rekrytalizovaných zrn na úkor sousedů nazýváme sekundární rekrytalizaci. Ta většinou souvisí s rozpouštěním částic vyloučených na hranicích zrn. Tyto částice před rozpouštěním růst zrna brzdí. Nejrychleji narůstají zrna s orientací odlišnou od rekrytalizační textury.

V technické praxi lze sekundární rekrystalizaci využít pro tvorbu hrubého zrna (požadovanou pro snížení ztrát u trafoplechů a dynamoplechů), případně pro výrobu monokrystalů. Většinou je však nežádoucí, neboť hrubozrnné nehomogenní struktury mají nepříznivé mechanické vlastnosti.

Rekrystalizační teplota, jak plyne ze vztahu (2.60) není konstantní - je funkcí čistoty kovu, velikosti deformace, velikosti původního zrna, způsobu a teploty deformace, rychlosti rekrystalizačního ohřevu. Nižší čistota kovu, menší plastická deformace, hrubší původní zrno a vyšší rychlost deformace a rekrystalizačního ohřevu rekrystalizační teplotu zvyšují.

Rekrystalizační teplota rozděluje tváření na tváření za studena (pod rekrystalizační teplotou) a tváření za tepla (nad rekrystalizační teplotou). Při tváření za studena kov zpevňuje, při tváření za tepla je zpevnění odstraňováno již během tváření dynamickým zotavením a dynamickou rekrystalizací. Dynamické zotavení se v reálném diagramu $\sigma - \varphi$ (obr. 2-68) projeví vodorovnou větví křivky (3), dynamická rekrystalizace poklesem napětí (1,2). Tvar závislosti je ovlivněn především teplotou a vzájemným vztahem rychlosti deformace a rekrystalizace.

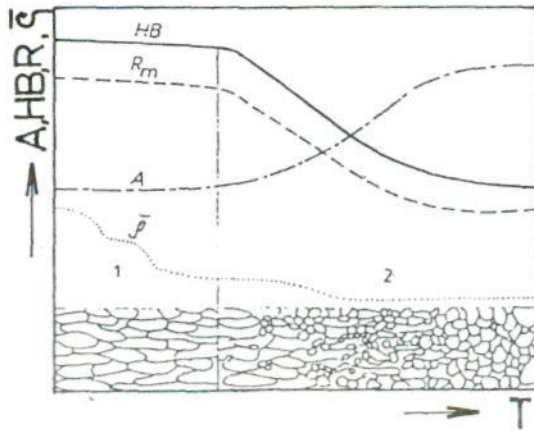


Obr. 2-68 Dynamické zotavení (3) a dynamická rekrystalizace (1, 2) ve skutečném deformačním diagramu $\sigma - \varphi$

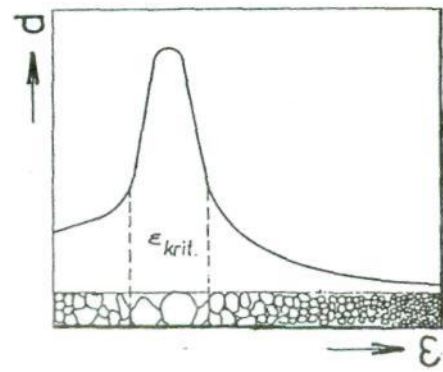
Výše popsané strukturní změny vlivem zotavení a rekrystalizace vedou ke změnám fyzikálních i mechanických vlastností. Fyzikální vlastnosti se mění již ve fázi zotavení, které je provázeno poklesem elektrického odporu a měrného objemu. Mechanické vlastnosti se ve fázi zotavení mění nevýrazně. Snížení

vnitřních pnutí je zde doprovázeno mírným poklesem tvrdosti a pevnosti. Výrazněji se tyto změny projeví při uplatnění polygonizace. K výrazné změně mechanických vlastností dochází až ve fázi rekrystalizace. Taje doprovázena prudkým poklesem pevnosti, tvrdosti i meze kluzu, růstem tažnosti a houževnatosti. Roste tvařitelnost kovu, který nabývá schopnost dále se deformovat. Roste i odolnost proti korozi, průběh rekrystalizace i změn vybraných vlastností při rekrystalizaci zachycuje schematicky obr. 2-69. Velikost rekrystalovaného zrna závisí kromě výše teploty rekrystalizačního žhání hlavně na stupni předchozí deformace - obr. 2-70.

Z obrázku je zřejmé, že v oblasti malých tzv. kritických deformací ($\epsilon_{krit} \sim 2$ až 10%) dochází při rekrystalizaci k nežádoucímu výraznému hrubnutí zrna. Velikost kritické deformace, které se snažíme vyhnout, je funkcí způsobu a rychlosti deformace, teploty a způsobu rekrystalizačního žhání. Z obr. 2-70 je rovněž zřejmé, že naopak dostatečně velkou plastickou deformací můžeme v kombinaci s rekrystalizačním žháním zajistit zjemnění zrna. Tvárné nekovové vměstky v kovových materiálech, které se tvářením zdeformují, rekrystalizací neprodělávají. Řádkovitost vzniklá tvářením se rekrystalizací neodstraní a způsobuje tak anizotropii vlastností ve směru tváření a ve směru na tento směr kolmém.



Obr. 2-69 (vlevo) Schematické znázornění průběhu rekystalizace a změny vlastností kovového materiálu v důsledku zotavení (oblast 1) a rekystalizace (oblast 2), ρ - měrný elektrický odpor, HB - Brinellova tvrdost, R_m - mez pevnosti, A - tažnost



Obr. 2-70 (vpravo) Závislost velikosti rekystalovaného zrna na stupni deformace d - střední průměr zrna, ϵ_{krit} - kritická deformace



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Strukturou materiálu v širším slova smyslu rozumíme množinu vztahů mezi různě složitými a různě velkými částmi hmoty (elementárními částicemi, atomy, molekulami, krystaly), které vytvářejí určitou formu její existence (stav). O struktuře atomů a molekul, která se též označuje za vnitřní stavbu materiálu, pojednaly kap. 2.1 a 2.2. Strukturou krystalů nebo amorfních oblastí odpovídajícího objemu nazýváme makrostrukturou nebo mikrostrukturou. Makrostrukturou pozorujeme pouhým okem nebo lupou, mikrostrukturou pozorujeme některou mikroskopickou metodou.

Vlastnosti materiálu jsou významným vnějším projevem jeho struktury a mohou být na základě znalostí struktury v různé míře předvídaný. Vlastnosti materiálu dělíme na mechanické, fyzikální, chemické a technologické. Jejich zkoušení má pro technickou praxi mimořádnou důležitost.

3.1 Makrostruktura a mikrostruktura

K charakteristice *makrostruktury materiálu* hutního nebo strojírenského výrobku náleží tyto údaje:

- 1) heterogenita chemického složení slitin a směsí v různých místech průřezu,
- 2) makroskopických strukturních útvech vzniklých při krystalizaci nebo tuhnutí,
- 3) makroskopických strukturních útvech vzniklých při tváření kovů, tvarování nekovů a při spojování materiálu svařováním, pájením či lepením nebo při jiných zpracovatelských technologiích,
- 4) hloubce tepelného ovlivnění při přenosu tepla nebo o povrchových vrstvách při přenosu hmoty,
- 5) hloubce poškození povrchu při korozi nebo opotřebení,
- 6) o lomech vzniklých v provozu působením vnějších sil nebo prostředí.

Při rozboru *mikrostruktury materiálu* se používá též širšího pojmu *mikro strukturní složka*, která se přes to, že se může skládat z více termodynamických fází (kap. 2.3), je v polykrystalických materiálech tvořena poměrně celistvými mikrostrukturními útvary.

Mikrostrukturou charakterizujeme následujícími údaji:

- a) kvalitativním a kvantitativním fázovým složením, které se určuje především difrakčními metodami,
- b) druhy a poměrným množstvím mikrostrukturních složek a dalších mikrostrukturních útvarů, které se určuje zobrazovacími metodami,
- c) morfologií mikrostrukturních složek a útvarů, tj. jejich tvarem, velikostí, rozmístěním a předností orientací (texturou),
- d) kvalitativními a kvantitativními charakteristikami poruch krystalové mřížky, makromolekul nebo amorfních oblastí, které se také označují za substrukturou.

Pro zjištění charakteristik (b) a (c) se používá metod světelné nebo elektronové mikroskopie, substrukturou lze pozorovat pouze metodami transmisní elektronové mikroskopie. Protože pozorované mikrostrukturní útvary tvoří velmi četné soubory, musí se při jejich kvantitativním hodnocení používat statistické metody. Aplikací těchto metod se zabývá *kvantitativní materiálografie*, která je součástí obecněji orientovaného vědního oboru - *stereologie*.

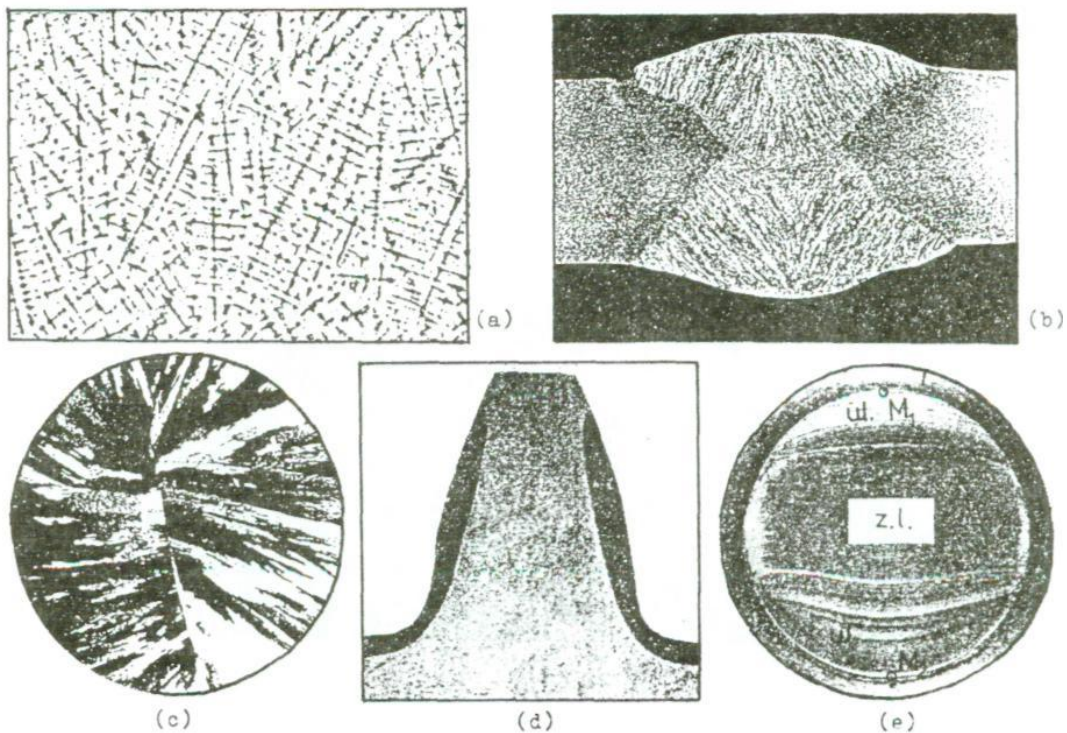


3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Kovové materiály

Vybrané ukázky *makrostruktury* kovových materiálů jsou na obr. 3-1. Dendrity v lité oceli, které jsou výsledkem krystalizace s negativním teplotním gradientem a svědčí i o heterogenitě chemického složení, jsou na obr. 3-1a. Na makrostrukturu svaru (obr. 3-1b) je patrný způsob nanášení svarového kovu, jeho krystalizace a šířka tepelně ovlivněné oblasti v základním kovu, kterým byl tlustý ocelový plech. Velké, radiálně orientované krystaly v příčném řezu mosazným odlitkem (obr. 3-1c) prorostly nežádoucím způsobem až do jeho středu; v odlitku došlo ke traskrystalizaci. Na obr. 3-1d je leptáním zviditelněna hloubka zakalení na bocích a v patě povrchově kaleného zubu ozubeného kola. Velmi často se posuzuje makrostruktura únavových lomů, při čemž se hodnotí místo vzniku magistrální únavové trhliny, způsob jejího šíření a podíl plochy vlastního únavového lomu (ú.l.) se stopami postupného šíření únavových trhlin k ploše zbytkového lomu (z.l.). Na obr. 3-1e je lom způsobený cyklickým ohybovým zatěžováním ocelového čepu, v němž vznikly trhliny v místech M1 a M2. Tyto trhliny se postupně šířily proti sobě, až zeslabily nosný průřez tak, že v jeho zbylé ploše došlo k náhlému lomu.

Mikrostrukturu hodnotíme nejprve podle fázového složení a mikrostrukturních složek. Např. na obr. 3-2a je mikrostruktura nízkouhlíkové oceli (0,15 % C) v normalizačně žíhaném stavu, která obsahuje dvě základní mikrostrukturní složky - ferit a perlit. Ferit je tuhý roztok α , perlit je eutektoid (kap. 2.5) tvořený dvěma fázemi, jednak feritem, jednak intermediární fází Fe_3C (cementitem - kap. 4.1.1). Podíl obou mikrostrukturních složek se určí buď metodami kvantitativní metalografie nebo podle pákového pravidla v rovnovážném diagramu Fe- Fe_3C .



Obr. 3-1 Příklady makro struktury kovových materiálů (popis je uveden textu)
(a) dendrity, leptáno, zv. 2x, (b) svar, leptáno, zv. 2x, (c) odlitek, leptáno, zv. 1x, (d) ozubení, leptáno, zv. 1,5x, (e) únavový lom, nelept., zv. 2x.



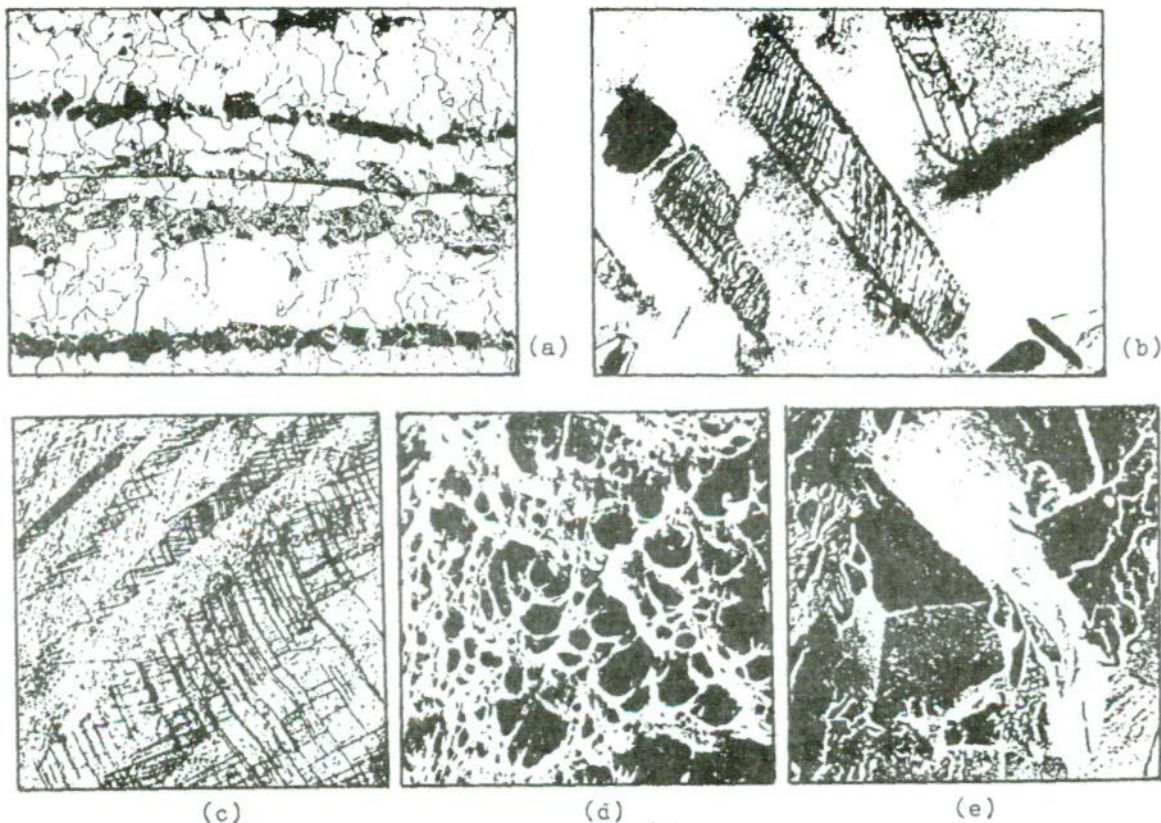
3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Při hodnocení mikrostruktury na obr. 3-2a podle bodu (c) zjistíme, že obě mikrostrukturní složky mají polyedrická zrna různé velikosti, kterou bychom opět určili kvantitativně metalografickými metodami. Perlit je řádkovitý, což znamená, že je přednostně orientovaný ve směru tváření. Jeho morfologie je velmi jemně lamelami, neboť vzdálenosti sousedních lamel cementitu jsou tak malé, že je lze světlou mikroskopií rozlišit jen v některých zrnech; ostatní zrna perlitu se zobrazují jako tmavé plochy.

Na obr. 3-2b je mikrostruktura vytvrzené hliníkové slitiny Al-4 % Cu. Zobrazeny jsou jednak deskovité částice precipitující intermetalické fáze θ' (Al_2Cu), jednak dislokace v okolní kovové matici (přesycený tuhý roztok α').

Obr. 3-2c zobrazuje plastické deformace (skluzové čáry a pásy) v austenitické manganové oceli (1,2 % C-12 % Mn), která byla silně tvářena za studena.

Mikrostruktura lomových ploch zcela rozdílného charakteru byla pozorována ve vysokolegované martenziticko-austenitické oceli (Cr-Ni-Mo-Ti-Al) je na obr. 3-2d,e. Na prvním obrázku je tvárný lom charakterizovaný důlkovou morfologií, na druhém obrázku je štěpný lom, pro který jsou příznačné hladké, rovinné plochy (kap. 2.6).



Obr. 3-2 Příklady mikrostruktury kovových materiálů (popis je uveden v textu)
(a) světlá mikroskopie, zv. 500 x, (b) transmisní elektronová mikroskopie, zv. 30000 x, (c) světlá mikroskopie, zv. 500 x, (d, e) řádkovací elektronová mikroskopie, zv. 2000 x



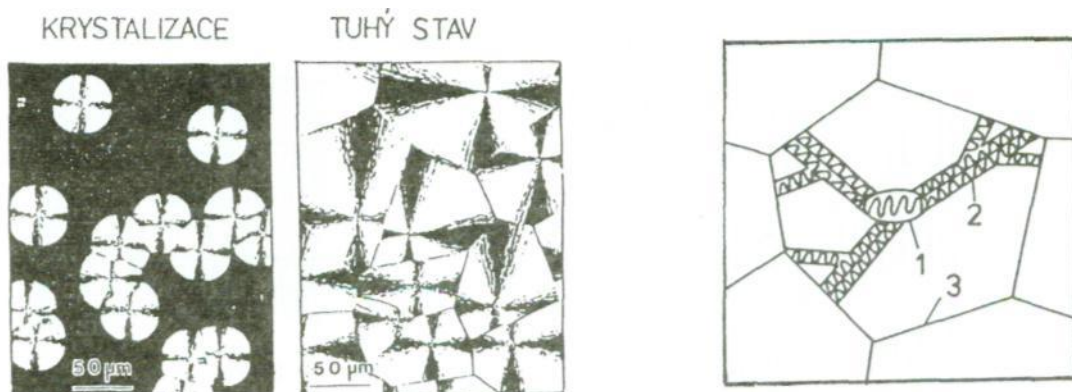
3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Polymerní materiály

Polymery mají charakteristickou mikrostrukturu v případě, že při tuhnutí taveniny krystalizují. Krystalické útvary polymerů jsou opticky anizotropní, což se projevuje dvojlomem. Mikrostruktura je proto nejlépe pozorovatelná v tenkých řezech polymerů, kterými prochází polarizované světlo.

Základním mikrostrukturním tvarem semikrystalických polymerů je **sférolit** (obr. 3-3). Svým polyedrickým tvarem a srovnatelnou velikostí připomíná zrna u kovů. Sférolit má složitou strukturu obsahující vedle množství drobných krystalů zvaných krystality i amorfni oblasti. Při tuhnutí taveniny vzniká sférolit růstem semikrystalických substruktur z krystalizačního zárodka radiálně všemi směry za současného větvení (obr. 3-4). Dvojlomové krystality tak mají ve sférolitu kulovitě symetrické uspořádání, které se při pozorování v polarizovaném světle obecně projevuje tmavými maltézskými křížmi. Důležitou charakteristikou sférolitu je jejich velikost. Stejně jako hranice zrn u kovů, mají i hranice mezi sférolity u polymerů významný vliv na deformační a lomové chování těchto materiálů. Po hranicích sférolitu segregují při krystalizaci příměsi (nečistoty) a nekrystalizují nízkomolekulární podíly.

Polymerní krystality tvořící substrukturu sférolitu mají tvar lamel, které vznikají více či méně pravidelným skládáním řetězců (obr. 3-5). Důvodem skládání je snaha řetězců po dosažení minimální povrchové energie.



Obr. 3-3 (vlevo) Sférolitická struktura polymerů

Obr. 3-4 (vpravo) Struktura sférolitu: 1-lamelami krystalizační zárodek, 2-agregáty lamelárních krystalitů a amorfni oblastí, 3-hranice sférolitu

Charakteristickým rozměrem lamel je jejich tloušťka, která se nejčastěji pohybuje od 10 do 500 nm, běžné rozměry jsou zhruba 10x větší. S tloušťkou lamel 1 souvisí teplota tání polymeru podle vztahu:

$$T_m = T_m^0 \left(1 - \frac{2\gamma}{1\Delta H_m} \right), \quad (3.1)$$

kde T_m^0 je teplota tání krystalu o nekonečné tloušťce, γ je povrchová energie krystalů a ΔH_m je

entalpie tání polymeru. Jednotlivé lamely jsou mezi sebou odděleny amorfni mezivrstvou o tloušťce několika nm. Je tvořena zejména nepravidelnými ohyby na povrchu lamel, konci řetězců a segmenty makromolekul, které spojují jednotlivé lamely mezi sebou. Kvantitativně se množství krystalické fáze



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

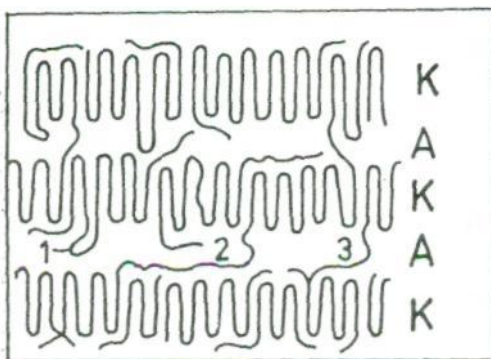
v polymeru vyjadřuje jejím hmotnostním nebo objemovým podílem a nazývá se **krystalinita**. Stanovuje se pomocí fyzikálních metod, které jsou na podílů krystalické fáze ve vzorku dostatečně citlivé.

Nejjednodušším způsobem měření hustoty, ze které se objemová X_r a hmotnostní krystalita X_w vypočítávají podle vzorců:

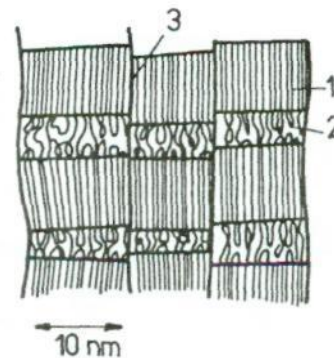
$$X_r = \frac{\rho - \rho_a}{\rho_c - \rho_a}, X_w = \frac{\rho_c}{\rho} \left(\frac{\rho - \rho_a}{\rho_c - \rho_a} \right), \quad (3.2)$$

kde ρ_a hustota amorfni fáze a ρ_c je hustota krystalické fáze. Obojí hodnoty jsou tabelovány. Krystalinita je nejdůležitější mikrostrukturální charakteristikou krystalizujících polymerů, protože je na ní závislá většina jejich fyzikálních a mechanických vlastností. Analogicky jako u kovů, lze i mikrostrukturu polymerů ovlivňovat dodatečným tepelným zpracováním. Žiháním v tuhém stavu při vyšších teplotách a krystalinita a tloušťka lamel zvětšuje.

Semikrystalické polymerní materiály ve vysoce orientovaném stavu, jako jsou vlákna nebo fólie, mají **fibrilární mikrostrukturu**. Základním elementem této struktury je jednosměrně vyvinutý fibrilární krystalit složený z napřímených úseků makromolekul (obr. 3-6).



Obr. 3.5 (vlevo) Schéma substruktury semikrystalických agregátů lamel K-lamelární krystalit, A-amorfni oblast, 1-nepravidelný ohyb řetězce (smyčka), 3-makromolekulami segment spojující sousední lamely



Obr. 3.6 (vpravo) Schéma fibrilární struktury orientovaných krystalických polymerů 1-krystalit tvořený napřímenými řetězci, 2-amorfni oblast, 3-hranice mezi fibrilami

Zatímco tedy je sférolitická struktura mikroskopicky (uvnitř sférolitu) silně anizotropní, ale makroskopicky izotropní, fibrilární struktura je silně anizotropní mikroskopicky i makroskopicky. Fibrilární struktura vzniká tuhnutím a krystalizací orientované taveniny nebo dloužením v tuhém stavu.

Velmi rozmanitou mikrostrukturu mají **polymerní směsi a slitiny**. Tvorba mikrostruktury je ovlivněna zejména podmínkami míchání složek a zpracovatelskými podmínkami, přičemž teplota a velikost



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

smykových deformací jsou pro konečnou mikrostrukturu rozhodující. Mikrostruktura takovýchto systémů je tvořena dvěma nebo více fázemi s různě složitou morfologií. Typickým příkladem jsou polystyrénové houževnaté plasty obsahující elastomerní složku. Nejjednodušší mikrostrukturou je případ, kdy je elastomer ve formě mikroskopických kuliček (0,1 až 10 μm) dispergován v polystyrénové matici. Množství a velikost elastomerních částic jsou základními mikrostrukturními charakteristikami, které ovlivňují mechanické vlastnosti směsi.

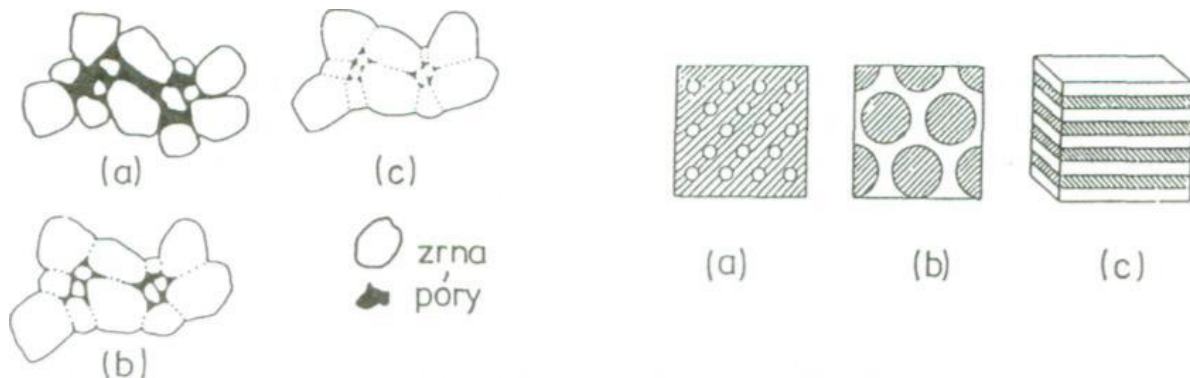
Keramické materiály

Mikrostrukturu keramiky, pokud je jednorázová, tvoří především zrna a póry. Póry vznikají při slinování keramického prášku (obr. 3-7). Podstatou slinování je difúzní proces, probíhající za vyšší teploty, kterým se jednotlivá zrna vzájemně spojují v kompaktní celek. Póry jsou uzavřené nebo otevřené, tj. vzájemně propojené s vnějším povrchem. Velikost zrna a množství či velikost pórů výrazně ovlivňují vlastnosti keramiky. Pórovitost keramiky se často vyjadřuje procentuálním podílem teoretické hustoty

$$\% \rho_{teor} = \left(\frac{\rho}{\rho_{toer}} \right) \cdot 100, \quad (3.3)$$

kde ρ je hustota vzorku a ρ_{toer} je hustota keramiky bez pórů.

Složitější mikrostrukturu mají vícefázové keramické materiály. Modelová schémata mikrostruktur pro dvoufázovou keramiku jsou uvedena na obr. 3-8.



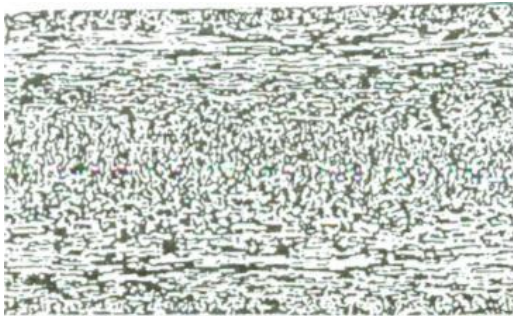
Obr. 3-7 (vlevo) Schéma vzniku pórů při slinování keramického prášku: (a) výchozí stav, (b) slinování, (c) konečná mikrostruktura

Obr. 3-8 (vpravo) Schéma základních typů mikrostruktury dvoufázové keramiky: (a) diskontinuální částicové disperze jedné fáze v kontinuální matici druhé fáze, (b) zrna majoritní fáze separovaná kontinuální minoritní fází, (c) vrstevnatá mikrostruktura

Studium mikrostruktury kompozitu se zaměřuje zejména na způsob uložení vláken, charakter mezifázových rozhraní a ovlivnění mikrostruktury matrice vyztužující fází. Typickým příkladem může být hodnocení orientace krátkých vláken ve vstřikovaných termoplastických kompozitech (obr. 3-9).



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ



← směr toku taveniny

Obr. 3-9 Uspořádání vláken v průřezu vstříkované desky z polypropylenu plněného krátkými skleněnými vlákny (vzhledem ke směru toku taveniny jsou vlákna orientována kolmo nebo rovnoběžně)

Makrostruktura je u nekovových materiálů obvykle spojována s vadami výrobků způsobenými nedodržením optimálních podmínek zpracování. U plastů lze do makrostruktury zahrnout např. stopy vyznačující směr a charakter toku taveniny do dutiny formy (tokové čáry), stopy po setkání dvou proudů taveniny (studené spoje), bubliny vznikající odpařováním vlhkostí nebo nízkomolekulárních podílů při zpracování polymeru atd. Kompozity mohou nést makroskopické stopy degradačních procesů v důsledku překročení optimální vytvrzovací teploty, viditelné mohou být nerovnoměrné rozložení vyztužujících vláken, nedostatečné nasycení výztuže pryskyřicí (suchá místa) nebo oddělování jednotlivých vrstev (delaminace). Na keramice mohou být patrné zejména póry větších rozměrů a trhliny v důsledku nedodržení teplotního režimu při slinovacím procesu. U všech nekovových materiálů, stejně jako u kovů, slouží makroskopické pozorování také k posouzení přítomnosti hrubších vměstků všeho druhu.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

3.2 Mechanické vlastnosti

Mechanickými vlastnostmi je kvantitativně hodnoceno chování materiálu za působení vnějších mechanických sil. Mezi základní mechanické vlastnosti patří pružnost, pevnost, plasticita, houževnatost, zatímco další vlastnosti jako tvrdost, odolnost proti únavě, odolnost proti tečení jsou považovány za odvozené od těchto základních při určitých podmínkách namáhání.

Pružnost je schopnost materiálu vykazovat před porušením pružnou deformaci (kap. 2.6.2 – elastická deformace). K jejímu vyhodnocení se obvykle používá modul pružnosti, mez pružnosti a energie elastické napjatosti.

Pevnost je odpor materiálu proti deformaci a porušení vnějšími silami. Podle způsobu namáhání se rozlišuje pevnost v tahu, tlaku, ohybu, krutu, stříhu, ale uvádí se i pevnost v tečení nebo při únavě. Podle fyzikální povahy veličin, kterými pevnost definujeme, rozlišujeme tři druhy pevnosti:

- *Konvenční pevnost*, stanovená podílem maximální síly a původní plochy průřezu, sice nemá fyzikální podstatu, ale je výhodná především při konstrukčních výpočtech a zkoušení materiálu.
- *Skutečná pevnost* je skutečné napětí v okamžiku lomu a vyjadřuje odolnost materiálu proti porušení.
- *Teoretická (ideální) lomová pevnost* závisí na krystalografické stavbě a určuje odolnost proti porušení odtržením v pružném stavu.

Plasticita je schopnost materiálu zachovat trvalé deformace vyvolané účinkem vnějších sil. Měřítkem plasticity bývá velikost poměrné trvalé deformace před porušením.

Houževnatost je schopnost materiálu odolávat bez porušení velkým napětím a je tedy závislá na pevnosti a plasticitě. Měřítkem houževnatosti bývá nejčastěji práce spotřebovaná na deformaci a porušení, ale také např. hodnota lomové houževnatosti.

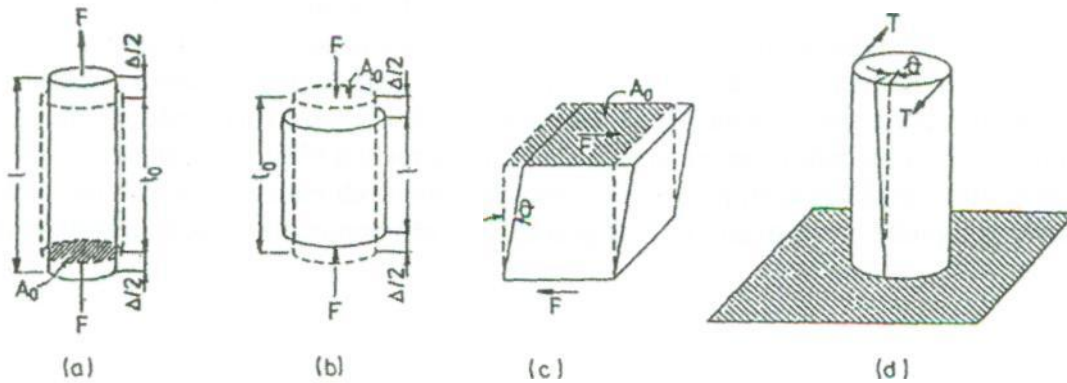
3.2.1 Zkoušení mechanických vlastností

Aby bylo možné vlastnosti materiálu reprodukovat a navzájem porovnávat, musí být zkušební postupy a zkušební podmínky jednotné a přesně definované. Proto je většina mechanických zkoušek normalizovaná a lze je klasifikovat podle rozličných kritérií:

- podle způsobu zatěžování - na zkoušky tahem, tlakem, ohybem, krutem, stříhem (obr. 3-10),
- podle stavu napjatosti - na zkoušky při jednoosé napjatosti (nejčastěji jednoosý tah), při dvouosé i trojosé napjatosti (zkoušky vrubovaných těles),
- podle časového průběhu zátěžné síly - na zkoušky statické, charakterizované klidným zatížením a jeho pomalými změnami nebo na zkoušky dynamické s rychlými změnami zatížení a s velkou rychlostí deformace,
- podle fyzikálních podmínek - na zkoušky za různých teplot a v různých prostředích.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ



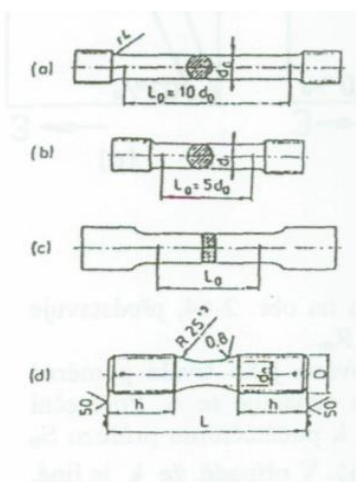
Obr. 3-10 Schéma různých způsobů zatěžování – tah (a), tlak (b), stříh (c), krut (d)

3.2.2 Pevnost a plasticita při statickém zatěžování

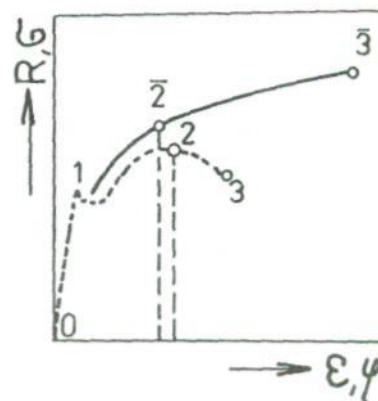
Zkouška tahem

Tato, nejčastěji používaná, zkouška spočívá v postupném zatěžování zkušební tyče většinou až do přetržení na dvě části s cílem zjistit pevnostní a plastické vlastnosti materiálu. Zkušební tyče mají normovaný tvar a rozměry (obr. 3-11a). Zkušební zařízení umožňuje registrovat během zatěžování tahovou sílu z měřící cely a prodloužení zkušební tyče pomocí extenzometru. Typický tahový diagram síla-prodloužení, resp. po přepočtu na smluvní hodnoty napětí-deformace, je zachycen na obr. 3-11b. Z provedené zkoušky se vyhodnocuje mez kluzu, mez pevnosti, tažnost a kontrakce.

Mez kluzu je napětí, při kterém dochází k prvním trvalým deformacím zkušební tyče. U některých materiálů (např. měkká uhlíková ocel) je tento okamžik přechodu od elastických k plastickým deformacím patrný a je označován jako výrazná mez kluzu. U převážné většiny materiálů se však neprojevuje tak výrazně, přechod je plynulý a je definován napětím, při kterém plastická deformace dosáhne předepsané hodnoty vyjádřené v procentech počáteční délky. V těchto případech mluvíme o smluvní mezi kluzu. Přehledně je systém označování i stanovení meze kluzu zachycen v tab. 3-1 a na obr. 3-12.



Obr. 3-11a Tvary zkušebních tyčí pro tah



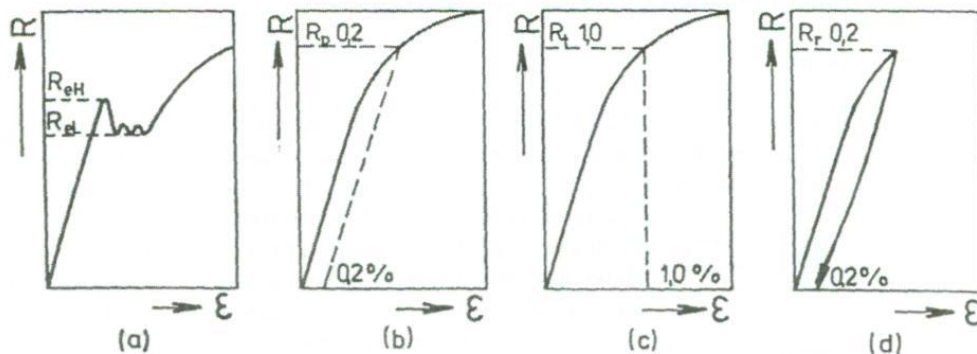
Obr. 3-11b Deformační diagramy měkké nelegované oceli



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Tab. 3-I Mez kluzu kovového materiálu

Typ meze kluzu	Označení	Definice
Výrazná horní mez kluzu	R_{eH}	Napětí odpovídající prvnímu poklesu zatížení - obr. 3-12a
Výrazná dolní mez kluzu	R_{eL}	Nejnižší napětí v průběhu plastické deformace - obr. 3-12a
Smluvní mez kluzu určená z trvalých deformací	R_p	Napětí, při kterém poměrná plastická deformace dosáhne předepsané hodnoty v % (např. $R_{p0,2}$) - obr. 3-12b
Smluvní mez kluzu určená z celkových deformací	R_t	Napětí, při kterém celkové poměrné prodloužení dosáhne předepsané hodnoty v % (např. $R_{t1,0}$) - obr. 3-12c
Smluvní mez kluzu určená z trvalé deformace po odlehčení	R_r	Napětí, po jehož odlehčení zůstane předepsaná hodnota trvalého prodloužení v % (např. $R_{r0,2}$) - obr. 3-12d



Obr. 3-12 Způsoby určení meze kluzu

Mez pevnosti v tahu odpovídá bodu 2 tahového diagramu na obr. 3-11b a představuje napětí odpovídající největšímu zatížení zkušební tyče; označuje se R_m .

Tažnost je charakteristikou plasticity v tahu a je definována jako trvalé poměrné prodloužení měřené délky po přetržení tyče; vyjadřuje se v % a označuje se A . Počáteční měřená délka bývá často u poměrných zkušebních tyčí vztažena k počátečnímu průřezu S_0 podle vztahu:

$$L_0 = k \cdot \sqrt{S_0}.$$

Mezinárodně přijatá hodnota pro $k = 5,65$. V případě, že k je jiné, je nutné jeho hodnotu připojit jako index k symbolu A (např. $A_{11,3}$). U nepoměrných zkušebních tyčí je takto obdobně vyjádřena měřená délka (např. A_{60mm}).

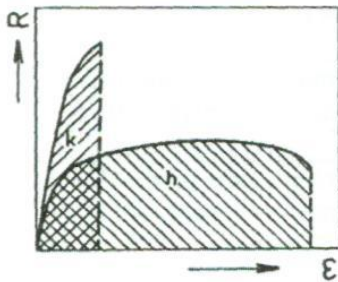


3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

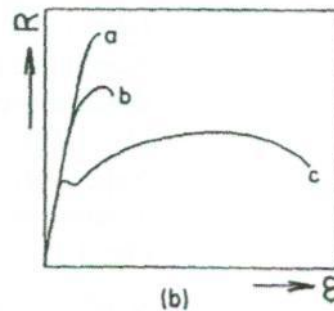
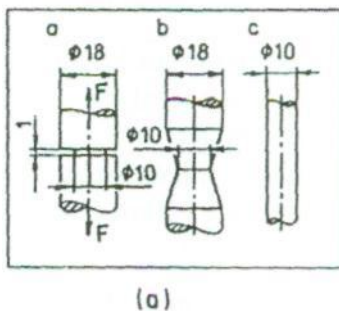
Kontrakce. Podobně jako tažnost lze i tuto charakteristiku použít k vyjádření plastických vlastností. Je to největší změna příčného průřezu zkušební tyče po přetržení, vyjádřená v procentech počátečního průřezu; označuje se Z .

Kromě charakteristik pevnostních a plastických vlastností lze ze zkoušky tahem získat informace i o další důležité vlastnosti - houževnatosti. Měřítkem je deformační práce spotřebovaná na deformaci a porušení zkušební tyče. Tato práce je úměrná ploše ležící pod křivkou pracovního diagramu (obr. 3-13).

V případě, že je z nějakého důvodu zabráněno rozvoji plastické deformace (vruby, defekty materiálu, nízká teplota, dynamický účinek) může se materiál, který je za normálních okolností houževnatý, chovat jako křehký (obr. 3-14). Vysokopevné materiály mají zvýšenou citlivost vůči koncentraci napětí.



Obr. 3-13 Porovnání deformační energie pro křehký a houževnatý materiál



Obr. 3-14 Vliv tvaru zkušební tyče (a) na pracovní diagramy zkoušky tahem nízkouhlíkové oceli (b)

Další statické zkoušky

Na rozdíl od tahové zkoušky se ostatní druhy statických zkoušek používají v praxi výjimečně.

Zkouška tlakem je vhodná ke zkoušení křehkých materiálů, jako jsou litiny, ložiskové kovy a keramika.

Zkouška ohybem se nejčastěji užívá k ověření vlastností svarových spojů nebo ke stanovení modulu pružnosti křehkých materiálů (litina, plasty). Pomocí pevnosti v ohybu se hodnotí mechanické vlastnosti konstrukčních keramických materiálů.

Zkoušky ve stříhu nebo krutu se používají ještě méně, spíše jako zkoušky technologické.

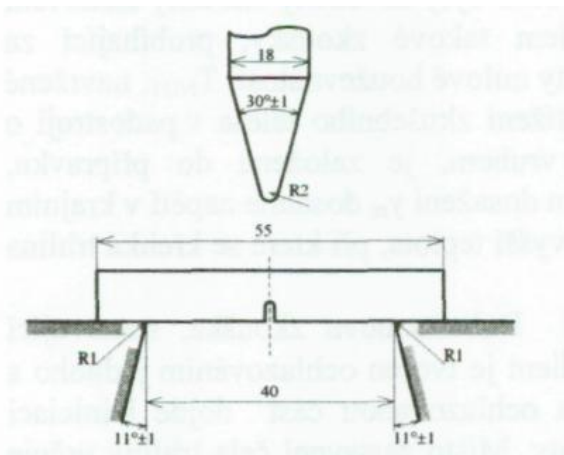
3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

3.2.3 Houževnatost

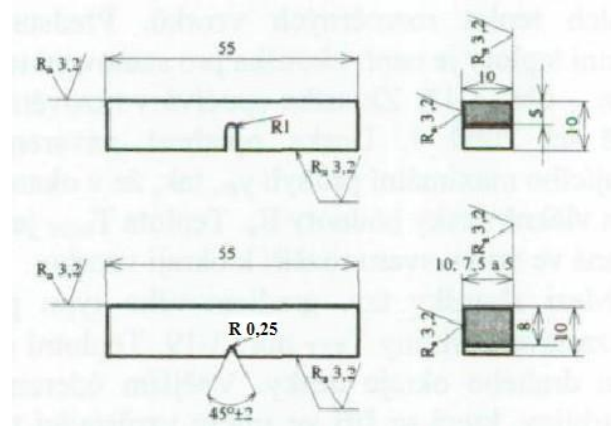
Houževnatost materiálu udává jeho odolnost proti křehkému lomu. Ten je nebezpečným druhem porušení, neboť při malé spotřebě energie a nepatrné tvárné deformaci se často šíří velkou rychlostí. Vznik křehkého lomu závisí na řadě faktorů. Nejvýznamnějšími jsou nízká teplota, rychlost zatěžování, tloušťka konstrukce, přítomnost vrubu či výskyt vad, ale i jakost materiálu.

Rázová houževnatost

Rázová houževnatost materiálu se zjišťuje zkouškou rázem v ohybu podle Charpyho (ČSN ISO 148-1). Při zkoušce měříme množství absorbované energie při přeražení zkušebního tělesa daného (normovaného) tvaru. Zkušební těleso je opatřeno zpravidla ostrým vrubem tvaru V, případně tvaru U. Rychlost zatěžování je relativně vysoká, u standardního kladiva s použitou energií 300 J činí ≈ 5 m/s. Při zkoušce je hodnocena závislost množství energie, nutné na přeražení zkušebního tělesa (absorbované energie, nárazové práce), na teplotě. Grafický záznam této závislosti označujeme pojmem tranzitní (přechodová) křivka (obr. 3-17).



Obr. 3-15 Zkušební tyč pro zkoušku rázem v ohybu



Obr. 3-16 Zkušební tyč s U a V vrubem

Z obr. 3-15 je patrný způsob přerážení a rozměry zkušebních těles. U vzorku s U vrubem je hloubka vrubu $h = 5$ mm, v příloze národní normy je uvedeno, že v České republice se provádí zkoušky na vzorcích s hloubkou vrubu 2 a 3 mm. U ostrého V vrubu je hloubka vrubu jen 2 mm, vrcholový úhel 45° a poloměr zaoblení dna vrubu 0,25 mm (obr. 3-16). Dle tvaru vrubu se pak označuje nárazové práce, např. KV nebo KU. Za stejných podmínek, vzhledem k vyšší koncentraci napětí, jsou hodnoty KV vždy menší než KU.

Hodnoty KV ani KU však nelze využít při pevnostních výpočtech. Význam rázové zkoušky spočívá v kontrole technologie a tepelného zpracování materiálu, které pak určují jeho jakost. Např. jedna z nejrozšířenějších ocelí S235, může být dodávána v jakostních stupních JR, J0 a J2. Ocel musí vykázat nárazovou práci $KV_{min} = 27$ J při požadované teplotě $+20^\circ\text{C}$, 0°C a -20°C .

Dalším výsledkem zkoušky je zhodnocení charakteru lomové plochy. Na ní je snadno rozlišitelný podíl lomu tvárného (plasticky deformovaný, matný) a křehkého (rovinný, krystalicky třpytivý).



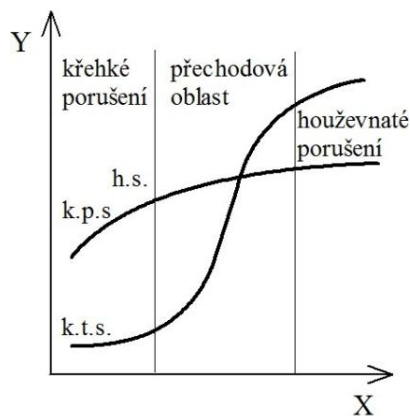
3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Tranzitní (přechodové) teploty

Křivky teplotní závislosti mají tranzitní charakter. Přechod od houževnatého do křehkého stavu probíhá v širokém intervalu teplot v tzv. tranzitní oblasti (obr. 3-17). Podíl křehkého lomu P_k roste z 0 do 100 %. Kovy s k.t.s. mřížkou (Fe α) mají tento přechod výrazný. U některých kovů s hexagonální mřížkou (Zn) či u kovů s k.p.s. mřížkou (Fe γ , Ni, Cu, Al) tranzitní oblast prakticky není, křehký lom se téměř neobjevuje.

Stanovit minimální teplotu provozu materiálu znamená určit charakteristickou teplotu tranzitního pásma - tranzitní teplotu:

- T_T - nejjednodušší je její určení z inflexního bodu přechodové křivky,
- T_{27} - teplotu určuje minimální požadovaná hodnota nárazové práce, např. $KV=27$ J,
- T_{K0} - tranzitní teplota křehkosti je určena minimální hodnotou KV , která však závisí na R_e dané oceli (např. pro $R_e = 350$ až 450 MPa je kritérium $KV = 45$ J),
- T_{50} - určená pro 50% křehkého lomu na lomové ploše.



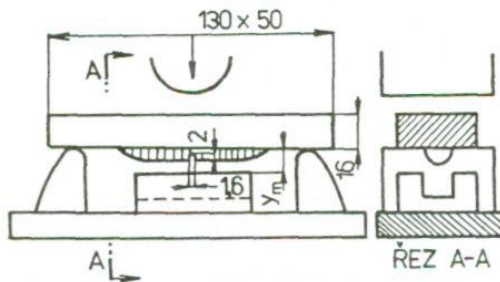
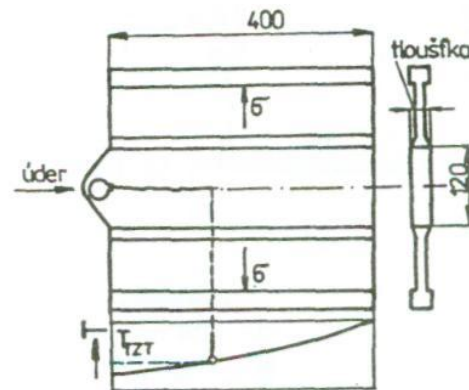
Obr. 3-17 Tvary tranzitních křivek

Různě stanovené tranzitní teploty vykazují značné rozdíly. Výsledky z malých laboratorních vzorků se také podstatně liší od odolnosti reálných konstrukcí. Proto byly zavedeny zkoušky stanovení tranzitních teplot rozměrných vzorků. Představitelem takové zkoušky, probíhající za konstantní teploty je např. zkouška pro stanovení teploty nulové houževnatosti T_{NDT} , navržené Pellinim - obr. 3-18. Zkouška spočívá v rázovém zatížení zkušebního tělesa v padostroji o kapacitě až 2000 J. Deska opatřená návarem s vrubem je založena do přípravku umožňujícího maximální průhyb y_m tak, že v okamžiku dosažení y_m dosáhne napětí v krajním taženém vlákně desky hodnoty R_e . Teplota T_{NDT} je nejvyšší teplota, při které se křehká trhlinka iniciovaná ve vrubu svaru rozšíří k okraji vzorku.

Mezi zkoušky tzv. gradientového typu patří Robertsonova zkouška, stanovující teplotu zastavení trhliny T_{TZT} obr. 3-19. Teplotní gradient je tvořen ochlazováním jednoho a ohřevem druhého okraje desky. Vnější úderem na ochlazovanou část dojde k iniciaci křehké trhliny, která se šíří ve směru vzrůstající teploty. Místo zastavení čela trhliny určuje T_{TZT} . V závislosti na velikosti působícího napětí σ se získá odpovídající hodnota T_{TZT} . Výsledná křivka určuje limitní oblast, v níž není možný růst trhlín z původního defektu, tj. oblast úplné bezpečnosti provozu konstrukce.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Obr. 3-18 Schéma zkoušky stanovení T_{NDT} Obr. 3-19 Schéma zkoušky stanovení T_{TZT} **Lomová houževnatost**

U konkrétního tělesa s reálnou trhlinou velikosti a za působení napětí σ platí:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad [MPa \cdot m^{-1/2}], \quad (3.4)$$

kde Y zahrnuje vliv tvaru a velikosti trhliny a geometrii tělesa a jeho vyjádření je značně komplikované. K_I je faktor intenzity napětí při módu použití I.

Křehký lom nejnáze vznikne u rozměrných tlustostěnných konstrukcí, kde při podmínkách $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$, $\varepsilon_z = 0$ vzniká nebezpečná prostorová napjatost, označovaná jako rovinná deformace. Lomová houževnatost je definována jako kritická hodnota faktoru intenzity napětí při stavu rovinné deformace, při které nastane významný nárůst trhliny (ČSN EN ISO 12737) a označuje se K_{IC} . Pro určení tohoto kritického stavu se vychází ze zkoušek normovaných těles s trhlinou. Nejčastěji jsou používána zkušební tělesa pro zkoušku ohybem, ty se značí SE(B) (Single Edge Bend) nebo tělesa pro zkoušku excentrickým tahem, značené C(T) (Compact Test) - dle obr. 3-20. V případě kulatiny, potrubí či plechů mohou být použita i další zobrazená tělesa.

Pro těleso SE(B) je provizorní lomová houževnatost K_Q určena vztahem:

$$K_Q = \frac{F_Q}{B\sqrt{W}} \cdot Y \quad [MPa \cdot m^{-1/2}], \quad (3.5)$$

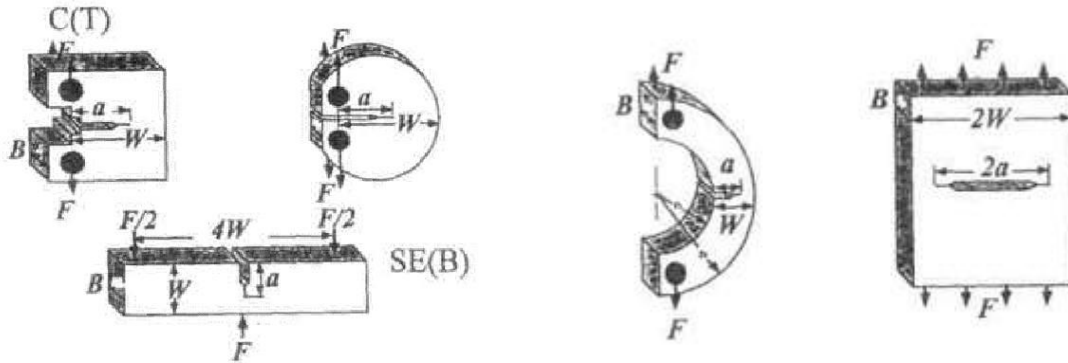
kde $Y = f_i \left(\frac{a}{W} \right)$ je tvarový součinitel závislý na tvaru tělesa.

Mezní okamžik je určen silou F_Q , způsob jejího určení je patrný z obr. 3-21. Směrnice sečny je o 5 % snížena, proto odpovídá hodnotě tangenty pro lineární část grafu. Provizorní hodnota K_Q se stává platnou hodnotou K_{IC} splněním řady podmínek, z nichž nejdůležitější je platnost stavu rovinné deformace. Podmínka rovinné deformace pro $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ je splněna při platnosti obou podmínek:

$$a \geq 2,5 \cdot \left(\frac{K_{IC}}{R_e} \right)^2 \quad \text{a} \quad B \geq 2,5 \cdot \left(\frac{K_{IC}}{R_e} \right)^2 \quad [m] \quad (3.6)$$

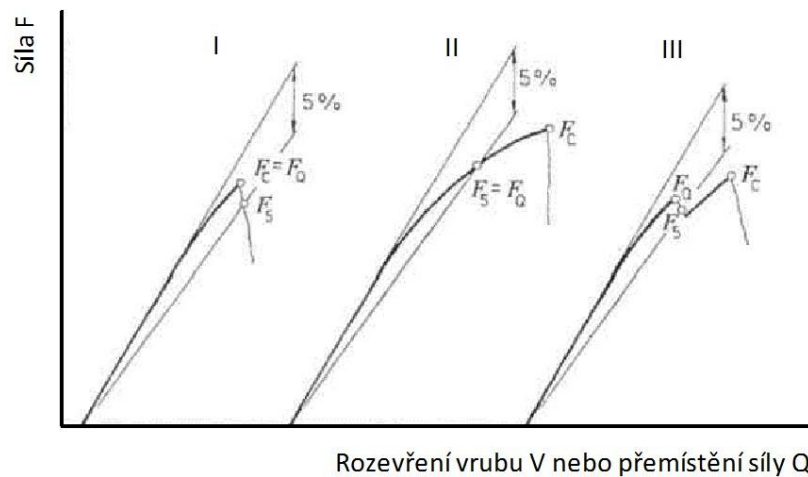


3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ



Obr. 3-20 Normovaná tělesa pro lomové zkoušky typu SE(B) nebo C(T)

Pozn.: Pro metodiku určování lomové houževnatosti K_{IC} jsou rozměry zkušebního tělesa značeny - šířka W , tloušťka b a délka trhliny a



Obr. 3-21 Různé typy zatěžovacích diagramů

Pozn.: $\Delta F/F$ je větší než ve skutečnosti pro lepší názornost

Materiály středních a nižších pevností vykazují na čele trhliny rozsáhlou plasticky deformovanou zónu. Zátěžné diagramy odpovídají typům II a III na obr. 3-21. Odolností proti lomu se v těchto případech zabývá elasticko-plastická lomová mechanika. Materiálovými charakteristikami pak jsou buď lomová houževnatost určená z kritického rozevření vrcholu trhliny, označená δ_{IC} nebo lomová houževnatost J_{IC} určená z J-integrálu.

Charakteristiky lomové houževnatosti v oblasti elastických deformací vzájemně souvisí dle vztahu

$$K_{IC}^2 = E' \cdot J_{IC} = 2 \cdot E' \cdot R_e \cdot \delta_{IC}, \quad (3.7)$$

kde platí pro rovinnou deformaci $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$, pro rovinnou napjatost $E' = E$.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Měření δ_{IC} a J_{IC} se provádí na stejných zkušebních tělesech jako měření K_{IC} . K přesnému stanovení okamžiku iniciace šíření trhliny se využívá metod postupného zatěžování vzorku nebo akustické emise či potenciometrické metody.

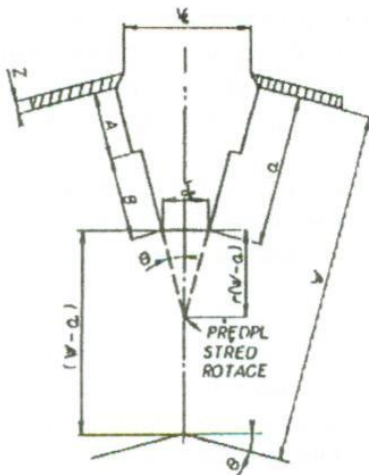
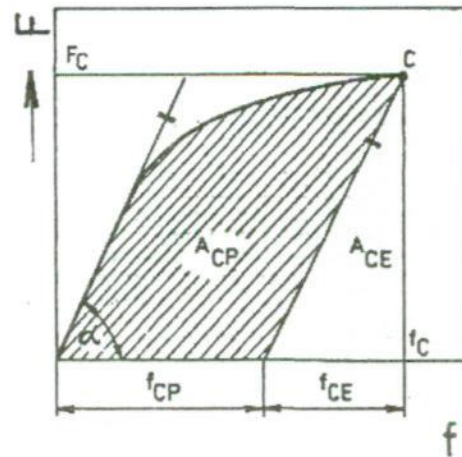
Kritické rozevření trhliny δ_{IC} se vypočítá z hodnoty rozevření snímače V_c dle obr. 3-22. Pro celkové rozevření, sestávající z elastické a plastické složky, platí:

$$\delta_C = \delta_{CE} + \delta_{CP}. \quad (3.8)$$

Elastická složka δ_{CE} se vyjádří ze vztahu (3.7) a plastická složka δ_{CP} jako funkce V_{CP} dle geometrického vztahu na obr. 3-22.

Vypočtená hodnota je platnou hodnotou δ_{IC} při splnění podmínky:

$$\min[a, (W - a)] \leq 50 \cdot \delta_C. \quad (3.9)$$

Obr. 3-22 Schéma modelu pro výpočet δ_{CP} Obr. 3-23 Diagram zatěžování F - f

Pro měření J-integrálu se musí stanovit zátěžný diagram F - f , kde f je posunutí v místě působící síly. Dle obr. 3-23 se určí plocha diagramu pod zatěžovací křivkou A_c a rozdělí se na pružnou a plastickou část $A_{CE} + A_{CP}$. Hodnota J_C se vypočítá ze vztahu:

$$J_C = J_{CE} + J_{CP} = \frac{1-\nu^2}{E} \cdot K_C^2 + \frac{X_i \cdot A_{CP}}{B(W-a)} \quad [J \cdot mm^{-2}]. \quad (3.10)$$

Vypočítaná hodnota je hodnotou J_{IC} při splnění podmínky:

$$\min[a, (W - a)] \leq 50 \cdot \frac{J_C}{R_e + R_m}. \quad (3.11)$$

Lomovou houževnatost K_{CI} lze dále spočítat ze vztahu:

$$K_{CI}^2 = E' \cdot J_{IC} \quad (3.12)$$



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

3.2.4 Únava materiálu

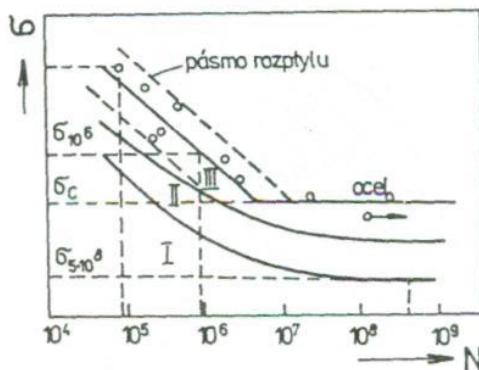
Při cyklickém namáhání součástí dochází k únavě materiálu. Její podstatou jsou nevratné změny způsobené cyklickou plastickou deformací. Celý proces únavy lze rozdělit do čtyř následných stadií:

- I. V celém objemu zatěžovaného kovu dochází ke změně mechanických vlastností.
- II. Intenzivní lokální plastická deformace v povrchových oblastech vede k iniciaci únavové trhliny.
- III. Šíření únavové trhliny.
- IV. Lom součásti.

Experimentálně zjištěný počet cyklů do lomu v závislosti na napětí vytváří Wöhlerovu křivku (obr. 3–24). Pro ocel se tato křivka v semilogaritmických souřadnicích sestává ze dvou částí. Při počtu cyklů větším než 10^6 – 10^7 dochází k únavovému lomu při napětí σ_c , které se označuje jako mez únavy. Mez únavy je tedy největší napětí, při kterém materiál vydrží teoreticky neomezený počet cyklů. Této oblasti se říká vysokocyklová únava. Klesající část křivky umožňuje určit časovanou mez únavy σ_N např. pro $N = 10^6$ cyklů. U součástí, např. leteckých, které mají omezenou provozní životnost, umožní zvýšení σ_N jejich odlehčení.

U některých neželezných kovů a jejich slitin Wöhlerova křivka klesá stále. Mez únavy nahrazuje σ_N např. pro $5 \cdot 10^8$ cyklů.

V poslední době velmi sledovanou oblastí je životnost 10^3 až 10^4 cyklů. Napětí srovnatelné s hodnotou R_e vede k únavovým lomům s rozsáhlou plastickou deformací. Oblast se nazývá nízkocyklová únava.



Obr. 3-24 Wöhlerovy křivky a stadia únavového procesu

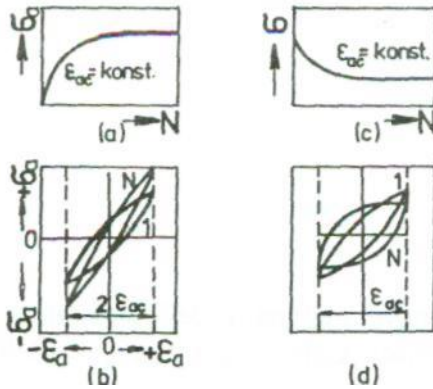
Nízkocyklová únava

První dvě stadia I a II zde představují až 80 % životnosti. Obr. 3-25 ukazuje změnu napětí při únavových zkouškách v závislosti na počtu cyklů, když zkušební stroj pracuje v tzv. systému konstantní deformační smyčky. V podstatě může dojít buď k cyklickému zpevňování nebo k cyklickému změkčování. Změnu mechanických vlastností potvrzuje i změna tvaru hysterezních smyček závislosti $\sigma_a - \varepsilon_a$ stanovených pro 1 a N cyklů (obr. 3-25). Indexem a se vyjadřuje, že jde o

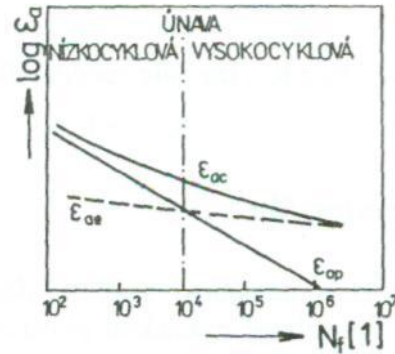


3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

amplitudu napětí nebo deformace. Hysterezní smyčka představuje absorbovanou energii během zatěžovacího cyklu.



Obr. 3-25 Cyklické zpevňování (a), (b) a změkčování (c), (d)



Obr. 3-26 Mezní deformační diagram

Vztah mezi amplitudou plastické deformace ε_{ap} i elastické deformace ε_{ae} a počtem cyklů do lomu lze vyjádřit Manson-Coffinovým vztahem:

$$\varepsilon_{ap} \cdot N_f^c = C, \varepsilon_{ae} \cdot N_f^b = B. \quad (3.13)$$

Pro amplitudu celkové deformace platí:

$$\varepsilon_{ac} = \varepsilon_{ap} + \varepsilon_{ae}. \quad (3.14)$$

což ukazuje mezní deformační diagram na obr. 3-26.

Vysokocyklová únava

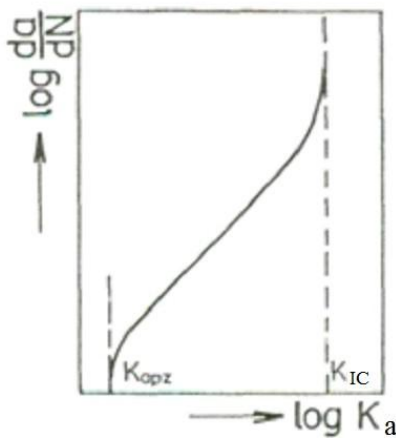
V této oblasti je složka plastické deformace v porovnání s elastickou složkou zanedbatelná. Značnou část životnosti této oblasti únavy představuje stádium šíření únavové trhliny. Protože iniciací únavové trhliny tato dosáhla reálné délky, je nutno rychlost jejího šíření da/dN hodnotit v závislosti na amplitudě faktoru intenzity napětí K_a . Na obr. 3-27 se rychlost šíření blíží k nule při dosažení základní prahové hodnoty K_{apz} . Při vysokých hodnotách K_a se pro případ křehkých materiálů křivky asymptoticky blíží k hodnotě lomové houževnatosti K_C .

V prahové a lineární oblasti uvedenou závislost popisuje Parisova rovnice:

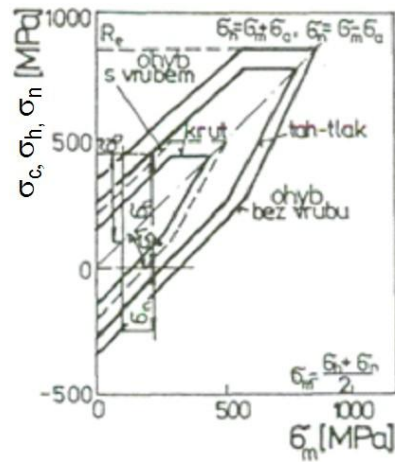
$$\frac{da}{dN} = A \cdot (K_a^n - K_{ap}^n), \quad (3.15)$$

kde A a n jsou materiálové konstanty. Hodnoty K_{apz} , se pro oceli pohybují v intervalu 2 až 6 MPa \cdot m^{1/2}. Kritická délka trhlin, u nichž dochází k únavovému šíření, dosahuje u měkkých a houževnatých ocelí hodnot 0,05 až 1 mm. Naopak pro vysokopevné materiály může klesnout až na 4 μ m.

3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ



Obr. 3-27 Rychlost šíření únavových trhlin



Obr. 3-28 Smithův diagram

Vysokocyklová únava se běžně hodnotí Wöhlerovou křivkou a mezí únavy. Na její hodnotu má vliv celá řada faktorů:

- Pevnost materiálu - u ocelí se mez únavy pohybuje od 0,3 do 0,45 R_m .
- Mikrostruktura - únavově zatěžované součásti je vhodné zušlechťovat, nezbytná je vysoká mikročistota slitin.
- Způsob namáhání - mez únavy σ_c představuje amplitudu střídavého cyklického napětí, Smithův diagram (obr. 3-28), ukazuje vliv předpětí σ_m na pokles dovolených amplitud cyklického zatěžování. Z diagramu je patrný i vliv dalších druhů namáhání.
- Vruby - koncentrátoři napětí - snížení σ_c přítomností vrubu na σ_{cv} .
- Kvalita povrchové vrstvy - mez únavy je zvyšována kvalitou opracování povrchu kuličkováním, tvářením za studena nebo nitrídováním. Naopak galvanickým pokovením či oduhličením povrchu σ_c klesá.
- Velikost součásti - růst rozměrů o 1 až 2 řády sníží mez únavy o 40 až 60%.

3.2.5 Tečení a relaxace

Mnohé součásti musí pracovat dlouhodobě při napětí za zvýšených teplot. Při tom dochází k nárůstu plastické deformace, nastává tečení (creep) materiálu. V závislosti na výši teplot, popřípadě velikosti napětí, vznikají různé tvary křivek časové závislosti plastické deformace (obr. 3-29a). Časová změna deformace $\dot{\epsilon} = \frac{d\epsilon}{dt}$ se nazývá rychlost tečení a je závislá na napětí σ a teplotě T .

Při nízkoteplotním tečení (do 0,35 T_T - teploty tání), kdy tečení nekončí lomem, křivka tečení sestává ze dvou částí.

V oblasti I, často nazývané primární creep, dochází převážně ke zpevňování. Křivku lze popsat vztahem:

$$\epsilon_I = \alpha \cdot \log t \quad (3.16)$$



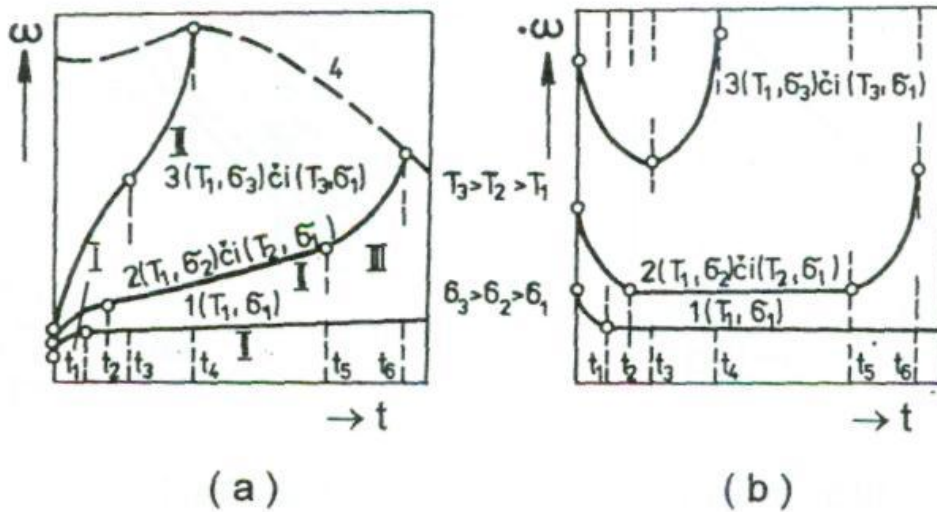
3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Přechod mezi primárním a sekundárním creepem (oblast II) sleduje závislost:

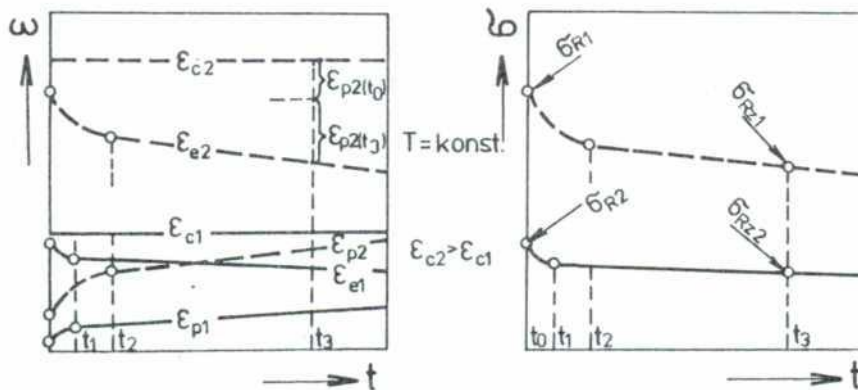
$$\varepsilon_{I/II} = \beta \cdot t^{1/3}. \quad (3.17)$$

V oblasti II nastává rovnováha mezi procesy zpevňování a odpevňování. Tuto oblast, kde je rychlost tečení konstantní, popisuje lineární vztah:

$$\varepsilon_{II} = k \cdot t. \quad (3.18)$$



Obr. 3-29a Křivky tečení (a) a rychlosti tečení (b)



Obr. 3-29b Časová závislost deformace (vlevo) a pokles napětí při relaxaci (vpravo)

Při teplotách 0,4 až 0,85 T_T dochází k vysokoteplotnímu tečení. Křivka tečení sestává ze tří částí a proces končí lomem. Oblast II má největší praktický význam, neboť odpovídá nejčastějším podmínkám tečení. V oblasti III předcházející lomu, převládají odpevňovací procesy a dále dochází ke vzniku a růstu trhlin. Deformace a deformační rychlost se časem zvyšuje. Při vysokém napětí nebo teplotě nad 0,9 T_T může stádium II zcela chybět, takové tečení se nazývá difuzní creep.

Jevem podobným tečení je relaxace materiálu. Klasickým případem je pokles napětí v předepjatých šroubech, upevňujících víko turbíny. Tento stav charakterizuje obr. 3-29b. Příčina tkví v nárůstu



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

plastické deformace při dlouhodobé teplotní expozici popsaným procesem tečení. Relaxace je tedy recipročním jevem ke creepu.

Celková deformace:
$$\varepsilon_c = \varepsilon_e + \varepsilon_p. \quad (3.19)$$

Plastická deformace sestává z časově závislé a z časově nezávislé složky:

$$\varepsilon_p = \varepsilon_p(t_0) + \varepsilon_p(t). \quad (3.20)$$

Pokles napětí je dán vztahem:

$$\sigma(t) = E_T [\varepsilon_c - \varepsilon_p(t_0) - \varepsilon_p(t)], \quad (3.21)$$

hodnotu $\varepsilon_p(t)$ lze vyjádřit pomocí vztahů platných pro I. a II. stádium tečení.

Z materiálových charakteristik pro tečení a relaxaci materiálu se nejčastěji používají:

- Mez pevnosti v tečení R_{mT} je napětí, které způsobí lom při dané teplotě pro určený čas. Např. $R_{mT} 10^5/620 = 125$ MPa znamená, že při uvedeném napětí dojde k lomu při $T = 620^\circ\text{C}$ za 10^5 hod.
- Mez tečení R_T je napětí, které způsobí určitou poměrnou plastickou deformaci při dané teplotě pro stanovený čas. Např. $R_T 10^5/0,5/620 = 86$ MPa znamená, že uvedené napětí způsobí za daných podmínek plastickou deformaci 0,5%.
- Mez relaxace R_{RZ} je zbytkové napětí, na které při konstantní teplotě po určité době poklesne výchozí relaxační napětí R_R . Z příkladu $R_R/550 = 300$ MPa a $R_{RZ} 10^4/550 = 255$ MPa je vidět, že pro určení R_{RZ} je nezbytné i uvedení původního namáhání.

Zkoušky tečení materiálu jsou časově náročné a zatížené značným rozptylem naměřených hodnot. Trvají 10^2 až 10^5 hod a jejich rozptyl se pohybuje od ± 10 až po ± 50 % ze střední hodnoty R_{mT} . Existují dva následné směry vyhodnocování výsledků:

- a) Určování časové závislosti do lomu či do určité hodnoty plastické deformace. Je-li tato závislost zjištěna pro více teplot, lze stanovit např. aktivační energii creepu či časové závislosti R_{mT} či R_T a z jejich trendu extrapolovat tyto charakteristiky pro 10^5 hod (obr. 3-30a).
- b) Použití extrapoláčnicích metod, které pomocí parametrických rovnic umožňují korelaci mezi napětím, teplotou a časem. Velmi známá je aplikace Larson-Millerova parametru, vyjadřujícího závislost napětí při tečení na obou zbývajících veličinách.

$$\sigma = f[T(C + \log t)] \quad (3.22)$$

Tento parametr umožňuje sestavit jedinou křivku (obr. 3-30b), charakterizující chování dané slitiny při různých teplotách a dobách zkoušek.

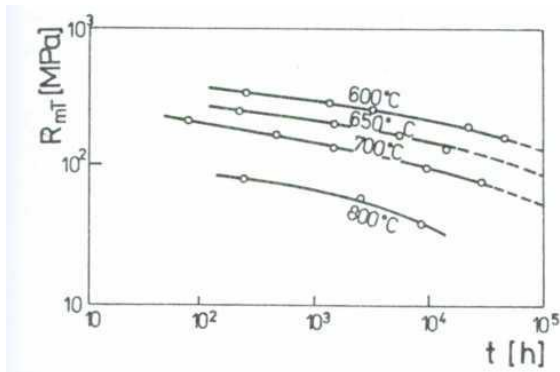
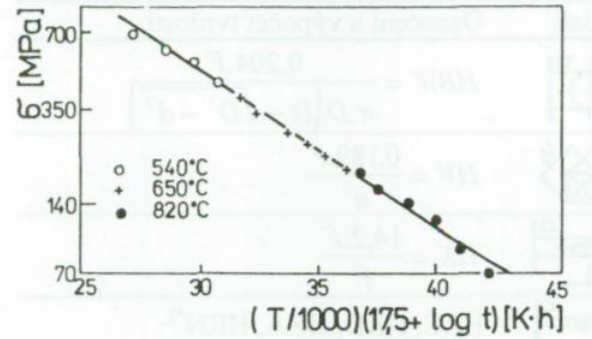
Ekvivalence mezi teplotou T a časem t pro stejný deformovaný (strukturální) stav znamená, že

$$T_1(C + \log t_1) = T_2(C + \log t_2). \quad (3.23)$$

Hodnota C pro oceli bývá 15 až 25.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Obr. 3-30a Časová závislost R_{mT} vytvrditelné Cr-Mo oceli

Obr. 3-30b Larson-Millerův parametr pro Cr-Mo oceli

3.2.6 Tvrdost a mikrotvrdost

Další důležitou mechanickou vlastností je tvrdost, která je nejčastěji definována jako odpor materiálu proti vnikání cizího tělesa. Zkoušky tvrdosti jsou v praxi velmi často používané pro svoji jednoduchost a rychlost provedení. Jsou vhodné jak pro zkoušení malých vzorků, tak i pro rozměrné kusy, neporušují zkoušený materiál a nepatrně ovlivní pouze malý objem na povrchu. Tvrdost velmi často slouží jako výchozí hodnota pro odhad ostatních mechanických vlastností.

V současné době existuje velké množství zkoušek tvrdosti, které lze podle použitého principu rozdělit na metody:

- *vrypové*, které jako nejstarší hodnotily rozměry vrypu, vytvořeného diamantovým tělesem určitého tvaru na vyleštěném povrchu (Martensova zkouška),
- *odrazové*, při kterých z určité výšky dopadá závaží definovaného tvaru a hmotnosti na povrch zkoušeného materiálu a hodnotí se výška odrazu (Shoreho zkouška),
- *vnikací*, kdy se do materiálu vtlačuje vhodný indentor předepsanou silou, vyhodnocují se tvar i rozměry vzniklého vtisku, podle kterých se stanovuje hodnota tvrdosti (Brinellova, Vickersova, Rockwellova zkouška).




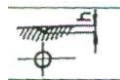
Zkoušky tvrdosti lze dále rozdělit dle rychlosti působení zátěžné síly na *statické* (většina vnikacích metod) a *dynamické* (odrazová, Poldi kladívko). Podle účelu měření tvrdosti mluvíme o *makrotvrdosti*, když se hodnotí tvrdost materiálu jako celku nebo o *mikrotvrdosti*, při lokálním stanovení tvrdosti. Nejnovější metody hodnotí nanotvrdost materiálů.

Nejvýznamnější a nejčastěji užívané jsou zkoušky tvrdosti vnikací (tab. 3-II).



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Tab. 3-II Základní vnikací metody měření tvrdosti

Zkouška tvrdosti	Indentor	Vtisk	Označení a výpočet tvrdosti
Brinellova	kulička		$HBW = \frac{0,204 \cdot F}{\pi \cdot D (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$
Vickersova	jehlan		$HV = \frac{0,189 \cdot F}{u^2}$
Knoopova	jehlan		$HK = \frac{14,2 \cdot F}{l^2}$
Rockwellova	kužel kulička		HRC, HRD, HRA, HRN, HRG, HRB, HRF, HRT*)

*) podle velikosti zátěžné síly

Brinellova zkouška tvrdosti

Indentorem zatačovaným do zkoušeného materiálu je kulička ze spékaného karbidu o průměru $D = 10; 5; 2,5; 2$ a 1 mm. Standardní zatížení leží v rozmezí $9,81$ až 29240 N a stanoví se s ohledem na geometrickou podobnost vtisků při různém D ze vztahu $F = K \cdot D^2$. Hodnota K stejně jako doba působení síly F závisí na druhu zkoušeného materiálu. Tvrdost se vyjadřuje jako poměr zatížení F k ploše vtisku (tab. 3-II). Tvrdost stanovená za standardních podmínek ($D = 10$ mm, $F = 29240$ N, $t = 10$ s) se označuje HBW. Odlišné podmínky se potom uvádějí, např. 180HBW 5/750/20 značí $D = 5$ mm, $F = 7355$ N, $t = 20$ s. Metoda je vhodná pro zkoušení měkkých a středně tvrdých materiálů s heterogenní strukturou.

Vickersova zkouška tvrdosti

Tato zkouška je založená na podobném principu jako zkouška Brinellova, jen indentorem je diamantový čtyřboký jehlan o vrcholovém úhlu 136° . Ke stanovení tvrdosti je nutné proměřit úhlopříčky vtisku (tab. 3-II). Výhodou zkoušky je nezávislost hodnoty tvrdosti na zátěžné síle F , protože vtisky jsou pro různé síly geometricky podobné. Normální zátěžná síla je $294,2$ N, ale je možné používat i jiná zatížení v rozmezí $49,03$ až $980,7$ N. Doba zatěžování závisí na druhu zkoušeného materiálu. Je to nejpřesnější metoda měření tvrdosti, ale vyžaduje kvalitní povrch materiálu a není vhodná pro silně nehomogenní materiály.

Rockwellova zkouška tvrdosti

Od předcházejících metod se liší tím, že tvrdost se vyjadřuje hloubkou trvalého vtisku po indentoru, který u této metody je buď diamantový kužel s vrcholovým úhlem 120° (pro materiály tvrdé) nebo kalená ocelová kulička nejčastěji o průměru $1,6$ mm (pro měkké a středně tvrdé materiály). Volbou vnikacího tělesa a velikosti zátěžné síly, jak předběžné, tak celkové, lze použít tuto zkoušku pro široký rozsah tvrdosti. Pro svoji rychlost a jednoduchost se používá i k automatické kontrole tepelného zpracování v hromadné výrobě.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Zkoušky mikrotvrdomosti a nanotvrdomosti

Často je nutné zjistit tvrdost velmi malých součástí, tenkých vrstev a povlaků nebo měřit vlastnosti strukturních složek i určitých míst struktury při metalografickém hodnocení. Pro tyto případy byly zavedeny metody měření mikrotvrdomosti principiálně shodné s metodou Vickersovou, při zatíženích v rozsahu 4 mN až 2 N. Vnikací tělísko, ať již Vickersův jehlan či velmi často indentor Knoopův, jsou usazeny přímo v objektivěch metalografického mikroskopu.

Metoda měření nanotvrdomosti se používá k měření tvrdosti nanomateriálů, tenkých vrstev a povlaků. Např. dle Berkoviche je indentorem diamantový čtyřstěn při zatíženích řádově 10^{-3} g.

Korelace mezi tvrdostí a pevností materiálu

Podstata procesu plastické deformace, která nastává při vtlačování indentoru do zkoušeného materiálu, dovoluje zjištěné hodnoty tvrdosti použít k přibližnému stanovení i jiných mechanických vlastností, definovaných obdobnými charakteristikami plastické deformace a zpevňování. Nejčastěji používaným převodem, který byl experimentálně potvrzen, je lineární vztah:

$$R_m = k \cdot HBW \quad [\text{MPa}]. \quad (3.24)$$

Koeficient k je závislý na materiálu a u ocelí nabývá hodnot 3,1 až 4,1.

Pro litinu se uvádí empirický vztah:

$$R_m = \frac{HB-100}{0,43} \quad [\text{MPa}]. \quad (3.25)$$



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

3.3 Fyzikální vlastnosti

Fyzikální vlastnosti jsou odezvou materiálu na vnější působení fyzikálního charakteru. Toto působení může mít charakter mechanický, tepelný, elektrický, magnetický, akustický, optický, atd. Mechanické vlastnosti byly podrobně probrány v kap. 3.2 v návaznosti na kap. 2.6.

3.3.1 Další vlastnosti z oblasti mechaniky

Měrná hmotnost a měrný objem

Měrná hmotnost neboli hustota ρ je hmotnost objemové jednotky látky, která je v určitém fyzikálně-chemickém stavu. Převrácenou hodnotou měrné hmotnosti je měrný objem v :

$$\rho = \frac{1}{v} = \rho_0(1+\kappa\Delta p)\cdot(1 - \beta T) \quad (3.26)$$

kde značí ρ_0 - hustotu za standardních podmínek tj. při tlaku $p_0 = 0,1$ MPa a teplotě 298 K, κ - izotermický objemový součinitel stlačitelnosti (objemovou stlačitelnost), Δp - rozdíl tlaků $p - p_0$, β - izobarický teplotní součinitel objemové roztažnosti (objemovou roztažnost), T - teplotu.

Hustota látek tedy roste s rostoucím tlakem (při pružných deformacích) a klesá s rostoucí teplotou. Hustota prvků je přímo úměrná jejich atomové hmotnosti a stěsnanosti atomů v prostoru. Hustota alotropických prvků se může výrazně lišit, např. u uhlíku, který jako diamant má $\rho = 3500 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$, ale jako grafit při $\rho = 2250 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$ 25 °C. V krystalických kovových nebo keramických materiálech můžeme hustotu vypočítat podle vztahu:

$$\rho = \frac{1}{N_A \cdot v_{eb}} \cdot \sum_i A_i \cdot n_i, \quad (3.27)$$

kde značí N_A - Avogadrovo číslo, v_{eb} - objem elementární buňky krystalové mřížky, A_i - atomovou hmotnost i-tého chemického prvku, n_i - počet atomů i-tého prvku v objemu elementární buňky. K přesnému výpočtu hustoty mnohosložkových materiálů nelze použít směšovacího pravidla na základě součinů hustoty a hmotnostní koncentrace jednotlivých složek.

Hustota technických materiálů závisí na způsobu jejich výroby. Makroskopické i mikroskopické vady (dutiny, póry, vměstky) stejně jako vady krystalové mřížky (vakance, dislokace) v různé míře snižují hustotu materiálu. U technické keramiky a jiných materiálů vyrobených práškovou metalurgií se vyjadřuje pórovitost vztahem $\left(1 - \frac{\rho}{\rho^*}\right)$, v němž ρ je hustota materiálu bez pórů a ρ^* je hustota materiálu s póry. Anorganické a polymerní amorfní materiály (skla) mají menší hustotu než semikrystalické materiály stejného chemického složení. Podíl krystalické fáze X_k lze stanovit měřením hustoty:

$$X_k = \frac{\rho_k}{\rho} \cdot \frac{\rho_k - \rho}{\rho_k - \rho_a} \quad (3.28)$$

kde značí ρ - hustotu částečně krystalického materiálu, ρ_k - hustotu krystalické fáze a ρ_a - hustotu amorfní fáze.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Objemová stlačitelnost a modul objemové pružnosti

Objemová stlačitelnost κ (viz vztah 3.29) je měrná veličina objemové poddajnosti látek charakterizující jejich chování za působení všestranného tlaku. Je vyjádřena, jako poměrná změna objemu V s tlakem p . Převrácenou hodnotou objemové stlačitelnosti je *objemový modul pružnosti* K

$$\kappa = \frac{1}{K} = -\frac{1}{V_0} \cdot \frac{\Delta V}{\Delta p} \quad (3.29)$$

Objemová stlačitelnost je přímo úměrná atomovému objemu, nepřímo úměrná meziatomovým vazebným silám a mocenství prvku. Výpočet κ nebo K z vnitřní energie vede jen k přibližným hodnotám. Obě veličiny lze pro tuhé látky přibližně vyjádřit pomocí Youngova modulu pružnosti v tahu - tlaku E a Poissonova poměru příčného zúžení μ :

$$K = \frac{1}{\kappa} = \frac{E}{3 \cdot (1 - 2\mu)} \quad (3.30)$$

Vnitřní tření

Vnitřní tření neboli *tlumení* je poměrná ztráta mechanické energie, která se spotřebuje na střídavou (cyklickou) deformaci materiálu v jednom zátěžném cyklu. Tlumení je charakterizováno součinitelem útlumu:

$$\psi = \frac{\Delta U}{U}, \quad (3.31)$$

kde značí ΔU - velikost spotřebované energie, která je přímo úměrná ploše hysterezní smyčky v souřadnicích napětí-poměrná deformace, U - velikost vnitřní energie odpovídající maximální deformaci ve stejném zátěžném cyklu. Vnitřním třením se mechanická energie nevratně mění na teplo a vnitřní energii. Fyzikální podstatou vnitřního tření jsou různé děje ve struktuře materiálu jako např. přemístění intersticiálních atomů, kmitání dislokací či pohyb částí makromolekul. Tyto děje jsou teplotně nebo frekvenčně závislé.

Povrchové napětí

Podle (2.11) se úbytek volné energie za stálé teploty a tlaku rovná ostatní práci, kterou může soustava vykonat. Předpokládejme, že všechna tato práce se spotřebuje na změnu povrchu, takže:

$$dG = -dW' = \gamma \cdot dA \quad (3.32)$$

$$\gamma = \frac{G}{A} \quad [N \cdot m^{-1} = J \cdot m^{-2}] \quad (3.33)$$

a povrchové napětí γ se číselně rovná měrné povrchové energii. Teplotní závislost γ musí být kvalitativně stejná jako pro G (obr. 2-24), takže v prvním přiblížení

$$\gamma = \gamma_0 - b \cdot T \quad (3.34)$$

kde γ_0 je extrapolovaná hodnota pro $T = 0$ K.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Libovolný děj, při kterém klesá y nebo A , bude probíhat samovolně. Z toho plyne, že rovnovážným geometrickým tvarem určitého objemu kapalně nebo tuhé fáze je koule, což však pro krystalickou fázi vždy neplatí. Tak např. původně kulový krystal, je-li ohřát na dostatečně vysokou teplotu, změní svůj tvar na mnohostěn. Příčinou tohoto jevu je závislost y na typu krystalografické roviny vytvářející fázové rozhraní, tj. na těsnosti rozmístění atomů v této rovině. Obvykle platí, že roviny s těsným rozmístěním atomů mají malé y a naopak.

3.3.2 Tepelné vlastnosti

Teploty fázových přeměn

Teplota tání (tavení) charakterizuje energii meziatomových vazeb v tuhých látkách a *teplota vypařování* energii meziatomových vazeb v kapalinách (taveninách) - viz kap. 2.1.2. V alotropických prvcích nebo polymorfních slitinách je teplota fázové přeměny v tuhém stavu mírou energie meziatomových vazeb fáze, která existuje do této teploty; u slitin do určitého rozmezí teplot.

Teploty fázových přeměn obecně závisejí na tlaku, ale teploty alotropických přeměn a teploty tavení u kovů jsou prakticky konstantní v širokém rozmezí tlaků (obr. 2-24). Naproti tomu je závislost teplot vypařování na tlaku výrazná.

Teplota tání je základem pro definování *homologické teploty* určitého děje, což je poměr jeho absolutní teploty k absolutní teplotě tání daného prvku nebo likvidu dané slitiny, např. pro rekrystalizaci vztah (2.60).

Měrná tepelná kapacita

Je teplo Q , kterým se ohřeje jednotka množství [mol] nebo hmotnosti [kg] látky o jednotku teploty T [K nebo °C] a to buď za stálého objemu, nebo tlaku:

$$C = \frac{1}{n} \cdot \frac{\Delta Q}{\Delta T} \quad (3.35)$$

kde značí n - počet molů nebo kg. Probíhá-li ohřev látky za stálého objemu přeměnění se teplo Q v její vnitřní energii U , kdežto za stálého tlaku jde o její entalpii H . U kondenzovaných fází (tuhé a kapalně) se v technické praxi obvykle používá izobarická hmotnostní měrná tepelná kapacita c_p [$J \cdot kg^{-1} \cdot ^\circ C^{-1}$], ale fyzikální teorie uvažuje izochorickou molární veličinu C_v [$J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$]. Rozdíl ($c_p - c_v > 0$), ale projeví se až při poměrně vysokých teplotách.

Podle klasické teorie (Dulong a Petit), která předpokládá přeměnu dodaného tepla jen v energii tepelných kmitů atomů tuhých látek, platí za dostatečně vysoké teploty, že

$$c_v \cong 25 [J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}] \quad (3.36)$$

což např. pro hliník znamená $c_p \cong 927 J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$. Veličiny c_v a c_p rostou s rostoucí teplotou k mezní hodnotě dané vztahem (3.11), které však dosahují různé látky při různých teplotách.

Při fázových přeměnách dochází v teplotní závislosti k nespojitě změně c_v a c_p ;



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

kteřá je při alotropických (polymorfních) přeměnách řádově menší než při tavení. Měrná tepelná kapacita tavenin je přibližně $31 \text{ [J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}\text{]}$.

Měrná tepelná vodivost

Tato veličina charakterizuje přenos tepla Q vedením (kap. 2.4.1) a nazývá se též tepelná konduktivita. Je definována 1. Fourierovým zákonem (2.17) jako pokles hustoty tepelného toku dělený gradientem teploty $\Delta T/\Delta x$. V jednorozměrném pojetí:

$$\lambda = -\frac{Q}{S \cdot t} \cdot \frac{\Delta x}{\Delta T} \text{ [W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}\text{]} \quad (3.37)$$

kde značí S - průřez, t - dobu přenosu tepla.

Kovové materiály dobře vedou teplo (λ v řádu 10 až $10^2 \text{ [W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}\text{]}$). Čisté kovy mají největší tepelnou konduktivitu, která však s rostoucí teplotou klesá. Tepelná konduktivita tuhých roztoků je menší, ale s rostoucí teplotou se zvětšuje. Keramika a plasty mají v porovnání s kovy tepelnou konduktivitu o jeden až čtyři řády menší. Pokud jsou amorfni, blíží se konduktivitě nepolárních kapalin, řádově $[10^{-5} \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}]$, ale částečně krystalické polymery a krystalizující anorganická skla vedou teplo lépe. Jako tepelné izolanty jsou významné lehčené sklo a pěnové plasty.

Teplotní součinitel délkové nebo objemové roztažnosti

Charakteristiky změn délky ΔL nebo objemu ΔV tuhého tělesa s teplotou T při konstantním tlaku jsou definovány takto

$$\alpha = \frac{1}{L_0} \cdot \frac{\Delta L}{\Delta T} \text{ [K}^{-1}\text{]}, \beta = \frac{1}{V_0} \cdot \frac{\Delta V}{\Delta T} \text{ [K}^{-1}\text{]} \quad (3.38)$$

kde značí - L_0 resp. V_0 délku resp. objem při teplotě T_0 , která se volí obvykle 0°C nebo 20°C Pro izotropní materiály $\beta = 3 \cdot \alpha$, pro anizotropní materiály, $\beta = \alpha_{\parallel} + 2 \cdot \alpha_{\perp}$, kde indexem \parallel je označen podélný a indexem \perp příčný směr. Součinitelé α a β rostou s rostoucí teplotou různým způsobem, takže obvykle jsou uváděny jejich střední hodnoty $\bar{\alpha}$ a $\bar{\beta}$ v určitém teplotním rozmezí. Součinitel α pro kovové materiály lze odhadnout ze vztahu k jejich teplotě tání T_m :

$$\alpha \cdot T_m \cong (2,0 \text{ až } 2,2) \cdot 10^{-2} \quad (3.39)$$

Pro polymery lze ve vztahu (3.39) nahradit T_m teplotou skelného přechodu T_g . Hodnoty α technických materiálů bývají v řádu 10^{-5} až 10^{-6} K^{-1} .

3.3.3 Elektrické a magnetické vlastnosti**Elektrická konduktivita a rezistivita**

Elektrická konduktivita označovaná dříve jako měrná elektrická vodivost $\gamma_e \text{ [S} \cdot \text{m}^{-1}\text{]}$ vyjadřuje schopnost látky přenášet elektrický náboj, vést elektrický proud. Převrácenou hodnotou konduktivity je rezistivita označovaná dříve jako měrný elektrický odpor $\rho_e \text{ [\Omega} \cdot \text{m}\text{]}$:

$$\gamma_e = \frac{1}{\rho_e} = \frac{j_e}{E} = \frac{1}{R} \cdot \frac{L}{S} \quad (3.40)$$



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

kde značí j_e - hustota elektrického proudu, E - intenzitu elektrického pole, R - elektrický odpor, L - délku, S - průřez vodiče.

Materiály s kovovou vazbou mezi atomy jsou dobrými vodiči elektrického proudu, což je dáno velkou pohyblivostí volných elektronů, které jsou hlavními nosiči elektrického náboje. Všechny vnitřní a vnější vlivy, které brání pohybu volných elektronů, zvyšují rezistivitu materiálu. K vnitřním vlivům patří atomy cizích prvků tvořící tuhý roztok a mřížkové vady, vnějšími vlivy jsou teplota, elastické a plastické deformace. S teplotou roste rezistivita u většiny kovů lineárně podle vztahu

$$\rho_e = \rho_{e0} \cdot (1 + \alpha_e \cdot \Delta T) \quad (3.41)$$

v němž α_e je teplotní součinitel rezistivity a ΔT je rozdíl teplot, které zvětší rezistivitu z ρ_{e0} na ρ_e . Mezi elektrickou a tepelnou konduktivitou (kap. 3.3.2) platí vztah závisující na teplotě, který se nazývá Wiedemannovým-Franzovým-Lorenzovým zákonem

$$\frac{\lambda}{\gamma_e} = L \cdot T \quad (3.42)$$

v němž $L = (2,2 \text{ až } 3,0) \cdot 10^{-8} \text{ W} \cdot \Omega \cdot \text{K}^{-2}$ (Lorenzovo číslo).

Mezinárodním standardem elektrické konduktivity byla stanovena hodnota $58 \text{ MS} \cdot \text{m}^{-1}$ (100 % IACS), jíž odpovídá rezistivita $0,017241 \mu\Omega \cdot \text{m}$ pro žíhanou měď. Elektrická konduktivita technických materiálů se pohybuje v širokém rozmezí hodnot vyjádřených u kovových vodičů v $\text{MS} \cdot \text{m}^{-1}$, u polovodičů v $\text{nMS} \cdot \text{m}^{-1}$ až $\text{MS} \cdot \text{m}^{-1}$ a u izolantů v $\text{aMS} \cdot \text{m}^{-1}$ až $\text{nMS} \cdot \text{m}^{-1}$.

Některé látky mohou vlivem velkého snížení teploty anebo působením intenzivního magnetického pole přejít do *supravodivého stavu*, v němž mají nezjistitelnou rezistivitu. Supravodivost trvá v úzkém rozmezí teplot a projevuje se hlavně u stejnosměrného proudu, kdežto u střídavého proudu roste rezistivita s rostoucí frekvencí. Fyzikální podstatou supravodivosti je vznik elektronových dvojic s opačným spinem, které jsou mimořádně pohyblivé. V supravodivých syntetických polymerech s konjugovanými vazbami v makromolekulách je jev spojen s pohyblivými π -elektrony (kap. 2.1.2).

Permeabilita a susceptibilita

Tyto veličiny charakterizují chování látek v magnetickém poli, které má intenzitu $H [\text{A} \cdot \text{m}^{-1}]$ a vyvolá v dané látce magnetickou indukci $B [\text{T}]$. Permeabilita μ je dána poměrem těchto veličin

$$\mu = \frac{B}{H} = \mu_r \cdot \mu_0 [\text{H} \cdot \text{m}^{-1}] \quad (3.42)$$

kde značí μ_r - *relativní permeabilitu*, udávající kolikrát je permeabilita dané látky větší než permeabilita vakua $\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7} \text{ H} \cdot \text{m}^{-1}$.

Indukce výsledného magnetického pole B se skládá jednak z indukce vnějšího pole $B_0 = \mu_0 \cdot H$, jednak z indukce vnitřní B_i (označované též za magnetickou polarizaci), která je vyvolána zmagnetizováním látky samotné, $B_i = \kappa_m \cdot \mu_0 \cdot H$, kde κ_m je *magnetická susceptibilita*. Potom

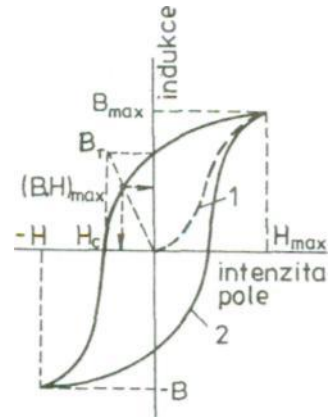
$$B = B_0 + B_i, \text{ tedy } \mu_r \cdot \mu_0 \cdot H = \mu_0 \cdot H + \kappa_m \cdot \mu_0 \cdot H, \text{ takže } \mu_r = 1 + \kappa_m \quad (3.43)$$



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Podle hodnot permeability a susceptibility se látky dělí na:

- diamagnetické $\mu_r < 1$, $\kappa_m < 0$
- paramagnetické $\mu_r > 1$, $\kappa_m > 0$
- feromagnetické $\mu_r \gg 1$, $\kappa_m \gg 0$



Obr. 3.32 Prvotní (1) a úplná (2) magnetizační (hysterezní)

Feromagnetismus se vyskytuje jen u některých krystalických látek do Curierovy teploty. Nad touto teplotou se tyto látky chovají jako paramagnetické. Fyzikální podstatou feromagnetizmu je souběžná orientace spinových magnetických momentů elektronů na vnitřních částečně zaplněných atomových orbitalech (kap. 2.1.2), jakými jsou např. AO 3d v atomech Fe, Co a Ni. Krystaly feromagnetických látek se skládají z mikroskopických oblastí - *domén*, uvnitř kterých jsou souhlasné spiny elektronů rovnoběžné. Prostorová orientace jednotlivých domén je v nezmagnetizovaném stavu nahodilá. Působením vnějšího magnetického pole se magnetické momenty elektronů v doménách orientují do směru pole - látka se polarizuje. S rostoucí intenzitou vnějšího magnetického pole roste i polarizace látky, ale jen do určitého nasycení, charakterizovaného indukci B_{max} (obr. 3-32). Přestane-li působit magnetické pole, zůstane látka zmagnetizována, což je stav charakterizovaný *remanencí* B_r . K odmagnetování musíme na látku působit vnějším polem, které má intenzitu opačného smyslu a velikost H_c - *koercitivní sílu*.

Materiály používané v elektrotechnice se dělí na *magneticky měkké* a na *magneticky tvrdé*. Pro první materiály je rozhodující velká počáteční permeabilita (susceptibilita) a malé energetické (watové) ztráty. Jejich hysterezní smyčky mají být úzké a vysoké. Používají se v točivých elektrických strojích, transformátorech a přístrojích se střídavou magnetizací. Pro druhé materiály je důležitý velký odpor proti odmagnetování, tedy remanence a koercitivní síla i součin $(B.H)_{max}$. Jejich hysterezní smyčky jsou široké a nižší. Používají se na permanentní magnety.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

3.4. Chemické vlastnosti

Chemické vlastnosti materiálů jsou určovány jejich schopností chemicky reagovat s okolním prostředím, nejčastěji kapalným nebo plynným. Za určitých podmínek, např. při vysokých teplotách, mohou některé materiály chemicky reagovat i s tuhými látkami. Chemické reakce vedou vždy ke změně chemického složení materiálů a tedy i ke změně jejich vlastností. Obecně se užité vlastnosti v důsledku chemických změn téměř ve všech případech zhoršují. Chemická reaktivita má tak rozhodující význam pro korozní procesy, tedy postupné znehodnocování materiálů účinkem vnějšího prostředí. Pro životnost materiálů je důležité, jak rychle chemické reakce probíhají, neboli jakou mají *reakční kinetiku*. Střední reakční rychlost lze vyjádřit buď jako úbytek hmotnosti výchozí látky nebo jako přírůstek hmotnosti vznikajícího reakčního produktu v jednotce objemu za určitý časový interval. Reakční rychlost roste s koncentrací reagujících složek v prostředí a s teplotou. Časový průběh chemických změn je ovlivněn také tím, zda chemická reakce probíhá v jednom směru ($A - B \rightarrow C - D$) nebo je vratná ($A + B \leftrightarrow C + D$). Ve druhém případě dojde po určité době k ustavení chemické rovnováhy, při které se rychlosti obou reakcí vyrovnávají a výsledné množství všech složek, účastnících se reakce, se již nemění.

Chemické vlastnosti materiálů jsou závislé na jejich atomové a molekulární struktuře a charakteru vazebných sil (kap.2.1.1). Jinak se v různých prostředích chovají kovy, keramika i plasty. Například v makromolekule plastů se mohou vyskytovat místa chemicky reaktivnější, jakými jsou dvojně vazby, esterové skupiny apod. a části málo reaktivní jako skupiny $-\text{CH}_2-$ a $-\text{CF}_2-$ aj.

Chemické vlastnosti kovových materiálů

Reakce s plyny. Většina reakcí v plynných atmosférách má oxidační charakter. I když se na většině kovů již při normální teplotě vytváří tenká vrstva korozních produktů (oxidy, sulfidy, nitridy), z praktického hlediska mají největší význam korozní účinky plynů za vyšších teplot.

Časový průběh koroze je velmi závislý na přilnavosti vrstvy korozních produktů k povrchu kovu a jejich celistvosti. Je vyjádřen *Pillingovým-Bedworthovým pravidlem*: Je-li molární objem vrstvy větší než molární objem kovu, je vrstva kompaktní a obvykle má ochranný charakter, což se projevuje zpomalením korozní rychlosti (má parabolickou závislost na čase a je řízena difúzí). Je-li naproti tomu molární objem kovu větší než u vznikající vrstvy, nevzniká kompaktní vrstva, reagující plyny mají k povrchu trvalý přístup a vrstva nemá ochranný charakter. Rychlost koroze je tak v podstatě přímo úměrná času.

Naproti tomu *reakce s vodíkem* probíhají tak, že žádné povrchové vrstvy nevznikají. Některé kovy jako např. Ti vytvářejí s vodíkem hydridy, které jsou v kovu dobře rozpustné a způsobují jeho zkřehnutí. Vodík snadno difunduje do kovů (Cu aj.) a uvnitř reaguje s vodíkem nebo oxidy kovů za vzniku molekul vody, která nemůže difundovat k povrchu. Atomární vodík se též může rekombinovat za vzniku molekul vodíku. Obojí reakce mají za následek zvýšení vnitřního tlaku a křehké praskání



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

(tzv. vodíkové křehnutí). Kromě toho vodík reakcí s uhlíkem způsobuje oduhličení ocelí (vodíková koroze).

Komplikovaným korozním prostředím jsou *spaliny*. Podle složení spalin může probíhat celá řada chemických reakcí za vzniku oxidů, sulfidů, síranů nitridů a řady dalších reakčních produktů, které znehodnocují materiál.

Reakce v prostředí elektrolytů

Při styku kovového materiálu s prostředím obsahujícím elektrické náboje tj. s roztoky kyselin, zásad a solí dochází k reakcím elektrochemické povahy. Základem jsou oxidační reakce probíhající na anodě (odevzdávání elektronů) a redukční reakce na katodě spojené s přijímáním elektronů. Podstatou elektrochemické koroze kovů je oxidační reakce



Při ní kovové kationty Me^{n+} přecházejí do roztoku (kov se rozpouští), přičemž v kovu se uvolňují volné elektrony. Tento jev se nazývá *polarizace* a probíhá až do ustavení rovnováhy při určitém elektrickém potenciálu. Podmínkou pokračování elektrochemické reakce je spotřeba volných elektronů katodickou reakcí, která vede k depolarizaci systému a porušení rovnováhy. Redukčním činitelem jsou buď vodíkové ionty, které se redukují na vodík (*vodíková depolarizace*) nebo rozpuštěné molekuly kyslíku, které se buď za přítomnosti vodíkových iontů (kyselé prostředí) redukují za vzniku vody a nebo v neutrálním a alkalickém prostředí za vzniku iontů $-OH$ (kyslíková depolarizace).

Schopnost kovů podléhat anodové oxidační reakci udává tzv. *standardní elektrodový potenciál*. Je to elektromotorické napětí článků, jehož jednou elektrodou je kov a druhou referentní vodíková elektroda. Kovy se relativně ke standardní vodíkové elektrodě mohou chovat jako anoda (mají záporný elektrodový potenciál) nebo jako katoda (mají kladný elektrodový potenciál). Čím mají kovy v řadě standardních elektrodových potenciálů (tab. 3-III) menší hodnotu, tím mají větší schopnost anodové oxidace a tedy i menší korozní odolnost.

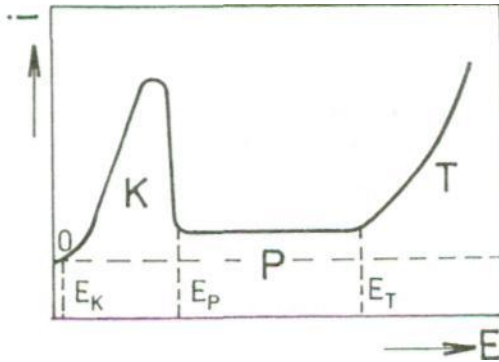
Rychlost anodové oxidace, vyjádřená proudovou hustotou roste s velikostí potenciálu na elektrodách. U některých kovů, jako jsou např. Fe, Cr, Ni, Ti, Al při určitém rozmezí potenciálu (obr. 3-33). Náhlý pokles rychlosti koroze je způsoben vznikem tuhé kompaktní vrstvičky korozních produktů a nazývá se *pasivace*, stav snížené korozní rychlosti *pasivita*. Od určité velikosti potenciálu (potenciál transpasivity) se však pasivní vrstva začíná rozpouštět a rychlost anodové oxidace opět roste.

Tab. 3-III Standardní elektrodové potenciály E° vybraných kovů

kov/iont	K/K ⁺	Mg/Mg ²⁺	Ti/Ti ²⁺	Al/Al ³⁺	Zn/Zn ²⁺	Fe/Fe ²⁺	Ni/Ni ²⁺
E° [V]	-2,92	-2,38	-1,75	-1,66	-0,76	-0,44	-0,23
kov/iont	Sn/Sn ²⁺	Pb/Pb ²⁺	H ₂ /2H ⁺	Cu/Cu ²⁺	Ag/Ag ⁺	Pt/Pt ²⁺	Au/Au ³⁺
E° [V]	-0,14	-0,13	0	+0,34	+0,80	+1,20	+1,42



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ



Obr. 3-33 Závislost proudové hustoty i na velikosti potenciálu E při elektrochemické korozi kovů

E_K - potenciál počátku oblasti koroze (K)

E_P - potenciál počátku oblasti pasivity (P)

E_T - potenciál počátku oblasti transpasivity (T)

Keramika

Keramické materiály mají obecně velmi dobrou chemickou odolnost. V plynném prostředí se chemické reakce začínají uplatňovat až za vysokých teplot a to zejména u neoxidové keramiky (SiC , Si_3N_4) v oxidační atmosféře. Je-li v atmosféře dostatečná koncentrace kyslíku, reagují karbid i nitrid křemíku za vzniku oxidu křemičitého, který na povrchu vytváří ochrannou pasivní vrstvu. Není-li v atmosféře dostatek kyslíku, oba typy keramiky s ním reagují za vzniku monoxidu křemíku, který je plynný a uniká do okolí. Tato oxidace je velmi progresivní a keramický materiál za těchto podmínek postupně mizí. U keramických součástí tepelných motorů může docházet k sekundárním chemickým reakcím mezi oxidem křemičitým vzniklým oxidací SiC a Si_3N_4 a roztavenými solemi, které se při provozu usazují na povrchu součástí. Reakčním produktem jsou silikáty, které jsou za provozních teplot ($\approx 1000^\circ\text{C}$) kapalné.

Pokud jde o kapalná prostředí, agresivní účinky mají na keramiku zejména silné kyseliny, které způsobují vyluhování kationtů.

Keramika používaná na vyzdívky tavicích pecí je ve styku s roztavenými sklovinami, struskami a kovy, které mohou chemicky reagovat buď přímo se základní keramikou, nebo s nečistotami a příměsemi, zejména na hranicích zrn. Na reakcích se obvykle spoluúčastní i plynná atmosféra nad taveninou. Důležitá je chemická povaha použité keramiky např. SiO_2 má kyselý charakter, Al_2O_3 neutrální a CaO nebo MgO zásaditý.

U keramických obráběcích nástrojů může docházet k chemickým reakcím v tuhé fázi mezi nástrojem a obráběným kovem za vzniku např. silicidů nebo nitridů u nástrojů z karbidů a nitridů křemíku.

Polymery

U polymerů nedochází k elektrochemické korozi, ale polymerní kompozity s elektricky vodivými uhlíkovými vlákny v kontaktu se slitinami Al , Zn a Mg mohou vytvářet katodu elektrochemického článku, tj. rozpouští se kov.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

O rychlosti poškozování polymeru nízkomolekulární látkou rozhoduje jednak *rychlost difúze*, jednak *vzájemná chemická reaktivita* nízkomolekulární látky s atomy makromolekul. Difúze nízkomolekulární látky polymerem může probíhat bez chemické reakce s makromolekulami polymeru tj. jde pouze o fyzikální proces.

Při difúzi vnikají molekuly nízkomolekulární látky mezi makromolekuly, oddalují je a oslabují vedlejší mezimolekulární vazebné síly. Polymer zvětšuje svůj objem, tj. *botná*, měkne a stává se méně pevným. Pnutí vyvolané rozdílným nabobtnáním povrchovým a vnitřních částí polymerů často vede rychle tvorbě trhlin. Při úplném rozpuštění jsou makromolekuly zcela separovány.

Polymery se nejlépe rozpouštějí v kapalině s podobnou chemickou strukturou molekul, tj. podobnými vazebnými silami mezi molekulami. Kvantitativně lze chemickou příbuznost kapaliny a polymeru hodnotit porovnáním *parametrů rozpustnosti kapaliny* $\delta_{(l)}$ a *polymeru* δ_{pol} , což však u silně polárních polymerů s vedlejšími vazbami v podobě vodíkových můstků může vést k nesprávným závěrům. Hodnotu $\delta_{(l)}$ lze určit z molární výparné entalpie kapaliny H_v zmenšené o vykonanou objemovou práci a vztažené na molární objem V_m podle vztahu

$$\delta_{(l)} = \left(\frac{H_v - p \cdot \Delta V}{V_m} \right) \cdot \frac{1}{2} = \left(\frac{H_v - R \cdot T}{V_m} \right) \cdot \frac{1}{2} \quad (3.46)$$

Výraz v závorce je tzv. *hustota kohezní energie*. Největší kohezní energii mají polární kapaliny se silnými mezimolekulárními vazbami (např. voda s vodíkovými můstky) a proto i hodnota parametru $\delta_{(l)}$ bude velká. U polymeru je δ_{pol} stanovován zkouškami botnání lehce zesítěného polymeru v řadě kapalin s různým parametrem $\delta_{(l)}$. U slabě polárních lineárních nebo rozvětvených polymerů potom platí pravidlo, že k rozpouštění dojde při rozdílu $\delta_{(l)}^2 - \delta_{pol}^2$ menším než 1,2.

Při vystavení povrchu mechanicky zatíženého polymeru působení nízkomolekulárních látek nastává jeho koroze za napětí. Určité kapaliny (eventuálně i plyny) usnadňují vznik křehkých lomů i v případě jinak houževnatých polymerů. Jestliže hodnoty a parametrů rozpustnosti polymerů a kapaliny jsou velmi blízké, křehké trhliny se vyvíjí velmi rychle. Při větším rozdílu mezi parametry $\delta_{(l)}$ a δ_{pol} , se křehké trhliny vyvíjejí v tzv. přetvořených zónách (křejzech, puklinách). Protože jde o oblasti s podobným geometrickým tvarem, jako mají trhliny, ale obsahující pevné polymerní fibrily a dutiny, ke křehkému lomu polymeru dochází až po určité době. Nízkomolekulárním látkám, které na polymer působí uvedeným způsobem, se říká *tenzoaktivní látky*.

Při chemické reakci polymerů s kapalinami může docházet k

- a) poklesu molekulové hmotnosti polymerů štěpením kovalentních vazeb makromolekul, tj. trháním řetězců, eventuálně až k řetězové depolymeraci a uvolňování plynných zplodin, čímž pevnost polymeru rychle klesá.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

- b) zabudování nových skupin atomů do makromolekul polymeru, čímž polymer obvykle tvrdne a křehne, ale v některých případech může vzniknout na povrchu vrstva bránící dalšímu průniku látky do polymeru (např. přírodní kaučuk v HCl).

O vztahu mezi chemickou strukturou polymeru a chemickým působením organických i anorganických nízkomolekulárních látek je možno shrnout, že kinetika chemických reakcí polymerů s agresivním prostředím je podobná jako u nízkomolekulárních látek se stejnými skupinami atomů.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

3.5 Technologické vlastnosti

Technologické vlastnosti materiálu charakterizují jeho vhodnost k určitému zpracovatelskému procesu, kterým má být dosaženo bezvadného výrobku z hlediska jeho užitných vlastností.

Technologickými zkouškami se nezjišťují vlastnosti materiálu vyjádřené fyzikálními veličinami, ale napodobuje se proces výroby a určují se podmínky, za kterých může být zvolená technologie úspěšná. Pouze v některých případech jsou technologické zkoušky doplňovány zkouškami mechanickými např. měřením tvrdosti nebo vrubové houževnatosti (zkoušky prokalitelnosti nebo zkoušky svařitelnosti) a zkouškami defektoskopickými (např. zkoušky svařitelnosti nebo slévátnosti). Tato kapitola je přehledem technologických vlastností a zkoušek, které jsou podrobně popsány ve skriptech pro laboratorní cvičení.

3.5.1 Tvařitelnost

Tvařitelnost materiálu je schopnost materiálu vytvořit požadovaný jakostní výrobek plasticou deformací za tepla nebo za studena.

Tvařitelnost za studena

Zkoušky tvařitelnosti za studena simulují procesy tváření probíhající při technologických operacích lisování, ohýbání, lemování, rozhánění aj. Používají se pro různé hutní výrobky, zejména pro plechy, dráty a tenkostěnné trubky.

Zkoušky hloubením poskytují informace o možnosti zpracovat tenké plechy (do tloušťky 2 mm) tažením, tlačáním nebo lisováním. Nejznámější z této skupiny zkoušek je zkouška hlubokotažnosti podle Erichseny (ČSN ISO), při které se do vzorku plechu pomalu vtlačuje trn zakončený vyleštěnou ocelovou koulí. Při výskytu první trhliny se zkouška zastaví a změří se posuv trnu, který je měřítkem tvařitelnosti plechu dané tloušťky, při které se do vzorku plechu pomalu vtlačuje trn zakončený vyleštěnou ocelovou koulí. Při výskytu první trhliny se zkouška zastaví a změří se posuv trnu, který je měřítkem tvařitelnosti plechu dané tloušťky.

Vedle Erichsenovy zkoušky je rovněž používána zkouška *kalíškovací* podle Engelharta, při které se posuzují podmínky lisování, za nichž vznikla prasklina v kalíšku s plochým dnem.

Zkouška lámavosti (ČSN ISO) se používá pro zjišťování tvařitelnosti za studena u tlustých plechů. Zkušební tyč, uložená na dvou válcových podporách, se ohýbá čelní válcovou částí trnu do předepsaného úhlu, přičemž na tažené straně nesmí vzniknout trhlina.

Pro zkoušení drátů se používají tři základní technologické zkoušky: *zkouška drátů střídavým ohybem*, *zkouška kroucením* a *zkouška navíjením*.

Zkouška drátů střídavým ohybem je nejfrekventovanější zkouška drátů (ČSN ISO). Drát je sevřen mezi čelisti a střídavě se přehýbá přes válečky v obou směrech o 180°. Měřítkem jakosti drátu je počet ohybů do lomu.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Tvařitelnost za tepla

Tato technologická vlastnost se zkouší rozkováním, děrováním, rozštěpením, ohybem, pýchováním, krutém, válcováním aj.

Při *zkoušce kovatelności* oceli se ze zkoušeného materiálu vykovou plochá tyč, do které se prorazí dva otvory. Krajní otvor se rozštěpí a oba konce se rozevřou a úplně se ohrnou. U dobře kovatelného materiálu se nesmí objevit trhliny. *Zkouška krutém za tepla* umožňuje hodnotit plasticitu materiálu podle počtu zkrutů a přetvárný odpor podle kroucího momentu při různých teplotách. Na základě výsledků této zkoušky se optimalizuje rozmezí tvářecích teplot.

3.5.2 Slévatelnost

Na kvalitu odlitku má vliv jednak slévatelnost použitého materiálu, jednak vlastnosti použitého formovacího materiálu.

Slévatelnost je schopnost materiálu vytvořit jakostní odlitek, což závisí především na zabíhavosti a smrštění materiálu.

Zabíhavost

Zabíhavost je schopnost materiálu dokonale vyplňovat formu. Při zkouškách zabíhavosti se vyhotoví odlitky určitých tvarů za konstantních podmínek lití. Zkušební odlitky buď mají stálý nebo proměnný průřez. V prvním případě mají odlitky

- a) tvar tyčí nebo spirál a byly odlity v jedné vodorovné rovině; mírou zabíhavosti je délka odlitku.
- b) tvar tyčí nebo desek, které byly odlity ve svislém směru; tyto zkoušky dovolují posoudit vliv proměnného metalostatického tlaku a jsou tedy více podobné praktickému lití. Odlitky proměnného průřezu mohou mít tvar klínů nebo nízkých kuželů a mírou zabíhavosti je vzdálenost nejtenčího okraje odlitku od nezalité hrany klínu.

Smrštění

Důsledkem smrštění při tuhnutí odlitku je vznik staženin, tvarové zborcení, vznik vnitřních napětí a vznik trhlin. Ve slévárnách se smrštění posuzuje většinou na standardních odlitcích tyčí, jejichž délka po odlití se srovnává s délkou modelu. Během zkoušky může být graficky zaznamenána změna vzdálenosti dvou značek na odlitku (Keepův přístroj).

3.5.3 Svařitelnost

Svařitelnost je schopnost materiálu vytvořit kvalitní svarový spoj. Bývá hodnocena ze tří odlišných hledisek jako svařitelnost

- a) technologická, závislá na technologii a parametrech svařování,
- b) metalurgická, závislá na složení, struktuře svařovaného materiálu a dilatacích a zbytkových napětích vzniklých v procesu svařování,
- c) konstrukční, která závisí na tvarovém vyřešení svarového spoje.

V materiálových listech a normách se rozlišuje svařitelnost (a) zaručená, (b) zaručená podmíněná, (c) dobrá, (d) obtížná. V posledním případě se svařování nedoporučuje.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Odolnost svarů proti vzniku trhlin

Odolnost proti vzniku *trhlin za tepla* se zkouší při teplotách těsně pod solidem. Vzorky svařenců na tupo jsou zatěžovány buď tahem nebo ohybem různými rychlostmi deformace. Zátěžná síla působí proti smršťování svaru. Vzniklé „horké trhliny“ jsou hodnoceny vizuálně.

Do této skupiny zkoušek se zahrnují ještě zkoušky odolnosti austenitických ocelí proti vzniku *krytalizačních trhlin* (zkouška DA) a zkoušky odolnosti svarových spojů proti vzniku *likvačních trhlin*. Podmínky zkoušek udávají příslušné normy ČSN EN ISO.

Zkoušky odolnosti svarových spojů proti vzniku *trhlin za studena* {zkoušky *praskavosti*) jsou většinou rovněž normalizovány. Při zkouškách se provádí na předepsaných vzorcích za různých podmínek svařování buď svar nebo návar. Výskyt trhlin se hodnotí metalograficky.

Zkouška praskavosti tenkých plechů se hodnotí na vzorcích, u kterých se mění tuhost podél osy svaru (nebo návaru). Dociluje se toho buď pomocí speciálních přípravků nebo se na vzorku vypracují zářezy různé hloubky. Měřítkem praskavosti je délka vzniklé praskliny.

Náchylnost ke zkřehnutí

Tato vlastnost se hodnotí v podstatě vrubovou houževnatostí ve svaru a jeho okolí. Podmínkou zkoušky je, že houževnatost nesmí klesnout pod 50 % normou zaručené hodnoty základního materiálu.

V ČSN ISO je dále uvedena *návarová ohybová zkouška*, která má podobné uspořádání jako zkouška lámavosti (kap. 3.5.1) s tím, že je ohýbán vzorek s návarem (nebo v jiné modifikaci se svarem na tupo). Měřítkem kvality návaru (svaru) je úhel ohybu vzorku.

3.5.4 Obrobitelnost

Obrobitelnost je technologická vlastnost materiálu, která vyjadřuje jeho vhodnost k určitému způsobu obrábění. Podle způsobu a rozsahu hodnocení se rozlišuje absolutní, relativní a komplexní vyjádření obrobitelnosti. Nejčastěji se obrobitelnost hodnotí relativně vzhledem k etalonovému materiálu a vyjadřuje se koeficientem (indexem) obrobitelnosti.

Pro hodnocení obrobitelnosti je možno použít četných kritérií, jakými jsou otupení nástroje, řezný odpor, řezné teplo, drsnost povrchu, aj. Je-li kritériem otupení nástroje, určuje se při zkoušce obrobitelnosti buď řezná rychlost pro stanovenou trvanlivost v_T [m/min.] ostří nástroje, nebo trvanlivost pro stanovenou řeznou rychlost T_v [min.].

Dříve u nás zavedené normativy obrobitelnosti vycházely z krátkodobých zkoušek kinetické obrobitelnosti a stanovily koeficient obrobitelnosti

$$k_v = \frac{v_{15}(\text{materiál})}{v_{15}(\text{etalon})}, \quad (3.47)$$

kde značí v_{15} rychlost obrábění pro trvanlivost ostří nástroje 15 min.

Všechny kovové materiály byly rozděleny do čtyř skupin (oceli, litiny, hliník a jeho slitiny) a pro každou skupinu byl určen jeden etalon.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

3.5.5 Prokalitelnost

Prokalitelnost je technologická vlastnost materiálu vyjadřující jeho schopnost zakalit se do určité hloubky pod ochlazovaný povrch výrobku.

Zkoušky prokalitelnosti se podle způsobu ochlazování a podle tvaru zkušebního tělesa dělí na:

- a) příčné (podle Grossmanna), při nichž se válcové těleso ponoří do ochlazovacího prostředí celým svým objemem,
- b) čelní (podle Jominiho), při nichž se válcové těleso ochlazuje vodou pouze na čele,
- c) klínové (podle Shepherda), při nichž se válcové těleso ochlazuje na klínovém čele.

Hloubka prokalení se určuje nejčastěji měřením tvrdosti, jako vzdálenost od ochlazovaného povrchu zkušebního tělesa, kde byla změřena smluvní hodnota tvrdosti. Smluvní hodnota pro oceli je tvrdost struktury s 50 % martenzitu při daném obsahu uhlíku. Charakteristikou prokalitelnosti je podle ČSN EN ISO (a) křivka prokalitelnosti získaná měřením tvrdosti na jednom zkušebním tělese, (b) pás prokalitelnosti, který tvoří více křivek prokalitelnosti, (c) index prokalitelnosti, který je smluvním vyjádřením hloubky prokalení na základě křivky nebo pásu prokalitelnosti.



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

3.6 Vady výrobků a zkoušky bez porušení

Výroba polotovarů i konečných výrobků také vede buď nahodile či systematicky k jejich vnitřním nebo povrchovým vadám. Tyto vady mohou vznikat i za provozu výrobku buď degračními procesy nebo jeho nahodilým přetížením.

Vady se třídí dle vnějších znaků do skupin a v rámci těchto skupin na jednotlivé druhy podle typu výrobku (tvářené výrobky, odlitky, svary, aj.). V různých technologických oborech podchycují a specifikují jednotlivé vady státní nebo oborové normy.

Mezi vady výrobků lze zahrnout (a) dutiny, trhliny, vměstky a jiné necelistvosti, (b) vady struktury, (c) zbytková napětí, ale také (d) nesprávné chemické složení, (e) nevyhovující mechanické, fyzikální nebo chemické vlastnosti, (f) nadměrné úchytky tvaru a rozměrů. Tato kapitola pojednává o vadách (a), (b) a o jejich zkouškách bez porušení.

Existence vad mění charakteristiky výrobku a je příčinou změny předvídaného mezního stavu. Z těchto důvodů byla vypracována a stále se rozvíjí soustava nedestruktivních defektoskopických zkoušek, specializovaných na vstupní, mezioperační a výstupní kontrolu výrobku i na jejich provozní diagnostiku.

Používané zkušební metody (tab. 3-IV) jsou založeny na indikaci změn fyzikálních veličin (intenzity pronikavého záření, rozptylu magnetického toku, energie mechanických kmitů aj.) vznikajících na mezifázových rozhraních v materiálu zkoušeného výrobku.

Tabulka 3-IV Použitelnost defektoskopických zkoušek bez porušení

Druh vady	Defektoskopické zkoušky				
	prozařování		ultrazvuk	elektro- magnetické	kapilární
	rentgen	gama			
bubliny, póry, řediny, staženiny, neprovařený kořen svaru	A	A	A	C	C
	A	A	A	C	C
	A	A	A-B	C	C
trhliny povrchové trhliny vnitřní studený spoj	B-C	B - C	B-C	A	A
	B-C	B-C	A A	C	C
	B-C	B-C		B ¹⁾	B ¹⁾
nekovové vměstky kovové vměstky struskovitost	A	A	A	C	C
	A	A	C	C	C
	A	A	A	C	C
Odmíšení místní hrubé zrno	C	C	C	B ²⁾	C
	C	C	B	C	C

Pozn.: A - spolehlivá indikace vady, B – indikace vady, méně výrazná nebo nejistá, C – vadu nelze identifikovat, ¹⁾ jen vady povrchové, jinak C, ²⁾ jen vířivé proudy



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

3.6.1 Povrchové vady a jejich zkoušky***Kapilární zkoušky***

Povrchové trhliny a jiné nečistosti se indikují vhodnými kapilárně aktivními kapalinami, které pronikají do těchto vad. Po odstranění přebytku kapaliny s povrchu zkoušeného výrobku kapalina vzlíná působením kapilárních sil a vytéká na povrch, takže nečistost zviditelní. Jako detekční kapaliny jsou vhodné pouze takové, které mají malé povrchové napětí (γ přibližně $2,5 \text{ N}\cdot\text{m}^{-1}$, např. petrolej nebo terpentýn), a tedy dobře smáčejí povrch.

Používané detekční kapaliny jsou buď chemicky aktivní pro zkoušky leptací nebo chemicky pasivní. Ve druhém případě se používá kapalin barevných, fluorescenčních aj. (olej, petrolej).

Elektromagnetické zkoušky

Magnetoinduktivní a elektroinduktivní zkoušky lze použít pro zjišťování povrchových a podpovrchových vad polotovarů a výrobků. Tato skupina defektoskopických zkoušek má široké uplatnění zejména v hutních provozech a při vstupní a výstupní kontrole hutních polotovarů ve strojírenských podnicích.

Podle fyzikálního principu se tyto zkoušky dělí na metody rozptylových polí a na metody vířivých proudů.

Metody rozptylových polí jsou založeny na rozptylu magnetického toku přerušením souvislosti prostředí, ve kterém je magnetické pole buzeno. Vytvoření rozptylových polí je možné podélnou nebo příčnou magnetizací zkoušeného výrobku, který musí být feromagnetický. Indikace rozptylových polí, tj. indikace vad se provádí pomocí feromagnetických prášků (metoda prášková, polévací), pomocí speciálních snímacích sond, nebo pomocí magnetografických materiálů.

Metody vířivých proudů spočívají ve zjišťování změn fyzikálních vlastností výrobku pomocí střídavého magnetického pole. Výrobek se vloží do střídavého magnetického pole, které indikuje ve zkoušeném materiálu vířivé proudy. Magnetické pole vířivých proudů se vektorově skládá s magnetickým polem budícím. Výsledné pole se snímá sekundární cívkou a tento signál se porovnává se signálem etalonu. Měřené indukované napětí je ovlivněno strukturou, rozměry výrobku, existencí povrchových vad. Metodika je tedy vhodná pro rychlou nedestruktivní kontrolu podlouhlých výrobků z hlediska vad i strukturních stavů.

3.6.2 Vnitřní vady a jejich zkoušky***Ultrazvukové metody***

Ačkoliv dolní hranice ultrazvukové frekvence je 20 kHz, pro nedestruktivní zkoušení materiálu se využívají frekvence do 15 MHz. Ultrazvukem se zjišťují nejen vnitřní vady výrobků, ale používá se rovněž pro měření tloušťek stěn, elastických modulů a zbytkových napětí. V daném materiálu lze prokázat jen vady, jejichž příčné rozměry y, z kolmé na směr x šířem ultrazvuku jsou větší než poloviční délka vlny $\lambda/2$:

$$y, z > \frac{c}{2f} \quad (2.48)$$



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

kde c je rychlost zvuku v materiálu, f je frekvence ultrazvuku.

Zdroje ultrazvuku (sondy) používané v defektoskopii jsou v současné době založeny výhradně na obráceném piezoelektrickém jevu. Ultrazvukové sondy jsou tedy elektroakustické měniče, které mohou být konstruovány tak, aby poskytovaly různé druhy akustických vln. Při ultrazvukových zkouškách se používá zejména podélných a příčných vln. Příčné vlny mají v tuhých látkách přibližně poloviční rychlost.

Za základní metody ultrazvukové defektoskopie lze považovat metodu průchozí a metodou odrazovou.

Průchozí metoda je založena na měření ztrát ultrazvukové energie svazku prošlého zkoušenou stěnou. Je-li v materiálu vada nebo jiné vnitřní rozhraní vzniká ultrazvukový stín, který znamená pokles energie zachycené přijímací sondou.

Odrážová metoda se ve zkušební praxi používá nejvíce. Vysílací sonda vysílá do zkoušeného výrobku krátké ultrazvukové impulzy, které se odrážejí od protilehlého povrchu. Po odrazu se impulzy vracejí a jsou toutéž sondou registrovány (jednosondový provoz) a převedeny na časovou základnu obrazovky přístroje. Vyslání impulzu se zaznamená počátečním echem, příjem odraženého impulzu se registruje koncovým echem. Odrazy od případných vad jsou registrovány poruchovým echem, jehož vzdálenost od počátečního nebo koncového echa odpovídá hloubce výskytu vady. Při použití dvousondového provozu impulzní metody může být přijímací sondou zachycován ultrazvukový impulz na téže straně zkoušené stěny. Pro tyto účely se nejčastěji používá příčných vln, které se do výrobku zavádějí pod vhodně zvoleným úhlem.

Ultrazvuková defektoskopie je účinná v závislosti na materiálových charakteristikách a typu přístroje ve značném rozsahu (od několika milimetrů do zhruba 10 m).

Zkoušky prozařováním

Zkoušky prozařováním (radiologické) se dělí buď podle použitého záření (rentgenové, gama, neutronové) nebo podle způsobu zachycení a zpracování záření, které prošlo výrobkem (snímek, zobrazení na fluorescenčním štítu, záznam pomocí ionizační sondy aj.). Radiologické zkoušky se uplatňují zejména ve slévárenství, svařování a v oborech výroby a zpracování plastů.

Nejčastěji používané radioaktivní izotopy mají následující poločasy rozpadu a energii záření : Co 60 (5 roků, 1,2 až 1,3 MeV), Ir 192 (74 dny, 0,3 až 0,6 MeV), Cs 137 (33 roků, 0,7 MeV), Trn 170 (127 dní, 0,08 MeV).

Tvorba radiologického obrazu je principiálně založena na procesech interakce záření s prozařovanou látkou. Intenzita záření procházejícího stěnou zkoušeného objektu se mění podle základního zeslabovacího zákona

$$I = I_0 \cdot e^{-\mu d} \quad (3.49)$$



3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

kde I_0 je intenzita dopadajícího záření, I intenzita záření prošlého deskou o tloušťce d , μ je lineární zeslabovací součinitel.

Ze zeslabovacího zákona jednoznačně vyplývá, že různé tloušťky prozářených objektů, ale také různé materiály, budou zeslabovat záření prošlé snímkovaným výrobkem a vytvářet energeticky nehomogenní svazek záření (různé rozložení intenzity), který je pak zobrazen nebo zaznamenán. Optimální prozařitelnost oceli pro různá urychlující napětí rentgenových přístrojů a pro různé druhy radioaktivních izotopů je uvedena v tab. 3-V.

Tabulka 3-V Optimální prozařitelné tloušťky oceli

Napětí [kV]	Tloušťka oceli [mm]	Izotop	Tloušťka oceli [mm]
100	do 20	Tm 190	do 10
200	20 až 60	Ir 192	40 až 80
300	40 až 100	Cs 137	50 až 90
betatron 15 MeV	150 až 300	Co 60	60 až 120

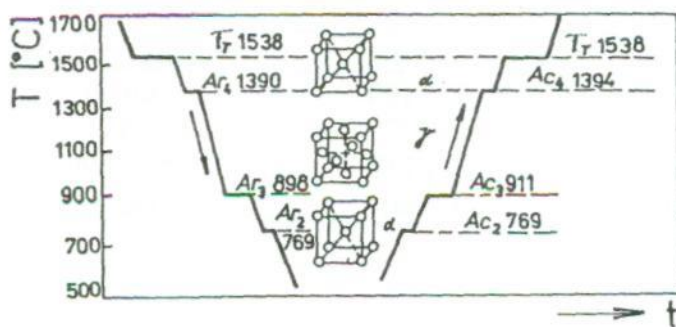
4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

4.1 Technické slitiny železa

4.1.1 Slitiny železa s uhlíkem a vliv dalších prvků

Železo je přechodový kov s atomovým číslem 26, atomovou hmotností 55,85, měrnou hmotností 7870 kg/m³. Má teplotu tání 1538°C. Vyskytuje se ve dvou alotropických modifikacích: Fe α resp. Fe δ má mřížku K8 a Fe γ má mřížku K12. Oblasti existence jednotlivých modifikací železa jsou patrné z obr. 4-1.

Železo α existuje do teploty 911 °C a od teploty 1394°C do teploty tání -1538°C. Při teplotě 769°C (Curieho teplota) ztrácí tato modifikace magnetické vlastnosti. Krystalová mřížka se však při teplotě 769°C nemění. Železo γ existuje v intervalu teplot 911°C až 1394°C.



Obr. 4-1
a křivka ohřevu čistého železa

S ostatními prvky tvoří železo tuhé roztoky v jedné nebo obou modifikacích.

Nejdůležitější příměsí železa je uhlík. Vzájemný vztah

modifikací železa a uhlíku a jejich přeměny jsou základem tepelného zpracování slitin železa - ocelí a litin.

Ve slitinách železa může být uhlík přítomen: (a) jako intermediální fáze - karbid železa Fe_3C , (b) jako grafit, (c) v intersticiálním tuhém roztoku.

Karbid železa, v metalografii nazývaný cementit, obsahuje 6,68% uhlíku. Krystaluje v kosočtverečné soustavě. Jako intermediální fáze je tvrdý a křehký. Není termodynamicky stabilní, při vysokých teplotách se rozkládá na železo a grafit



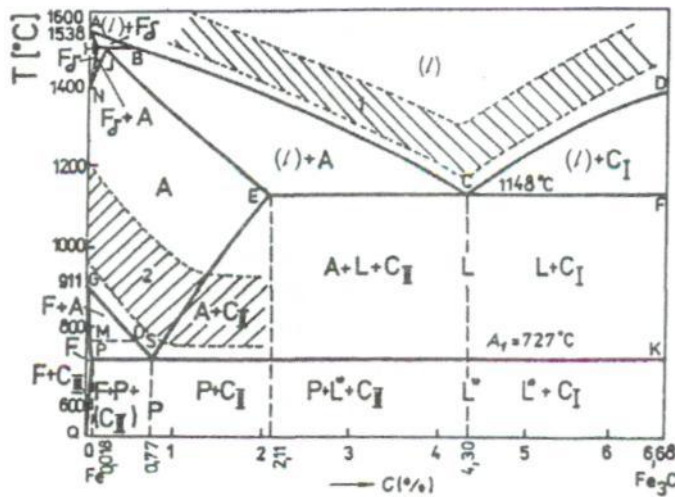
Soustavu železo - karbid železa nazýváme soustavou metastabilní. V této soustavě krystalizují oceli a cementické litiny.

Grafit krystalizuje v soustavě šesterečné. Je měkký, drobivý, má velmi malou pevnost. Soustavu železo - grafit nazýváme soustavou stabilní, v ní krystalizují grafitické litiny.

Metastabilní soustava železo - karbid železa

Rovnovážný diagram metastabilní soustavy železo - karbid železa je na obr. 4-2. Jeho likvidus má dvě větve ABC a DC protínající se v eutektickém bodě C. Podle větve DC se z taveniny T vylučují krystaly primárního cementitu C_1 (Fe_3C). Podle části BC, druhé větve likvidu, se z taveniny vylučují krystaly intersticiálního tuhého roztoku uhlíku v železe γ - austenitu A. Eutektikum metastabilní soustavy vznikající při teplotě 1148°C se nazývá ledeburit L. Nad teplotu $A_1 = 727^\circ C$ je ledeburit tvořen směsí austenitu a cementitu. Pod eutektickou teplotou se v oblasti vpravo od eutektického bodu C (oblast C - F) vyskytuje

směs ledeburitu L a primárního cementitu C_I. V oblasti vlevo od eutektického bodu vymezeného body E a C je směs ledeburitu L, austenitu A a sekundárního cementitu C_{II}, který se vylučuje z austenitu uuuuvedenou uvedeno dále.



Obr. 4-2 Rovnovážný diagram soustavy železo - karbid železa s vyznačením oblastí licích teplot (1) a obvyklých tvářecích teplot (2)

Krystalizace v oblasti v oblasti peritektické přeměny je následující. Podle části větve likvidu AB se ztaveniny (l) vylučují krystaly tuhého roztoku uhlíku v železe δ feritu δ (F δ).

U slitin s obsahem uhlíku v rozmezí 0 až 0,09% (bod H) nedochází k peritektické přeměně. Veškerá tavenina se přemění na krystaly feritu δ. Při klesající teplotě začíná pod čarou HN polymorfni přeměna feritu δ v austenit. Pod čarou JN je tato přeměna ukončena.

U slitin s obsahem uhlíku 0,09 až 0,53% (bod H až B) dochází při teplotě 1495°C k peritektické přeměně, při níž z taveniny a feritu vzniká austenit.



U slitin s obsahem uhlíku 0 až 0,53% (bod B) existuje tedy pod teplotou 1394°C (bod N) pouze jedna fáze - austenit. Tento austenit však může vzniknout třemi způsoby: (1) primární krystalizací z taveniny (l), (2) překrystalizací z primárně vzniklých krystalů feritu δ, (3) peritektickou přeměnou.

V metastabilní soustavě železo - karbid železa dochází navíc v tuhém stavu jednak k polymorfni přeměně austenitu v tuhý roztok uhlíku v železe α - ferit F, jednak se s klesající teplotou mění rozpustnost uhlíku v železe α i γ.

Nejprve zaměříme pozornost na polymorfni přeměnu $\gamma \rightarrow \alpha$. Nejnižší teplota, do které zůstává austenit při rovnovážném ochlazování zachován, je eutektoidní teplota $A_1 = 727^\circ\text{C}$. Při této teplotě dochází k přeměně eutektoidního typu. Veškerý austenit se mění v eutektoid metastabilní soustavy - perlit P, který je tvořen jemnou směsí krystalů feritu a cementitu.

Perlitická přeměna probíhá při konstantní teplotě. Perlit mívá nejčastěji lamelami charakter. Je tvořen střídavě destičkami feritu a cementitu. Delším žháním pod teplotou A_1 je možno převést lamelami perlit v globulární.

U čistého železa dochází k překrystalizací $\gamma \rightarrow \alpha$ při teplotě $A_3 = 911^\circ\text{C}$, dané v rovnovážném diagramu bodem G. S rostoucím obsahem uhlíku v železe teplota A_3 klesá podle křivky GOS. Tato křivka je tudíž křivkou počátku přeměny austenitu ve ferit. Přeměna končí při eutektoidní teplotě A_1 , při níž se při rovnovážném ochlazování veškerý austenit změní na perlit.

Nyní zaměříme pozornost na změny související se změnou rozpustnosti uhlíku v železe. Bod E v rovnovážném diagramu (2,11% C) udává maximální rozpustnost uhlíku v austenitu. S klesající teplotou rozpustnost uhlíku v austenitu klesá. Proto se pod čarou SE

(teplotou A_{cm}) vylučuje z austenitu, u slitin s vyšším obsahem uhlíku než udává bod S, fáze uhlíkem bohatá - sekundární cementit C_{II}. Zbylý austenit se při teplotě A_1 opět mění v perlit.

Maximální rozpustnost uhlíku v železe a je velmi nízká, je určena bodem P (0,018% C). S klesající teplotou tato rozpustnost klesá. Proto se z feritu podle čáry PQ vylučuje fáze uhlíkem bohatá - terciální cementit C_{III}. Jako samostatná strukturní složka se vyskytuje u slitin s velmi nízkým obsahem uhlíku, kde je vyloučen po hranicích feritických zrn.

Slitiny železa s uhlíkem obsahující méně než 0,77% uhlíku (eutektoidní bod S) krystalizující v nestabilní soustavě, jsou tedy tvořeny při teplotě okolí směsí feritu a perlitu a případně terciálního cementitu. Slitiny s obsahem uhlíku 0,77% jsou tvořeny perlitem, slitiny s obsahem uhlíku 0,77 až 2,11 % směsí perlitu a sekundárního cementitu.

Vzhledem k tomu, že při teplotě A_1 dochází při rovnovážném ochlazování k přeměně veškerého dosud netransformovaného austenitu na perlit, musí k této přeměně dojít i u slitin s obsahem uhlíku vyšším než 2,11%. Slitiny obsahující 2,11 až 4,3% uhlíku budou tedy pod teplotou A_1 tvořeny směsí perlitu, ledeburitu a sekundárního cementitu.

Rovněž v ledeburitu musí dojít k přeměně austenitu na perlit. Proto je ledeburit pod teplotou A_1 (někdy nazývaný transformovaný ledeburit L*) tvořen směsí perlitu a primárního cementitu.

Slitiny s obsahem uhlíku 4,3% jsou pod teplotou A_1 tvořeny transformovaným ledeburitem, slitiny s obsahem uhlíku větším než 4,3% jsou tvořeny směsí transformovaného ledeburitu a primárního cementitu.

Tabulka 4-1 Přehled strukturních součástí ocelí a bílých slitin

Strukturní součást	Charakteristika
Ferit	Tuhý roztok uhlíku v železe α . Je hlavní strukturní součástí nízkouhlíkových ocelí. Je měkký (tvrdost HB = 75), málo pevný ($R_m=260$ MPa), dobře tvárný, feromagnetický.
Austenit	Tuhý roztok uhlíku v železe γ . Je dobře tvárný, plastický a nemagnetický. Austenitické oceli jsou dobře tvárné za studena, jsou však velmi houževnaté - obtížně obrobitelné.
Cementit	Intermediární fáze - karbid železa Fe ₃ C. V ocelích se vyskytuje jako sekundární, případně u měkkých ocelí jako terciální. Vytvoří-li síťoví kolem perlitických zrn, způsobuje křehkost oceli. Tvrdost se pohybuje okolo 650 HV.
Perlit	Eutektoid metastabilní soustavy - směs feritu a cementitu. Mívá lamelami charakter, s rostoucí rychlostí ochlazování se lamely zjemňují. Žháním je možno vytvořit globulární formu. Tvrdost cca 190 HB, pevnost R_m cca 700 MPa. V globulární formě je měkký, lépe tvárný.
Ledeburit	Eutektikum metastabilní soustavy - směs austenitu a cementitu (pod teplotou A_1 směs perlitu a cementitu). Je tvrdý a křehký.

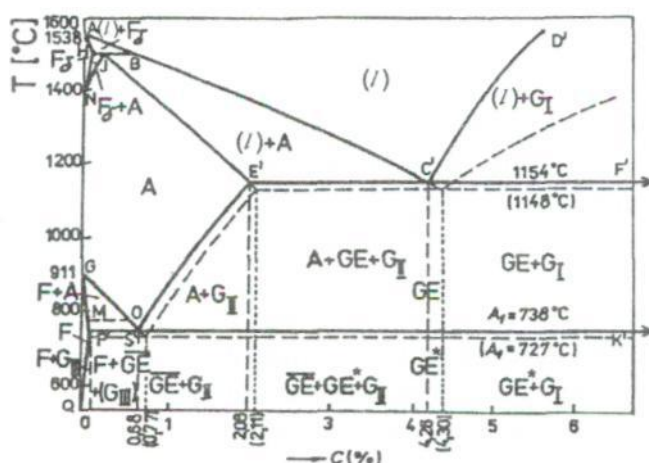
Slitiny železa s uhlíkem krystalizující v metastabilní soustavě, které obsahují méně než 2,11% uhlíku (bod E) nazýváme ocelami, slitiny s obsahem uhlíku větším než 2,11% uhlíku nazýváme bílými (cementickými) litinami.

V tab. 4-1 je uveden přehled strukturních součástí ocelí a bílých litin s udáním jejich charakteristických vlastností.

Stabilní soustava železo - grafit

Rovnovážný diagram stabilní soustavy železo - grafit je na obr. 4-3. Pro porovnání je čárkovaně do téhož obrázku zakreslen diagram metastabilní soustavy. Základní rozdíl v obou diagramech je ten, že zatímco diagram metastabilní soustavy je ukončen intermediární fází - cementitem, vznikajícím při obsahu 6,68% uhlíku, je nutno rovnovážný diagram stabilní

soustavy uvažovat až do 100% uhlíku. Tuto skutečnost je třeba vzít v úvahu při aplikaci pákového pravidla. V praxi se však diagram stabilní soustavy v celém rozsahu nevyužívá, protože k rozpuštění tak velkého množství uhlíku v roztaveném železe by bylo třeba teplot, kterých obvykle nedosahujeme. Zabýváme se proto jen částí diagramu na straně železa.



Obr. 4-3 Rovnovážný diagram stabilní soustavy železo - grafit (plně) a metastabilní soustavy Fe - Fe₃C (čárkovaně)

Ve stabilní soustavě železo - grafit krystalizuje podle větve likvidu AC' obdobně jako v metastabilní soustavě podle větve AC ztaveniny austenit A. Podle větve likvidu D'C' se však ve stabilní soustavě ztaveniny vylučuje primární grafit G_I.

Při eutektické teplotě E'F' (1154°C) vzniká ztaveniny grafitové eutektikum GE, které je tvořeno směsí krystalů austenitu A a grafitu G_I. Krystalizace grafitového eutektika začíná vyloučením lupínek grafitu. Tavenina se v okolí vyloučeného grafitu ochudí o uhlík, čímž se vytvoří podmínky pro vznik austenitu. Grafit spolu saustenitem tvoří eutektické buňky. Obr. 4-18 znázorňuje tvar lupínek grafitu v eutektické buňce. Prostor mezi lupinky je vyplněn austenitem. Množství, tvar a velikost eutektických buněk významně ovlivňují vlastnosti slitin železa s uhlíkem krystalizujících ve stabilní soustavě - grafitických litin.

Obdobně jako v metastabilní soustavě dochází i ve stabilní soustavě k polymorfní přeměně γ - α . I zde s klesající teplotou klesá rozpustnost uhlíku v železe.

Pod čarou GS se proto austenit přeměňuje ve ferit F. Podél segreganční čáry S'E' se z austenitu vylučuje sekundární grafit G_{II}. Při eutektoidní teplotě 738°C vzniká grafitový eutektoid GE tvořený směsí krystalu feritu F a grafitu G. Vzhledem k tomu, že stabilní soustavu musíme uvažovat až do 100% uhlíku (bod K'), vyplývá pro složení grafitového eutektoidu GE z pákového pravidla

$$\frac{m_F}{m_G} = \frac{S'K'}{S'P'} = \frac{99,32}{0,68} \quad (4.3)$$

že množství feritu k množství grafitu je v grafitovém eutektoidu tak vysoké, že grafitový eutektoid je prakticky feritem.

Při ochlazování grafitických litin v praxi však často nebývá ochlazování natolik pomalé, aby veškeré přeměny proběhly podle stabilní soustavy. Primární krystalizace potom probíhá ve stabilní soustavě, ale přeměny v tuhém stavu často proběhnou úplně, nebo zčásti podle soustavy metastabilní. Matrice šedých litin potom nebude tvořena grafitovým eutektoidem - tedy v podstatě feritem, ale perlitem, případně směsí feritu a perlitu.

Vliv dalších prvků na technické slitiny železa

Kromě železa a uhlíku jsou v ocelích a litinách přítomny další prvky, které mohou výrazným způsobem ovlivnit jejich vlastnosti.

Některé prvky jsou přítomny vždy a to v množstvích souvisejících s výrobním procesem a použitými surovinami. Tyto prvky nazýváme prvky doprovodné. Dělí se na prvky škodlivé (S, P, O, H, N) a prvky prospěšné (Mn, Si). Působením prospěšných prvků se odstraňují nebo váží nečistoty. Tím se jejich nepříznivé působení snižuje do přípustných mezí.

Druhou skupinu tvoří ty prvky, které jsou do ocelí a litin přidávány úmyslně, za účelem upravení některých vlastností. Nazýváme je prvky legující (přisadové, slitinové).

Doprovodné prvky škodlivé

Síra. Obsah síry je u běžně vyráběných ocelí obvykle nižší než 0,02%. U vybraných typů perspektivních ocelí je ještě nižší (v tisícinách %). Pouze u tzv. automatových ocelí je podíl síry zvyšován až na 0,2%, za účelem zvýšení lámavosti třísky při obrábění. U kvalitních litin bývá obsah síry do 0,1%, u speciálních litin do 0,04%.

U ocelí tvářených nad teplotou 985°C (tání eutektika Fe-S) způsobuje síra křehkost - „lámavost za červeného žáru“. Sulfid železnatý zhoršuje vrubovou houževnatost, tvařitelnost za studena a odolnost proti korozi. Nepříznivý vliv síry lze z větší části snížit přidáním manganu (*popi*, Ti, Zr a kovů vzácných zemin). Větší část síry přijde do strusky, zbytek se vyloučí ve formě sulfidů manganu, jejichž nepříznivý vliv je menší než vliv sulfidů železa.

Litiny s vyšším obsahem síry mají zhoršené mechanické vlastnosti, jsou křehčí a tvrdší. Síra způsobuje růst smrštění, zhoršuje homogenitu odlitků - podporuje tvorbu karbidů.

Fosfor. U většiny ocelí je obsah fosforu nižší než 0,03%. U litin se obsah fosforu pohybuje v desetínách procenta (obvykle do 0,5%), u jakostních litin je jeho obsah omezen na 0,15%. Fosfor v oceli způsobuje lámavost za studena, snižuje vrubovou houževnatost, zvyšuje přechodovou teplotu, zhoršuje tvařitelnost, zvyšuje křehkost svarů a propouštěcí křehkost. Odměšováním při tuhnutí zvyšuje heterogenitu.

U litin se zhoršování plastických vlastností projevuje až od 0,35% P, přičemž do 0,4% P roste pevnost. Fosfor zvyšuje odolnost litin proti opotřebení, snižuje součinitele tření a zlepšuje slévatelnost.

Kyslík. Pokud je rozpuštěný v železe, zvětšuje při obsahu nad 0,01% tvrdost, křehkost a výrazně přechodovou teplotu. Vliv kyslíku vázaného ve vměstcích (oxidy, křemičitany) závisí na tvaru vměstků. Jemně vyloučené vměstky působí příznivě (zjemnění struktury). Větší množství zvláště hrubších vměstků způsobuje sklon k „dřevitým lomům“, k únavovým lomům, heterogenitu vlastností po tváření, vznik prasklin při tepelném zpracování a sklon k bodové korozi.

U litin bývá obsah kyslíku do 0,015%. Mechanické vlastnosti při tomto obsahu prakticky neovlivňuje. Oxidické vměstky však ovlivňují krystalizaci šedých litin.

Vodík. V ocelích se obsah vodíku pohybuje v rozmezí 0,0001 až 0,0007%. Vodík má silný sklon k segregaci. V železe a jeho slitinách se vodík rozpouští pouze v atomárním stavu, s klesající teplotou jeho rozpustnost klesá (při teplotě okolí je obsah vodíku 0,002 ppm při tlaku 0,1 MPa). Přebytečný vodík se vylučuje v molekulární formě a vyvolává ve svém okolí silné napětí vedoucí ke vzniku vlasových trhlinek a trhlinek, které svým vzhledem připomínají vločky. Rozpuštěný vodík snižuje tažnost, kontrakci a vrubovou houževnatost. Vodík lze odstranit vhodným žiháním (kap. 4.3.4).

Dusík. Běžný obsah dusíku v ocelích se pohybuje od 0,002 do 0,006%. Za účelem zjemnění zrna nebo stabilizace austenitu se zvyšuje např. u austenitických ocelí až na 0,25%. U litin bývá jeho obsah nižší než u ocelí, neboť s rostoucím obsahem uhlíku rozpustnost dusíku v železe klesá.

S klesající teplotou se dusík vylučuje ve formě nitridů železa. Ty se vylučují přednostně na hranicích zrn a ve skluzových deformačních pásech. Tím dochází k výraznému poklesu vrubové houževnatosti a tvařitelnosti za studena - stárnutí ocelí. Nebezpečí stárnutí lze odstranit přidáním prvků s vyšší afinitou k dusíku než má železo, které tvoří nitridy stálé i za vysokých teplot (Al, Ti). Nitridy železa navíc zvyšují sklon oceli k interkrystalické korozi.

Pokud je do litiny legován prvek s vysokou afinitou k dusíku (např. hliník) vznikají stabilní nitridy, které příznivě působí jako grafitizační zárodky.

Větší obsah dusíku v litině (okolo 0,01%) stabilizuje perlitickou strukturu a způsobuje růst pevnosti.

Doprovodné prvky prospěšné

Hlavním úkolem těchto prvků (Mn, Si) je desoxidace oceli a vázání škodlivých prvků v přijatelné formě.

Mangan je za doprovodný prvek v oceli považován až do obsahu 1,65%. V litinách bývá 0,4 až 1% manganu.

Mangan v oceli zvyšuje tvrdost, pevnost i houževnatost. Pouze malá část manganu je vázána v cementitu, který se tím stabilizuje. Mangan působí jako účinný dezoxidační prostředek a jako prostředek k vázání síry a snižování jejího nepříznivého vlivu.

V litinách mangan stabilizuje cementit, zvětšuje tekutost litiny a tím zlepšuje homogenitu odlitků. Využívá se ho též pro odsíření litin. Při vyšších obsazích než 1% roste tvrdost a křehkost litin.

Křemík je za doprovodný prvek (dezoxidační přísada) v ocelích považován do obsahu 0,5%. V ocelích na odlitky je jeho přítomnost nutná ke zlepšení slévatelnosti. V šedé litině bývá 0,8 až 2,7% křemíku.

Křemík zvyšuje pevnost feritu, zhoršuje však tvárnost za studena, zpomaluje fázové přeměny v tuhém stavu.

U litin křemík podporuje grafitizaci. Lze říci, že po uhlíku je křemík u litiny nejdůležitější přísadou. Jeho obsahem se reguluje způsob krystalizace litin.

Křemík snižuje teplotu tavení litin a zvyšuje jejich tekutost. Přidáváním křemíku do litiny však roste její sklon k tvoření pórů a bublin. S rostoucím obsahem křemíku se snižuje obsah uhlíku v eutektiku a eutektoidu.

Kromě uvedených prvků jsou v ocelích přítomny další příměsi, např. měď, chrom, nikl atd. v malých množstvích. Do ocelí se dostávají z rud nebo ze zpracovaného šrotu.

Z těchto prvků je třeba upozornit zvláště na měď, která se nedá hutnickými pochody odstranit. Měď bývá v ocelích přítomna v množstvích do 0,2%. Zvyšuje odolnost oceli proti korozi. Vyšší obsah mědi má však za následek povrchové praskání oceli při tváření prováděném nad teplotou 1000°C.

Přísadové prvky

Přísadové (legující) prvky jsou prvky, které se do ocelí úmyslně přidávají za účelem zlepšení některých vlastností. Je to např. k zvýšení tvrdosti a pevnosti při vyhovující houževnatosti, zlepšení prokalitelnosti a odolnosti proti propouštěcí křehkosti, odolnosti proti opotřebení a korozi, žárovzdornosti, žárupevnosti, ovlivnění velikosti zrna, zabránění vylučování nežádoucích nitridů a karbidů apod.

Požadované vlastnosti oceli získáme nejen vhodnou kombinací legujících prvků ale vždy i správně zvoleným tepelným zpracováním.

Často mohou i některé doprovodné prvky vystupovat jako přísadové (od určitého mezního obsahu) a naopak při velmi nízkých obsazích přísadových prvků nemusí být ocel ještě ocelí slitinovou. Mezní obsahy hlavních prvků, od kterých jsou tyto prvky považovány za prvky legující jsou:

Mn - 1,65%	Cr - 0,30%	Ni - 0,30%	W - 0,10%
Si - 0,50%	Mo - 0,08%	V - 0,10%	Ti - 0,05%

Některé prvky přidáváme úmyslně v množstvích nižších než jsou uvedené mezní obsahy (v setinách a nízkých desetínách procenta). Potom hovoříme o mikrolegurách. Legující prvky lze podle jejich významu a nejčastějšího použití seřadit takto:

Cr, Ni, Mn, Si, Mo, W, V, Co, Ti, Al, Cu, Nb, Zr, B, N.

Nejčastěji se používá prvních sedmi prvků z této řady.

Všechny přísadové prvky tvoří se železem substituční nebo intersticiální tuhé roztoky, ovšem s různým stupněm rozpustnosti. Při nižších teplotách mohou vznikat i intermediální fáze.

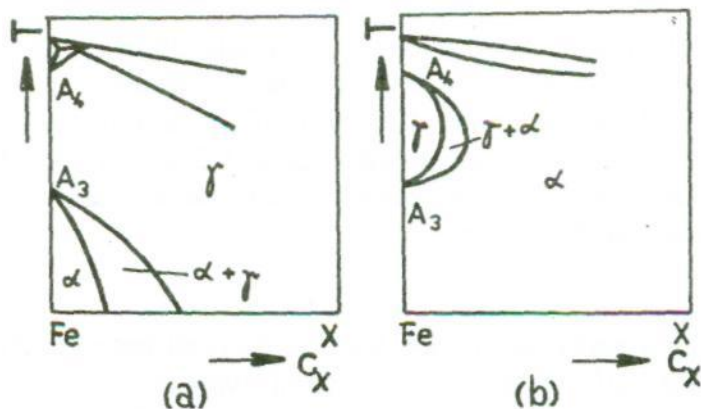
Podle vlivu prvků na výši teploty polymorfních přeměn železa můžeme přísadové prvky rozdělit na prvky austenitotvorné a feritotvorné.

Austenitotvorné prvky snižují teplotu A_3 a současně zvyšují teplotu A_4 . V důsledku toho se v binárním systému železo - příslušný přísadový prvek oblast austenitu otevírá (obr. 4-4a). Při vyšších obsahích takového přísadového prvku může teplota přeměny $\gamma \rightarrow \alpha$ a klesnout až pod teplotu okolí a ocel si zachová austenitickou strukturu i při teplotě okolí. Takovou ocel nazýváme austenitickou.

Feritotvorné prvky naopak zvyšují teplotu A_3 a snižují teplotu A_4 (obr. 4-4b). Při vyšších obsazeních těchto prvků se oblast γ zcela uzavře. Oceli s vyšším obsahem takového přísadového prvku neprodělávají při ohřevu polymorfní přeměnu $\alpha \rightarrow \gamma$. Ferit vznikající z taveniny je stálý až do teploty okolí. Takové oceli nazýváme feritickými.

Většina legujících prvků posunuje eutektický bod, eutektoidní bod a bod udávající maximální rozpustnost uhlíku v austenitu k nižšímu obsahu uhlíku. I při nižším obsahu uhlíku se tak může ve struktuře oceli objevit ledeburit.

Některé doprovodné prvky se slučují s uhlíkem - tvoří karbidy. Nazývají se prvky karbidotvorné (např. Cr, Mo, W, V, Ti). Prvky, které karbid ve slitinách železa netvoří, se nazývají nekarbidotvorné (grafitizační), např. Ni, Si.



Obr. 4-4 Schéma rovnovážného diagramu (a) železo - austenitotvorný prvek, (b) železo - feritotvorný prvek

Karbidotvorné prvky tvoří dva typy karbidů: a) jednoduché - karbid tvoří přísadový prvek s uhlíkem (TiC, Mo₂C apod.); b) komplexní přísadový prvek tvořící karbid může být zčásti nahrazen prvkem jiným $[(Cr, Fe)_{23}C_6]$

Za přítomnosti různých přísadových karbidotvorných prvků v oceli tvoří karbidy přednostně ten prvek, jehož afinita k uhlíku je nejvyšší.

Prvky nekarbidotvorné snižují stabilitu cementitu a podporují jeho rozpad na železo a grafit. Podporují tak vznik šedé litiny.

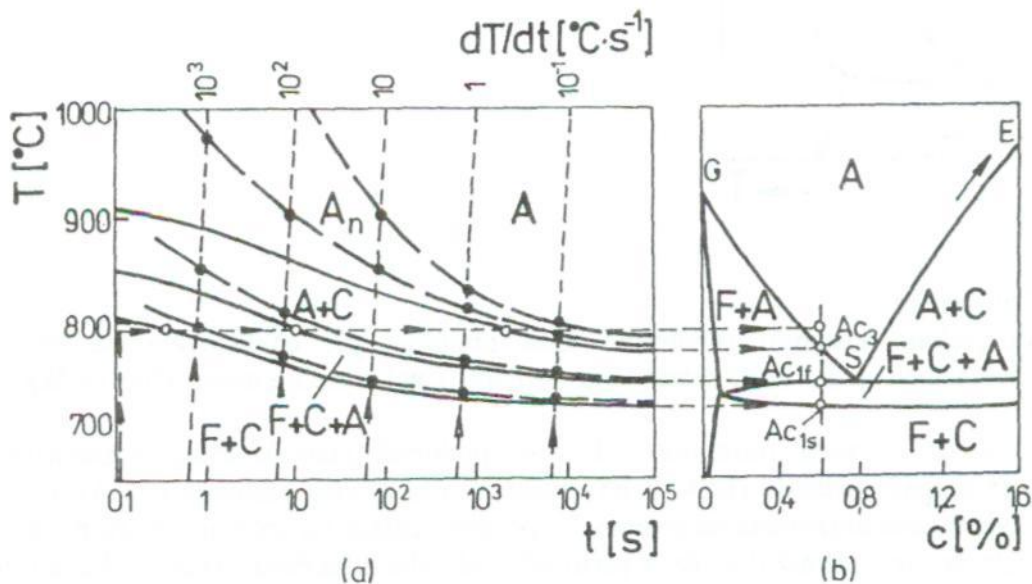
4.1.2 Fázové přeměny a změny vlastností

Dosud uvedené fázové přeměny, které probíhají ve slitinách železa (kap.4.1.1) a jednotlivé fáze, které vznikají při dosažení rovnovážného stavu jsou podmíněny dostatečně pomalými změnami teplot, umožňujícími tepelně aktivované děje. Tato kapitola pojednává o vlivu rychlosti teplotních změn, tj. rychlosti ohřevu nebo rychlosti ochlazování na kinetiku a mechanismus fázových přeměn a na vlastnosti nově vzniklých fází. Teoretické základy fázových přeměn (kap.2.5.2) jsou aplikovány na slitiny železa.

Austenitizace

Ve shodě s rovnovážným diagramem Fe-Fe₃C (obr.4-2) musí při ohřevu oceli nad teploty Ac_1 , Ac_3 a Ac_m dojít k *austenitizaci*. Podle Gibbsova fázového pravidla (2.10) probíhá při ohřevu eutektoidní přeměna v legovaných ocelích a v litinách v rozmezí teplot Ac_{1s} až Ac_{1f} (obr. 4-5). Při překročení teploty Ac_{1s} začíná přeměna perlitu na austenit a u podeutektoidních ocelí se v rozmezí teplot Ac_{1f} až Ac_3 postupně přeměňuje ferit na austenit. U nadeutektoidních ocelí se v rozmezí teplot Ac_{1f} až Ac_m postupně přeměňuje sekundární cementit na austenit. Tyto přeměny mají difuzní charakter, takže závisejí nejen na teplotě, ale také na času.

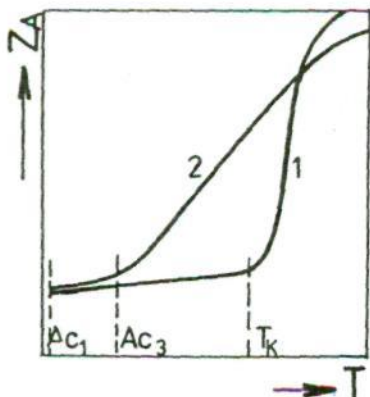
Kinetiku austenitizace můžeme rozdělit na *izotermickou a anizotermickou*. V prvním případě ohřejeme danou slitinu (v obr. 4-5 je uvažována podeutektoidní ocel) velmi rychle na zvolenou teplotu ležící nad Ac_{1s} , a sledujeme průběh fázových přeměn v závislosti na času. V obr. 4-5a byla zvolena teplota blízká 800 °C a příslušné teploty fázových přeměn jsou vyznačeny plnými čarami. Při anizotermické austenitizaci jde o ohřev určitou stálou rychlostí dT/dt a odpovídající teploty fázových přeměn jsou v obr. 4-5a nakresleny čárkovanými čarami. Je zřejmé, že průběh anizotermické a izotermické austenitizace se nejvíce liší při vysokých rychlostech ohřevu (krátkých dobách) v oblasti vysokých teplot.



Obr. 4-5 (a) Diagram izotermické (plné čáry) a anizotermické (čárkovaně) austenitizace podeutektoidní oceli (b) Část ternárního rovnovážného diagramu železo - uhlík - legující prvek (izokoncentrační řez pro malý obsah legujícího prvku) A - austenit, A_n - austenit nehomogenní, F - ferit, C - cementit

Pro *mechanismus austenitizace* je příznačné, že u ocelí a bílých litin začíná přeměnou perlitu. Zárodky austenitu vznikají na fázovém rozhraní feritu s cementitem uvnitř perlitických zrn. Růst zárodků a později nových zrn austenitu je řízen difúzí uhlíku z rozpouštějícího se cementitu do feritu, který pro svoji přeměnu na austenit musí nabýt koncentrace uhlíku odpovídající čáře SG v rovnovážném diagramu. U podeutektoidních ocelí následuje vznik zárodků austenitu na hranicích zrn mezi sousedními zrny feritu, tj. přeměna feritu v austenit. U nadeutektoidních ocelí se po přeměně perlitu v austenit dále rozpouští karbidy (cementit i karbidy legujících prvků). Tento děj závisí na difúzi uhlíku v austenitu, při čemž se ustavuje rovnováha podle čáry SE v příslušném rovnovážném diagramu. Po přeměně feritu na austenit u podeutektoidních ocelí nebo po rozpuštění cementitu (karbidů) v austenitu nadeutektoidních ocelí je vzniklý austenit ještě nehomogenní z hlediska chemického (nikoliv fázového) složení, neboť v něm existují nevyrovnané koncentrační rozdíly.

Vlastnosti austenitu jsou podmíněny jeho chemickým složením (včetně homogenity) a velikostí zrna. S rostoucí teplotou a dobou ohřevu roste homogenita austenitu, ale roste i velikost jeho zrna. Zatímco prvá změna vlastností je z hlediska dalšího zpracování oceli příznivá, je hrubé austenitické zrno příčinou zmenšení pevnosti i houževnatosti. Podle náchylnosti k hrubnutí austenitického zrna při ohřevu rozdělujeme oceli na jemnozrné a hrubozrné (obr. 4-6). Jemnozrné oceli obsahují karbidy nebo karbonitridy určitých legujících prvků, které brání hrubnutí austenitického zrna až do určité teploty T_k , při níž se začínají rozpouštět. Podobně působí i AlN v těch ocelích, které byly během metalurgického procesu uklidněny (desoxidovány) hliníkem.



Obr. 4-6 Schéma závislosti velikosti austenitického zrna na teplotě austenitizace pro jemnozrnou (1) a pro hrubozrnou (2) podeutektoidní ocel

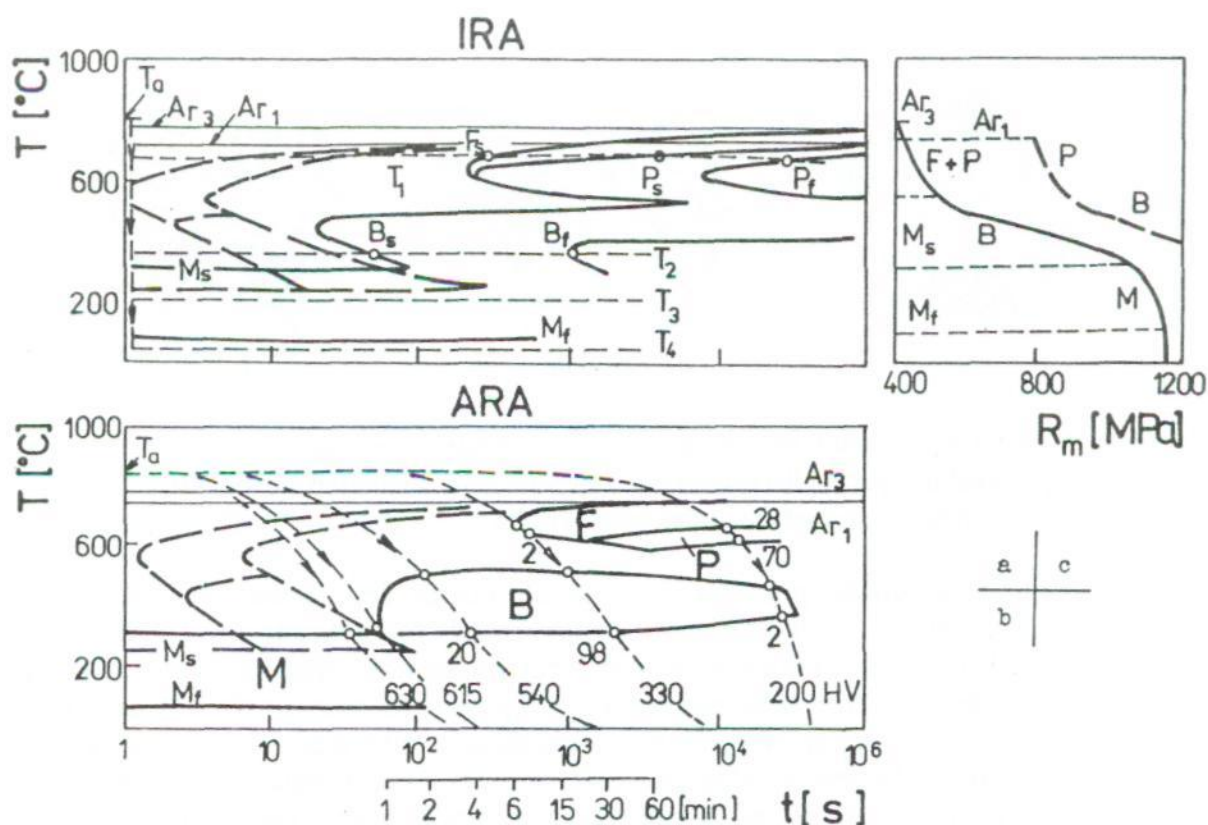
Rozpad austenitu

Rozpadem austenitu rozumíme jeho přeměnu při ochlazování na rovnovážné strukturní složky (perlit, ferit, sekundární cementit) nebo na nerovnovážné složky (bainit, martensit).

Kine tiku rozpadu austenitu dělíme, podobně jako kinetiku austenitizace, na *izotermický* rozpad austenitu (IRA) nebo *anizotermický* rozpad austenitu (ARA). Při IRA se slitina předem austenitizovaná na teplotě T_a prudce ochladí na určitou teplotu nižší než Ar_3 resp. Ar_{cm} nebo Ar_1 , při níž dochází k přeměně v závislosti na času. ARA je charakterizován plynulým ochlazováním určitou rychlostí. Příslušné transformační diagramy jsou na obr. 4-7. Rovnovážné strukturní složky vznikají nad teplotou asi 550 °C, a to jak izotermický, tak i anizotermický. Nerovnovážné strukturní složky vznikají pod touto teplotou. V *diagramu IRA* jsou zakresleny dvojice téměř ekvidiskantních čar, z nichž levá udává počátek přeměny a pravá její konec. Teplota M_s (martensit start) leží výše, teplota M_f (martensit finish) níže. Izotermická kinetika se řídí vztahem (2.29) a je nejrychlejší pro eutektoidní ocel při teplotě

asi 550 °C, kdy přeměna austenitu na perlit je ukončena za několik sekund. Při vyšších teplotách (např. při T_1) probíhá tato přeměna pomaleji. Při nižších teplotách, ale také nad M_s (např. při T_2) dochází k přeměně austenitu na bainit. Obě přeměny začínají po určité inkubační době. Martensit vzniká z austenitu v intervalu teplot M_s až M_f .

Některé legující prvky (typicky Cr) oddělují oblast perlitické přeměny od bainitické přeměny (obr. 4-7). U podeutektoidních ocelí předchází perlitické přeměně rozpad austenitu na ferit, u nadeutektoidních ocelí předchází vznik sekundárního cementitu nebo karbidů legujících prvků. Podle obr. 4-7a se v dané podeutektoidní legované oceli začíná austenit rozpadat při teplotě T_f na ferit (bod F_s) a později na perlit (bod P_s); feritická přeměna končí v bodě P_s , perlitická přeměna končí v bodě P_f . Analogické body jsou pro bainitickou přeměnu při teplotě T_2 označeny jako B_s a B_f . Ochladíme-li prudce ocel na teplotu T_3 ležící mezi M_s a M_f , přemění se na martensit jen část austenitu (obr. 2-36). Po ochlazení na teplotu $T_4 < M_f$ je martensitická přeměna nejrozsáhlejší a podíl zbytkového austenitu minimální.

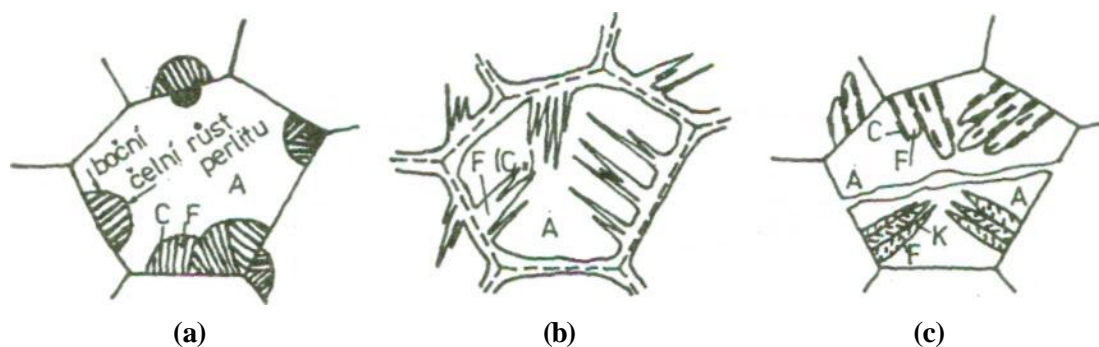


Obr. 4-7 Diagram IRA (a) a ARA (b) pro podeutektoidní legovanou ocel (plné čáry) a pro eutektoidní uhlíkovou ocel (čárkovaně). Pevnost strukturalních složek vzniklých při IRA ve výše uvedených dvou ocelích (c)

V diagramu ARA mají čáry udávající počátek a konec rozpadu austenitu poněkud odlišný tvar a polohu než v diagramu IRA. S výjimkou teplot M_s a M_f lze o nich říci, že jsou posunuty k nižším teplotám a delším časům. Na obr. 4-7b je zakresleno pět rychlostí ochlazení a u jejich průsečíků s křivkami konce různých přeměn austenitu jsou připsána čísla, označující podíl nové strukturalní složky. Tak např. při vyznačené nejmenší rychlosti ochlazení vznikne v uvažované podeutektoidní legované oceli 28 obj. % feritu, 70 %

perlitu a 2 % bainitu; výsledná směs strukturních složek má tvrdost 200 HV. Zvláštní význam mají následující dvě rychlosti ochlazování. První z nich odděluje rychlosti ochlazování, při kterých vznikají rovnovážné strukturní složky od ostatních větších rychlostí, při nichž vznikají pouze nerovnovážné strukturní složky (bainit a martensit), tedy ty, které jsou nutné k získání oceli. Tuto rychlost ochlazování nazýváme *dolní mezní rychlostí zakalení* a na obr. 4-7b je to ta, které se zleva dotýká oblasti feritické přeměny a přibližně dává tvrdost 330 HV. V eutektoidní oceli a v jiných ocelích, ve kterých bainitická přeměna nevyhnutelně předchází perlitická přeměna, bývá dolní mezní rychlost zakalení definována na základě nejvyššího přípustného podílu perlitu (obvykle 50 obj. %). *Horní mezní rychlost zakalení* je taková nejmenší ochlazovací rychlost, od níž dochází pouze k martensitické přeměně, takže se v diagramu ARA zleva dotýká oblasti bainitické přeměny.

Mechanismus rozpadu austenitu je velmi rozmanitý a závisí na charakteru růstových dějů, které mohou být tepelně aktivované s přenosem hmoty na dlouhé vzdálenosti (při vzniku feritu, perlitu, sekundárního cementitu) nebo s přenosem hmoty na krátké vzdálenosti (při vzniku bainitu), ale růst martensitu je dokonce atermální (kap. 2.5.2).



Obr. 4-8 Schéma strukturních složek vznikajících rozpadem austenitu

(a) lamelami perlit, (b) proeutektoidní ferit nebo sekundární cementit, (c) horní bainit (nahore) a dolní bainit (dole)

Perlitická eutektoidní přeměna je zpravidla nukleována na hranicích zrn austenitu (obr. 4-8a), kde nejprve vznikne zárodek feritu u podeutektoidních ocelí nebo zárodek cementitu u nadeutektoidních ocelí, který začne růst směrem do středu zrna austenitu (čelní růst). Vznikem zárodka feritu nebo cementitu se v jeho okolí austenit obohatí nebo ochudí uhlíkem, čímž se vytvoří příznivé podmínky pro nukleaci druhé fáze. I tato druhá fáze čelně roste, čímž střídavě vedle sebe vznikají deskovité krystaly feritu a cementitu a tvoří lamelami perlit. Jeho čelní růst je řízen difúzí uhlíku v austenitu a boční růst hlavně opakovanou nukleací. Tloušťka desek (lamel) feritu je větší než tloušťka desek cementitu a obě tloušťky či jejich mezilamelární vzdálenosti jsou přímo úměrné teplotě, při které perlit vznikl. Jedno austenitické zrn se rozpadne na více zrn perlitu.

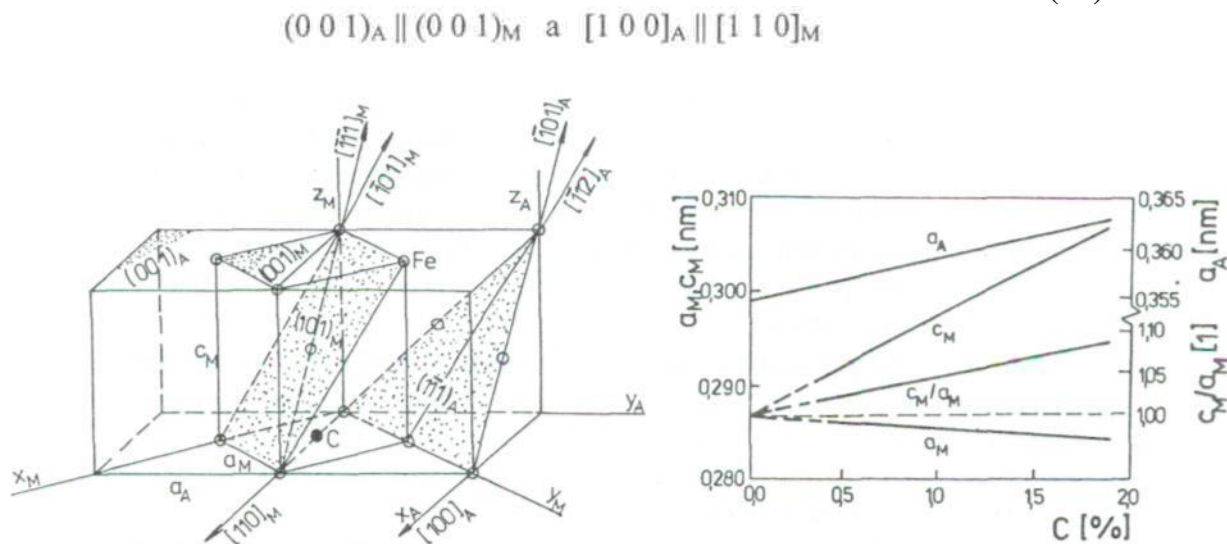
Proeutektoidní přeměny v ocelích, tj. vznik proeutektoidního feritu nebo sekundárního cementitu, jsou rovněž nukleovány na hranicích zrn austenitu (obr. 4-8b). Při malém přechlazení nebo pomalém ochlazování uvedené fáze rostou výhradně podél hranic zrn austenitu až vytvoří spojitě lemování (síťoví). Uhlík, který je ve feritu jen málo rozpustný, musí difundovat do středu austenitických zrn, když na jejich hranicích vzniká ferit, nebo naopak ze středu zrn ke hranicím, když na nich vzniká sekundární cementit. Při zvýšeném přechlazení nebo při zrychleném ochlazování však na difúzi uhlíku není dostatek času a to zejména tehdy, jsou-li difúzní dráhy uhlíku dlouhé (hrubé zrn austenitu). Potom ze síťoví na hranicích zrn začnou směrem do středu zrn vyrůstat desky nebo jehlice proeutektoidní fáze.

Taková struktura se nazývá *Widmannstättenova*. Původně byla pozorována v meteorickém železe, ale daleko častěji se s ní setkáváme v odlitcích nebo svarových spojích hrubozrnných ocelí se středním obsahem uhlíku.

Bainitickou přeměnou vzniká směs laťkovitého (jehlicovitého) feritu a disperzního deskovitého karbidu železa, pozorovatelného jen elektronovým mikroskopem. Austenit transformuje na bainitický ferit, který má tetragonální tělesně středěnou krystalovou mřížku, je několikanásobně přesycen uhlíkem a jeho vznik je provázen povrchovým reliéfem. Čelní růst bainitického feritu je značně rychlejší než jeho boční růst, ale je celkově pomalý, protože je řízen difúzí uhlíku od postupujícího fázového rozhraní směrem do austenitu. *Horní bainit*, který vzniká při vyšších teplotách, se vyznačuje laťkovou morfolofií feritu a většími částicemi cementitu orientovanými do směru čelního růstu (obr. 4-8c); tyto částice jsou nukleovány v uhlíkem obohaceném austenitu. *Dolní bainit* vzniká při nižších teplotách a má jehlicovitou morfolofii feritu s menšími částicemi přechodného karbidu ϵ (Fe_2C), které svírají se směrem čelního růstu přibližně úhel 60° (obr. 4-8c); jsou nukleovány ve feritu na poruchách krystalové mřížky.

Mechanismus martensitické přeměny je atermální (bezdifuzní) a je charakterizován koordinovaným přeskupením atomů železa na vzdálenosti menší než jsou velikosti parametrů krystalové mřížky, při kterém se (a) k.p.s. mřížka austenitu přemění na tetragonální tělesně středěnou mřížku martensitu, (b) polyedrické krystaly austenitu přemění na laťkové nebo diskové krystaly martensitu, (c) na volném povrchu objeví reliéf. Změnu krystalové mřížky si můžeme představit jako specifickou deformaci, při které mezi mřížkou austenitu a mřížkou martensitu platí určité krystalografické orientační vztahy, které poprvé popsal Bain (1924) - viz obr. 4-9 ve tvaru

(4.4)



Obr. 4-9 (vlevo) Krystalografické orientační vztahy mezi mřížkou austenitu a martensitu (jsou vyznačeny jen některé polohy atomů železa a uhlíku)

Obr. 4-10 (vpravo) Mřížkové parametry austenitu a martensitu v závislosti na obsahu uhlíku

Podle Baina si v k.p.s. mřížce můžeme představit t.t.s. mřížku, ovšem při pootočených souřadných osách x a γ kolem osy z . Pro parametry obou elementárních buněk platí $a_M = (1/\sqrt{2}) \cdot a_A$ a $c_M = a_A$ takže tetragonalita $(c/a)_M = 1,41$. Protože skutečně pozorovaná tetragonalita závisí na obsahu uhlíku a je menší než 1,41 (obr. 4-10), navrhl Bain, že martensitická přeměna se jednoduše uskuteční stlačením ve směru osy z a roztažením ve směrech os x a γ . Obr. 4-9 ilustruje i další orientační vztahy :

$$(1 \bar{1} 1)_A \parallel (1 0 1)_M \quad a \quad \left\langle \begin{array}{l} [\bar{1} 0 1]_A \parallel [\bar{1} \bar{1} 1]_M \\ [\bar{1} 1 2]_A \parallel [\bar{1} 0 1]_M \end{array} \right. \quad (4.5a)$$

$$(4.5b)$$

prokázané rentgenovými difrakčními metodami v ocelích. Vztahy (4.5a), které se od (4.4) liší jen nevýrazně, vzniknou dvěma smykovými deformacemi.

Struktura krystalů martensitu závisí v ocelích na obsahu uhlíku. U nízkouhlíkových ocelí je laťková a dislokační, ale u vysokouhlíkového martensitu je koherentní nebo polokoherentní. Krystaly martensitu velmi rychle rostou (řádově rychlostí 10^3 m.s^{-1}) ze zárodků, kterými jsou poruchy krystalové mřížky austenitu.

Objemová změna při austenitické přeměně je 4,3 % (má-li ocel 1 % C), což znamená, že v austenitickém okolí rostoucího martensitického krystalu se vytvoří silné napěťové pole bránící další přeměně. Martensitická přeměna v ocelích tedy není úplná, netransformovaná fáze se nazývá zbytkový austenit. Při přerušení ochlazování se austenit stabilizuje (obr. 2-36) difúzí atomů uhlíku a dusíku a jejich interakcí s dislokacemi, jejichž další pohyb, nutný k pokračování přeměny, je pak obtížný. Velký měrný objem martensitu a velká rychlost jeho růstu vedou k výraznému povrchovému reliéfu.

Martensitická přeměna se uskutečňuje v rozmezí teplot M_s až M_f , které závisejí na chemickém složení oceli:

$$M_s = 530 - 415.C + 90.C^2 - 35.Mn - 30.Cr - 20.Ni - 15.W - 10.Mo \quad (4.6)$$

$$M_f = 350 - 475.C - 33.Mn - 21.Mo - 17.(Cr + Ni) \quad (4.7)$$

Ve vztazích (4.6) a (4.7) se za jednotlivé chemické prvky dosazuje jejich obsah hmotn. %. Plastickou deformací austenitu se teplota M_s zvyšuje až na mezní hodnotu M_d .

Pro změny mechanických vlastností při rozpadu austenitu na bainit a martensit je příznačné zvýšení pevnosti, ale snížení plasticity a houževnatosti oproti feriticko-perlitickým strukturám s tím, že bainit je houževnatější než perlit. Zvětšení pevnosti s klesající teplotou IRA je znázorněno na obr. 4-7c, z něhož je patrný významný přírůstek pevnosti v oblasti bainitické přeměny. V oblasti teplot transformace austenitu na ferit a perlit závisejí výsledné mechanické vlastnosti na poměru obou strukturních složek, velikosti jejich zrna a na mezilemelární vzdálenosti v perlitu.

Ferit je málo pevná a plastická fáze, jejíž pevnost je nepřímou úměrnou velikosti zrna. Pevnost perlitu je dána tvarem a velikostí cementitu : je-li lamelami, je pevnost perlitu nepřímou úměrnou mezilamelární vzdálenosti, která se zmenšuje s klesající teplotou IRA nebo rostoucí rychlostí ochlazování při ARA; když je však cementit sferoidizován, má globulární perlit menší pevnost a větší plasticitu než perlit lamelami.

V oblasti martensitu je pro mechanické vlastnosti rozhodující obsah uhlíku a podíl zbytkového austenitu.

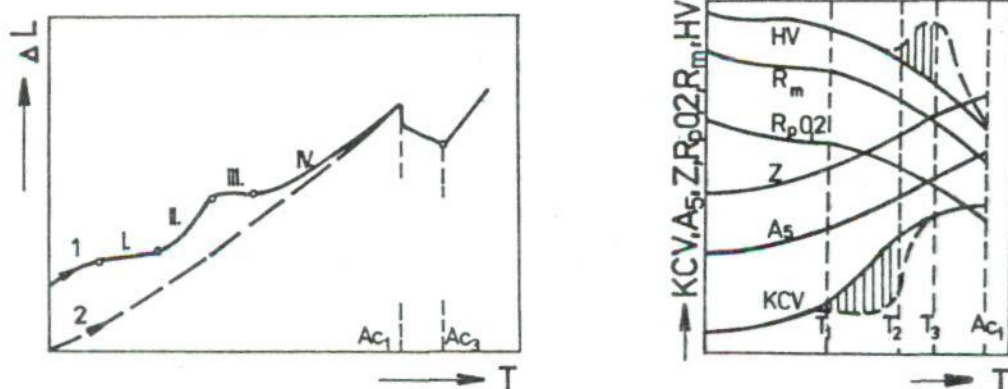
Rozpad martensitu

Kříženému rozpadu martensitu dochází při tepelném zpracování, které se nazývá popouštění (kap.4.3.4). Protože popouštění následuje po kalení, a když martensitická přeměna je neúplná, rozpadá se při popouštění na dostatečně vysokou teplotu vedle martensitu také zbytkový austenit. Rozpad martensitu je precipitačním rozpadem metastabilního značně přesyceného tuhého roztoku uhlíku v železe a a řídí se obecnými zákonitostmi precipitace zmíněnými v kap. 2.5.

Rozpad martensitu v ocelích se obvykle dělí do čtyř stadií, která se však částečně překrývají. V prvním stadiu, při ohřevu asi do $150 \text{ }^\circ\text{C}$, se přeměňuje tetragonální martensit na

kubický tím, že se z přesyceného martensitu uvolňuje uhlík, který precipituje jako přechodový karbid ϵ , jehož chemický vzorec je přibližně Fe_2C -je tedy bohatší uhlíkem než cementit. Ve druhém stadiu (200 až 300 °C) se zbytkový austenit přeměňuje na *bainit*. Ve třetím stadiu (nad 250 °C) vzniká *cementit* Fe_3C a zotavením se nízkouhlíkový (uhlíkem ochuzený) martensit mění na ferit. V posledním, čtvrtém stadiu (nad 500 °C) rekrystalizuje ferit a hrubne cementit, čímž vzniká *sorbit* a při teplotách pod A_1 *globulární perlit*. U legovaných ocelí precipitují ve feritu *speciální karbidy* legujících prvků (M₂₃C₆, M₂C, MC aj.).

Jednotlivá stadia rozpadu martensitu se obvykle sledují nebo v technické praxi uskutečňují při izotermických podmínkách. Při kontinuálním ohřevu lze tato stadia dobře rozlišit podle délkových změn na dilatometrickém záznamu (obr. 4-11). Snížení tetragonality se projeví mírným zmenšením objemu (délky) vzhledem k jeho teplotní závislosti u nekalené oceli. Zbytkový austenit má nejmenší měrný objem ze všech strukturních složek, takže jeho rozpad se musí projevit zvětšením objemu. Dalšími přeměnami se objem v různé míře zmenšuje a při dilatometrických rychlostech ohřevu (jednotky °C za min.) se postupně blíží křivce pro ohřev nekalené oceli.



Obr. 4-11 (vlevo) Absolutní dilatometrická křivka pro zakalenou (1) a vyžíhanou (2) podeutektoidní ocel

Obr. 4-12 (vpravo) Schéma změn mechanických vlastností při popouštění oceli

Změny mechanických vlastností při rozpadu austenitu, který byl vyvolán ohřevem, celkově směřují ke snížení pevnosti a ke zvýšení plasticity a houževnatosti (obr. 4-12). Tyto protichůdné tendence se při popouštění optimalizují pro daný účel použití výrobku. Z uvedených celkových tendencí vybočují změny mechanických vlastností související jednak s popouštěcí křehkostí, jednak s tzv. druhou tvrdostí.

Popouštěcí křehkost se projevuje v závislosti na teplotě popouštění tím, že vrubová houževnatost nebo lomová houževnatost mají v určitém intervalu teplot (na obr. 4-12 mezi teplotami T_1 a T_2) nízké hodnoty. Popouštěním při uvedených teplotách vzniká izotermická složka popouštěcí křehkosti. Některé oceli však mohou zkréhnout i když je popouštíme na teplotu vyšší než T_2 a pak je v rozmezí teplot T_2 až T_1 pomalu ochlazujeme. Tímto způsobem vznikla anizotermická složka popouštěcí křehkosti, která je, na rozdíl od izotermické složky, odstranitelná novým ohřevem nad teplotu T_2 a dostatečně rychlým ochlazením. Příčin popouštěcí křehkosti je více, ale hlavní příčinou je segregace nečistot (P, S, Sb, Sn) na hranice původních austenitických zrn podporovaná některými legujícími prvky nebo jejich kombinacemi (Cr-Mn, Cr-Ni).

Druhá tvrdost se projevuje v závislosti na teplotě popouštění růstem tvrdosti v určitém intervalu teplot (na obr. 4-12 mezi teplotami T_2 a T_3). Popouštěním některých legovaných

oceli při uvedených teplotách dochází ve dříve označeném čtvrtém stadiu popouštění k precipitaci speciálních karbidů, která je příčinou vytvrzení neboli precipitačního zpevnění. To se projeví i na ostatních mechanických vlastnostech, ale tyto změny nejsou v obr. 4-12 zakresleny. Druhá tvrdost může převýšit tvrdost v čerstvě zakaleném stavu (první tvrdost) a neklesá při zvýšených provozních teplotách, pokud jsou nižší než byla teplota popouštění.

4.1.3 Oceli

4.1.3.1 Nelegované oceli

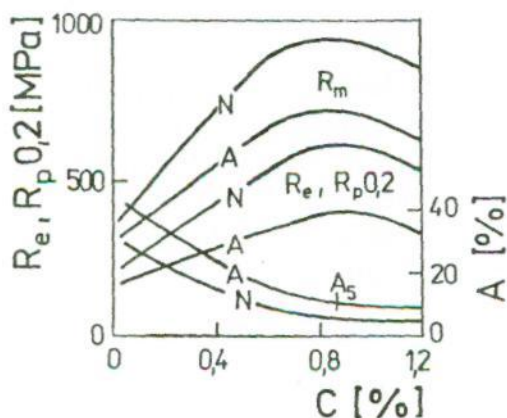
Slitiny železa s uhlíkem, v nichž obsah dalších prvků nepřekračuje konvenčně stanovené meze, a které lze ohřevem zcela austenitizovat, se označují jako nelegované oceli. Podle rovnovážného diagramu Fe-Fe₃C (obr. 4-2) je při teplotě okolí mikrostruktura podeutektoidních ocelí feriticko-perlitická, u eutektoidní oceli s 0,8 % C pouze perlitická a nadeutektoidní oceli (do 2 % C) jsou perliticko-cementitické. Podeutektoidní oceli se obvykle používají ke konstrukčním účelům, nadeutektoidní oceli na nástroje.

Mechanické a technologické vlastnosti nelegovaných ocelí ovlivňuje rozhodujícím způsobem obsah uhlíku. Zatímco pevnostní charakteristiky se s rostoucím obsahem uhlíku zvyšují, plasticita a houževnatost klesají (obr. 4-13) a zhoršuje se tvařitelnost, svařitelnost i obrobitelnost. Na celkovou jakost nelegovaných ocelí mají také vliv doprovodné prvky (Mn a Si), nečistoty (S a P) a metalurgická čistota (plyny a vměstky) - kap. 4.1.1. Podle jakosti rozdělujeme nelegované oceli do tří skupin : na oceli obvyklé jakosti, jakostní a ušlechtilé (ČSN EN 10020).

Označování nelegovaných ocelí podle ČSN EN 10027 je alfanumerické. Základní symboly u tvářených ocelí tvoří písmeno charakterizující účel použití a tři nebo čtyři číslice udávající min. mez kluzu (např. pro oceli na konstrukce S235 či na strojní součásti E335) nebo mez pevnosti v MPa (např. pro oceli na kolejnice R0900). V označení ocelí na odlitky se předsazuje písmeno G, tedy např. GE335.

U ušlechtilých ocelí se vyznačuje obsah uhlíku v setinách % a účel použití např. C120U značí 1,20 % C, nástrojová.

Nelegované oceli obvyklých jakostí nejsou určeny k tepelnému zpracování, ale mohou se žíhat (kap.4.3.4.1). Mají předepsaný max. obsah C (0,1 %), P a S (0,045 %) v tavbě a minimální mechanické vlastnosti v nezpracovaném nebo normalizačně žíhaném stavu (např. min. $R_m \ll 235$ MPa) - tab. 4-II. Nejsou u nich předepsány žádné další jakostní charakteristiky (např. tvařitelnost).



Obr. 4-13 Mechanické vlastnosti nelegovaných ocelí po normalizačním žíhání v závislosti na obsahu uhlíku

Nelegované jakostní oceli charakterizuje větší pečlivost při výrobě, nemají však předepsanou metalurgickou čistotu a nemusí mít rovnoměrnou odezvu na tepelné zpracování. Vzhledem k vyššímu namáhání oproti ocelím obvyklé jakosti však na ně

mohou být kladeny dodatečné požadavky např. tvařitelnost, mez kluzu při zvýšených teplotách, houževnatost aj.

Do této skupiny ocelí jsou zařazeny následující oceli

- pro ocelové konstrukce (označené podle EN písmenem S) včetně ocelí pro tlakové nádoby (P podle EN), např. oceli S355N a P265GH v tab.4-II,
- na ploché výrobky k tažení (H) nebo žárovečné (P), např. ocel P265GH,
- se zvláštními požadavky na tvařitelnost (D) nebo obrobiteľnosť - tzv. automatové oceli (viz kap.4.1.1), vliv síry),
- pro výtěž do betonu (B) a na kolejnice (R).

Tabulka 4-II Vybrané nelegované oceli

Skupina ocelí	Označení		Mechanické vlastnosti			Použití
	ČSN	ČSN EN	Re [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	
obvyklé jakosti	10370.0	S235	235	360 až 510	27	ocelové konstrukce strojní součásti
	11600.1	E335N	335	588 až 706	14	
jakostní	11418.1	P265GH	265	400 až 490	29	tlakové nádoby ocelové konstrukce
	11523.1	S355N	355	470 až 630	22	
ušlechtilé	12023.4	C15E	295	490 až 740	14	k cementování k zušlechťování na pružiny na nástroje
	12050.6	C45E	430	650 až 800	16	
	12081.8	C75S	1470	1785 až 1960	2	
	19221.4	C120U	-	64HRC	-	

Pozn. : (1) Hodnoty Re, A₅ a HRC jsou minimální

(2) Označení ČSN : .0 = tepelně nezpracováno, .1 = normalizačně žíháno, .4 = kaleno a popuštěno při nízkých teplotách, .6 = zušlechťeno na dolní pevnost, .8 = zušlechťeno na horní pevnost

(3) Označení EN : (a) písmena před numerickým znakem - viz text

(b) písmena za numerickým znakem : N = normalizačně žíháno nebo řízené válcováno, E = předepsaný max. obsah síry, G = jiné charakteristiky, H = vysoké teploty, S = na pružiny, U = nástrojové

Nelegované ušlechtilé oceli mají vyšší stupeň metalurgické čistoty. Požadovaných zpracovatelských nebo užitných vlastností ve zúžených mezích se dosahuje přesným stanovením chemického složení. Tyto oceli jsou většinou určeny k cementování či k zušlechťování nebo povrchovému kalení a mají na tepelné zpracování rovnoměrnou odezvu.

Do této skupiny také patří oceli s požadavky

- na nárazovou práci v zušlechťeném stavu nebo KV.50 °C > 27 J (podélné vzorky),
- na hloubku zakalené vrstvy nebo na povrchovou tvrdost po kalení a případném popuštění,
- na zvláště nízký obsah nekovových vměstků,
- na maximální obsah fosforu a síry (< 0,025 % v hotovém výrobku),

a dále oceli pro

- jaderné reaktory s vymezením obsahu Cu < 0,10 %, Co < 0,05 %, V < 0,05 %,
- řízené válcování, obsahující mikrolegury (V, Ti, Nb),
- předpínací výztuž do betonu.

Oceli k cementování mají nízký obsah uhlíku (do 0,3 %) podle požadované pevnosti jádra po zakalení a popuštění na nízkou teplotu (tab. 4-II).

K zušlechťování a k povrchovému kalení se používají oceli se středním obsahem uhlíku (0,4 až 0,6 %), jejichž martensit v povrchové vrstvě je již dostatečně tvrdý, ale jejichž

neprokalené jádro je ještě přiměřeně houževnaté. Povrchově kalené výrobky jsou odolné proti opotřebení.

Nelegované oceli mají malou prokalitelnost (do průměru výrobku 30 až 40 mm), což je sice vítáno při povrchovém kalení, ale je nedostatkem z hlediska zušlechťování. Prokalitelnost těchto ocelí se zvyšuje malou přísadou bóru (tisíciný %). Jestliže se zušlechťením oceli s 0,45 % C (bez bóru) na dolní pevnost dosahuje $R_m \approx 700$ MPa (tab. 4-III), potom ocel s bórem po zušlechťení na horní pevnost, tj. po popuštění na nižší teplotu, má podle průměru výrobku $R_m = 1000$ až 1100 MPa. Na horní pevnost se ovšem zpravidla zušlechťují jen oceli na pružiny s vysokým obsahem uhlíku, např. ocel C75S, a tedy i s vysokými pevnostními vlastnostmi. Nadeutektoidní nástrojové oceli, např. ocel C120U v tab. 4-III, mají po zakalení vysokou tvrdost, kterou však popuštěním nebo ohřevem v provozu rychle ztrácejí.

Oceli pro řízené válcování jsou feriticko-perlitické oceli, které obsahují jeden nebo více mikrolegujících prvků (V, Nb, Ti), vytvářejících jemné karbonitridy precipitující jak vaustenitu, tak i ve feritu. Tyto precipitáty brání hrubnutí austenitického zrna při rozpouštěcím žihání (1050 až 1300 °C), zpomalují odpeňovací děje (zotavení a rekystalizaci - kap. 2.6.4) během tváření za tepla a působí precipitační zpevnění ve feritu, ke kterému dochází při ochlazování z do válcovacích teplot (obvykle mezi A_{r3} a A_{r1}) nebo při následném vysokoteplotním popuštění (navíjení) plechu. Řízené válcování je druhem vysokoteplotního tepelně-mechanického zpracování, kterým se zvyšuje mez kluzu i tažnost u ocelí jemnozrnných se zaručenou svařitelností. Ta je podmíněna nízkým obsahem uhlíku i dalších prvků, což vyjadřuje uhlíkový ekvivalent

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (4.8)$$

který musí být menší než 0,45 %.

Nelegované ušlechtilé *nástrojové oceli*, určené na řezné nebo tvářecí nástroje, jsou zpravidla nadeutektoidní (tab. 4-II), tedy perliticko-cementitické, ale na ruční nástroje a nářadí nebo na cementované formy nebo měřidla se používají také podeutektoidní oceli, které jsou ekvivalentní ušlechtilým konstrukčním ocelím, a také se stejně tepelně zpracovávají. Nadeutektoidní oceli se kalí z 740 až 780 °C do vody a popuštějí se na 100 až 250 °C. Jejich malá prokalitelnost brání nežádoucímu snížení houževnatosti jádra. Používají se na nástroje pro obrábění dřeva a na méně namáhané nástroje pro tváření za studena.

4.1.3.2 Legované oceli

Legované jakostní oceli

Mají úzce vymezené chemické složení na nízkém stupni legování zejména v podskupině svařitelných jemnozrnných ocelí pro ocelové konstrukce a tlakové nádoby (např. u Cr, Cu, Ni < 0,5 % pro každý prvek). Nejsou všeobecně určeny k zušlechťování nebo povrchovému kalem, ale mají vyšší minimální mez kluzu 420 nebo 460 MPa. Uvedené hodnoty se však vztahují pouze k malým průměrům nebo tloušťkám polotovarů a snižují se s rostoucími příčnými rozměry. Ocelové konstrukce vystavené působení nízkých teplot se vyrábějí z normalizačně žíhaných a vysokopopuštěných ocelí, které mají vřehovou houževnatost zaručenou do -20 °C (v podélném směru KV min. 40 J).

Ocelové konstrukce, na které působí znečištěné městské či průmyslové atmosféry, se hotoví z jakostních ocelí nízkolegovaných prvky např. Cr, Cu, Ni a P, neboť při tomto

chemickém složení na jejich povrchu vzniká během několika let ochranný povlak a korozní úbytky jsou zanedbatelné (um za rok). Tyto oceli, známé u nás pod označením ATMOFIX, se tepelně nezpracují nebo se normalizačně žihají a mají Re min. 335 až 355 MPa.

Do skupiny legovaných jakostních ocelí také patří křemíkové oceli se zvláštními požadavky na elektrické a magnetické vlastnosti (viz kap. 3.3.2). Tyto oceli s obsahem Si < 4,5 % nutným k potlačení wattových ztrát vznikajících vířivými proudy, ale zhoršujícím tvařitelnost, se používají na transformátorové nebo dynamové plechy (tab. 4-III). Za tepla válcované plechy (Et) mají strukturu a vlastnosti neorientované (izotropní), kdežto za studena válcované plechy jsou buď izotropní (Ei) nebo orientované (Eo). Orientované transformátorové plechy mají texturu {110} <100>.

Tabulka 4-III Vybrané legované oceli

Skupina ocelí	Označení		Mechanické vlastnosti			Použití
	ČSN	EN	Re [MPa]	Rm [MPa]	A ₅ [%]	
jakostní	13220.5	S420N	420	590 až 740	20	ocelové konstrukce
	Et 300-50	M300-50A	180	min. 330	27	dynamové plechy
ušlechtilé	14220.4	16MnCr5	590	785	10	cement, strojní souč.
	14340.6	35CrA16	590	785 až 930	15	nitrid, strojní souč.
	15222.5	16CrMoCu	520	590 až 790	18	ocelové konstrukce
	16440.7	35NiCr14	785	930 až 1080	12	zušlecht. strojní souč.
	17240.4	X5CrNi 18-10	190	490 až 690	50	nerozavěšovací výrobky
	17125.2	X10CrA113	300	490 až 690	15	žárovzdorné výrobky
	15128.5	14CrMoV63	360	490 až 690	17	žáropevné výrobky
	14109.3	100Cr6	440	610 až 730	18	valivá ložiska se zvi.
	17436.9	X40MnCr18	790	980	15	fyzik, vlast, nástroje
	19437.7	X190CrWV12		HRC min. 60		rychlořezné nástroje
	19830.7	X80WM0		HRC min. 62		
	CW6-5-4					
	HS6-5-1					

Pozn. : (1) Hodnoty Re a A₅ jsou minimální

(2) Označení ČSN : .2 = žiháno, .3 = žiháno na měkko, .5 = normalizačně žiháno a popuštěno, .7 = zušlechtěno na střední pevnost, .9 = tepelně zpracováno podle zvláštního ujednání, ostatní číslice viz tab. 4-II.

(3) Označení EN : (a) písmeno před numerickým znakem : M = plechy a pásy pro elektrotechniku,

X = legované oceli (jeden prvek min. 5 %), ostatní písmena viz text (b) číslice za značkami prvků: legované oceli (jeden prvek pod 5 %) : čtyřnásobek obsahu Cr, Co, Mn, Ni, Si, W a desetinásobek obsahu Al, Cu, Mo, Nb, Ti, V, Zr legované oceli (jeden prvek min. 5 %) : střední obsah leg. prvků (podle klesajícího obsahu)

Do této skupiny se dále řadí oceli pro náročné tváření plechů za studena, které jsou legovány B, Nb, Ti, V či Zr. Tyto mikrolegující prvky vytvářejí v oceli intersticiální fáze, které brzdí rekrytalizaci austenitu při tváření oceli za tepla a způsobují vznik určitého druhu rekrytalizační textury feritu po tváření za studena. Ku zvýšení hlubokotažnosti a součinitele normálové anizotropie vede textura {111} <110 > nebo {111} <112 >.

V automobilovém průmyslu se na součásti podvozků používají jakostní oceli nízkolegované Mn, Mo, V, které mají dvoufázovou *feriticko-martensitickou* mikrostrukturu.

Podíl martensitu (10 až 35 %), který se získá kalením z teploty mezi Ac1 a AC3 nebo řízeným válcováním, zabezpečuje vyšší pevnosti (600 až 700 MPa) při nižší a nevýrazné mezi kluzu a velké tažnosti.

Legované ušlechtilé oceli

Na zpracovatelské anebo užité vlastnosti těchto ocelí jsou kladeny nejvyšší požadavky. Proto mají nízký obsah nečistot a jsou legovány různými kombinacemi přísadových prvků obvykle na vyšší úrovni než legované jakostní oceli. Mezi ušlechtilé oceli patří oceli k chemicko-tepelnému zpracování, k zušlechťování, na ocelové konstrukce, oceli korozivzdorné, žáruvzdorné, na valivá ložiska, se zvláštními fyzikálními vlastnostmi a nástrojové včetně rychlořezných (tab. 4-III).

Oceli k chemicko-tepelnému zpracování (CHTZ)

Chemické složení těchto ocelí je přizpůsobeno CHTZ (kap. 4.3.5.1), při kterém se povrch oceli sytí z okolního prostředí vhodnými prvky, nejčastěji uhlíkem nebo dusíkem.

Oceli k cementování mají nízký obsah uhlíku (do 0,3 %), který je u nelegovaných ocelí nutný k zachování houževnatosti jádra, jehož mechanické vlastnosti se významně ovlivňují legujícími prvky obvykle v kombinaci Mn-Cr-(Ti) nebo Cr-Ni-(Mo) - tab. 4-IV.

Tabulka 4-IV Mechanické vlastnosti ocelí k cementování a k nitridování

označení oceli podle		max. d (t) [mm]	HV1	Re [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	KV [J]
CSN	CSN EN						
12023	C16E	100(60)		300	500 až 750	14	45
14221.4	20MnCr5	100(60)		680	980	9	20
15124.4	20CrMo4	160 (100)		540	800 až 1150	10	25
	18CrNiMo7-6	250 (160)					
(14340)	34CrAlNi7-10	100 (60)	950	680	900 až 1000	10	30
15330	31CrMoV9	250(160)	800	900	1100 až 1300	9	25
15340	41CrAlMo7-10	250 (160)	950	750	950 až 1150	11	25

Poznámka : hodnoty mechanických vlastností jsou minimální a platí pro oceli k cementování ve stavu zakaleném (+Q), ale pro oceli k nitridování ve stavu zušlechťeném (+QT), v obou stavech pro průměr d = 16 až 40 mm

Oceli k nitridování jsou legovány zejména chromem a hliníkem, které tvoří v povrchové vrstvě s dusíkem tvrdé disperzní nitridy. Nejvyšší konstrukční oceli mají ještě přísadu molybdenu, který potlačuje popouštění křehkosti (kap. 4.1.2). Obsah uhlíku v ocelích na strojní součásti bývá 0,3 až 0,4 %, což postačuje k tomu, aby se před nitridováním mohly zušlechťovat. Pro ozubená kola se preferují oceli bez hliníku (Cr-Mo-V) -tab. 4-IV. Nitridovat lze i vhodné nástrojové oceli. Nitridováním se zvyšuje nejen odolnost proti opotřebení, ale i únavová pevnost a odolnost proti korozi.

K nitrocementování se používají buď nelegované cementační oceli nebo chromem legované oceli k cementování či zušlechťování.

Oceli na konstrukce

Jsou legovány chromem, niklem a molybdenem i dalšími prvky (Cu, Nb, Ti, B) a mají nízký (0,15 %) nebo velmi nízký (0,03 %) obsah uhlíku. Jejich mikrostruktura je bainitická anebo martensitická v závislosti na tepelném zpracování. Podle diagramu IRA transformuje v těchto ocelích austenit na bainit v širokém intervalu ochlazovacích rychlostí (obr. 4-7), do

něhož spadá i ochlazování na vzduchu. Proto se tyto oceli běžně normalizačně žíhají a popouštějí na vysokou teplotu (550 až 680 °C), čímž se dosahuje meze kluzu 480 až 560 MPa a u zušlechtěných ocelí až 700 MPa.

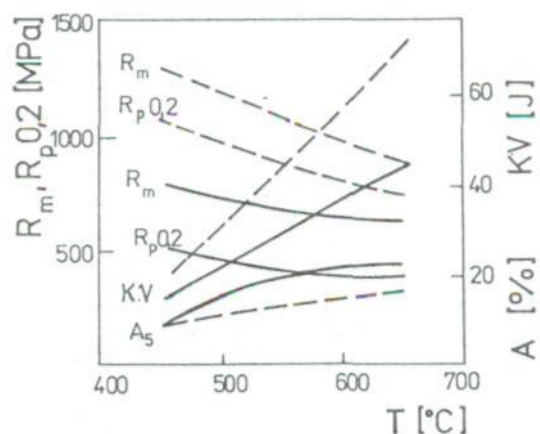
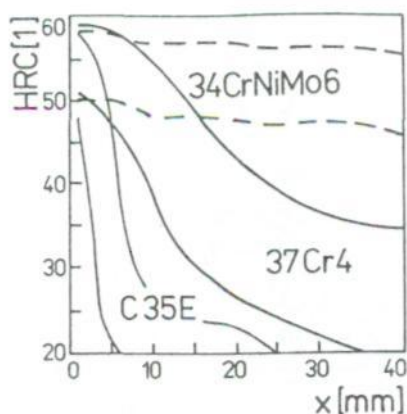
Oceli k zušlechtování a k povrchovému kalení

Tyto oceli charakterizuje především jejich prokalitelnost, která roste s obsahem legujících prvků (obr. 4-14), jejichž součet nepřesahuje 7 %. Obsah uhlíku se pohybuje v rozmezí 0,3 až 0,5 % (tab. 4-V). Legované oceli se obvykle kalí do oleje a po popuštění mají velkou pevnost i houževnatost (obr. 4-15). Pevnosti oceli až do 1300 MPa je úměrná životnost při vysokocyklové únavě, kdežto při nízkocyklové únavě závisí rychlost šíření mikroskopických trhlin a životnost na plasticitě oceli (kap. 3.2.4).

Tabulka 4-V Mechanické vlastnosti ocelí ve stavu zušlechtěném (+QT)

označení	oceli podle	max. d (t)	Re	Rm	A	Z	KV
CSN	CSN EN	[mm]	[MPa]	[MPa]	[%]	[%]	[J]
12040	C35E	100(60)	380	600 až 750	19	45	35
12060	C55E	100(60)	490	750 až 900	14	35	-
14140	37Cr4	100(60)	630	850 až 1000	13	40	35
15130	25CrMo4	160(100)	600	800 až 950	14	55	50
15260	51CrV4	250(160)	800	1000 až 1200	10	45	30
16343	34CrNiMo6	250(160)	900	1100 až 1300	10	45	45
-	36NiCrMo16	250(160)	1050	1250 až 1450	9	40	30

Poznámka : hodnoty mechanických vlastností jsou zpravidla minimální a platí průměr d = 16 až 40 mm nebo tloušťku t = 8 až 20 mm



Obr. 4-14 (vlevo) Pásky prokalitelnosti ocelí C35E, 37Cr4 a 34CrNiMo6 Obr. 4-15 (vpravo) Vliv teploty popouštění na mechanické vlastnosti zakalené oceli C45E (plné čáry) a oceli 34CrNiMo6 (čárkovaně)

Korozivzdorné oceli

Odolávají především elektrochemické korozi v kapalných oxidačních prostředích (kap. 3.4), ve kterých se jejich povrch pasivuje. Podle chemického složení se dělí na chromové a chromoniklové, podle fázového složení na feritické, martensitické a austenitické s tím, že některé oceli jsou dvoufázové.

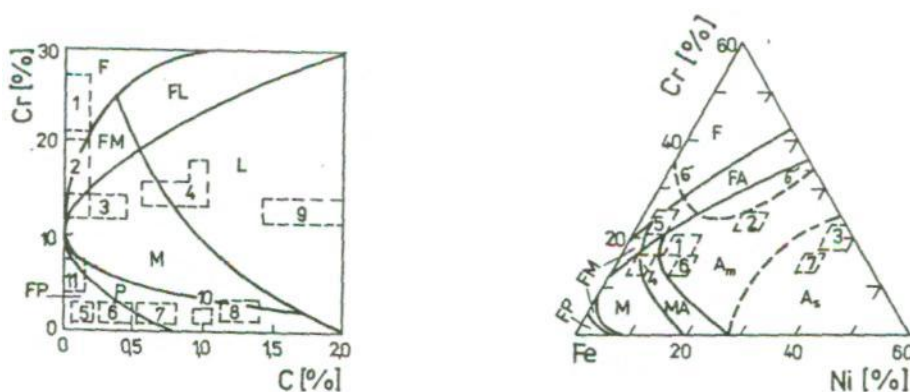
Chromové korozivzdorné oceli obsahují více než 12 % Cr, neboť při tomto složení slitin železa se skokem zvýší standardní elektrochemický potenciál (z -0,2 na +0,6 V). Na

fázové složení těchto ocelí má však vliv nejen feritotvorný chrom, ale i austenitotvorný uhlík (obr. 4-16).

Feritické apoloferitické oceli mají vysoký obsah Cr (13 až 20 %) a nízký (do 0,15 %) nebo velmi nízký (0,03 %) obsah uhlíku. Přísadami feritotvorného Ti nebo Nb se potlačuje hrubnutí zrna při vysokých teplotách. Jsou nekalitelné, takže jejich mechanické vlastnosti lze ovlivňovat jen tvářením za studena a rekrytalizací. Křehnou dlouhodobým ohřevem při teplotách kolem 700 °C (fáze a) nebo i pomalým ochlazením teplotami v okolí 475 °C (spinodální rozpad feritu). Proto se krátkodobě (0,5 h) žihají při teplotách 750 až 850 °C a zrychleně ochlazují. V žíhaném stavu mají nízkou mez kluzu (250 až 350 MPa) a zvýšenou teplotu přechodu ke křehkému lomu (0 až 100 °C). Odolávají působení páry, zředěné HNO₃ a nejsou citlivé ke koroznímu praskání.

Martensitické a ledeburitické oceli obsahují 0,1 až 1,0 % C a s uhlíkem rostoucí obsah chromu (od 12 do 18 %). Jsou samokalitelné, ale obvykle se kalí do oleje z vysoké teploty (1000 až 1050 °C). Nízkouhlíkové oceli se při zušlechťování popouštějí na 650 až 750 °C, ale už od 0,4 % C nejvýše na 200 °C. Nízkouhlíkové zušlechtěné oceli mají min. Rp_{0,2} = 420 až 500 MPa, vysokouhlíkové popuštěné oceli mají tvrdost 50 až 55 HRC. Prvé oceli se používají na součásti parních turbín, kompresorů a čerpadel, druhé na otěruvzdorné nerezavějící výrobky (měřidla, nástroje). Tyto oceli jsou obtížně svařitelné a vyžadují přehřev a ihned následující žihání.

Chromoniklové korozivzdorné oceli jsou legovány 13 až 25 % Cr a 4 až 40 % Ni i dalšími feritotvornými (Mo, Nb, Ti) a austenitotvornými (Mn, Cu) prvky, jejichž obsah musí být vyvážený pro dosažení požadovaného fázového složení matrice (austenitická, austeniticko-martensitická, austeniticko-feritická). Fázové složení těchto ocelí lze přibližně určit podle izotermického řezu ternární soustavou Fe-Cr-Ni (obr. 4-17) nebo přesněji podle Schaefflerova diagramu, na jehož osy se nanášejí ekvivalentní obsahy Cr_{ekv} a Ni_{ekv}.



Obr. 4-16 (vlevo) Chemické a fázové složení chromových ocelí ochlazených z 1100 °C na vzduchu (F-feritické, M-martensitické, P-perlitické, L-ledeburitické, FM, FL-poloferitické; 1, 2, 11-žárovzdorné, 2, 3, 4-nerezavějící, 5-k cementování, 6-k zušlechťování, 7, 8, 9-nástrojové, 10-na valivá ložiska

Obr.4-17 (vpravo) Chemické a fázové složení chromoniklových ocelí (0,1 % C) ochlazených z 1100 °C do vody (F-feritické, M-martensitické, A-austenitické, FA, FM, MA-dvoufázové oceli; 1 až 5-nerezavějící oceli, 1, 6, 7-žáropevné oceli

Austenitické oceli mají nejlepší odolnost proti korozi v oxidačních prostředích jak v pasivním, tak i aktivním stavu. Nejrozšířenější typ 18-10 (tab. 4-VI) je úsporně legován niklem a jeho austenitická matrice je v nestabilním stavu, takže při záporných teplotách anebo plastickou deformací částečně transformuje na martensit. S rostoucím obsahem niklu se zlepšuje stabilita austenitu i korozivzdornost oceli. Tepelnými vlivy (při svařování, při pomalém ochlazení) mohou na hranicích zrn austenitu precipitovat karbidy Cr₂₃C₆, které jsou příčinou mezikrystalové koroze. Té lze zabránit buď velmi nízkým obsahem uhlíku (0,02 %) v oceli nebo vázáním uhlíku na jiné karbidy přísadou Ti či Nb; taková ocel se označuje za *stabilizovanou*. Odolnost austenitických ocelí proti redukčně působícím prostředím a chloridovým iontům se zlepšuje přísadou Mo, proti H₂SO₄ přísadou Cu. Austenitické oceli jsou nekalitelné, ale k dosažení homogenní struktury se podrobují krátkodobému (0,5 h) rozpouštěcímu žhání (1100 až 1150 °C) s ochlazením do vody. V tomto stavu mají nízkou mez kluzu R_{p0,2} kolem 200 MPa, ale velkou zásobu plasticity (malý poměr R_{p0,2} / R_m) a velkou houževnatost i při nízkých teplotách. Austenitické oceli jsou snadněji svařitelné než martensitické oceli, ale svarový kov je náchylný k praskání za horka. Jsou obtížně obrobitelné.

Tabulka 4-VI Mechanické vlastnosti vybraných korozivzdorných ocelí v tepelně zpracovaném stavu

ČSN	CSNEN	druh skup.	max. t ¹⁾ [mm]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%δ]	KV [J]	o.m.k. ²⁾		t.z. ³⁾
								d.s.	s.s.	
17022	X20Cr13	mar.	<160	500	700	13	25	—	—	QT
—	X3CrNiMo13-4	a.-m.	<250	620	780	12 ⁴⁾	50 ⁴⁾	+	—	QT
17040	X6Cr17	fer.	<100	240	400	20	—	+	—	A
17240	X5CrNi18-10	aus.	<250	190	500	35 ⁴⁾	60 ⁴⁾	+	—	AT
17248	X6CrNiTi18-10	aus.	<250	190	500	30 ⁴⁾	60 ⁴⁾	+	+	AT
17348	X6CrNiMoTi 17-12-2	aus.	<250	200	500	30 ⁴⁾	60 ⁴⁾	+	+	AT
-	X2CrNiMoN 22-5-3	aus.- fer	<160	450	650	25	100	+	+	AT

Poznámky : ¹⁾ max. tloušťka, ²⁾ odolnost proti mezikrystalové korozi (o.m.k.) v dodaném stavu (d.s.) nebo ve svařovaném (zcitlivěném) stavu (s.s.), ³⁾ tepelné zpracování (t.z.): kalem a popuštění (QT), žhání (A), rozpouštěcí žhání (AT), ⁴⁾ v příčném směru

Austeniticko-martensitické oceli a *austeniticko-feritické oceli* mají velmi nízký obsah uhlíku, snížený obsah niklu (4 až 6 %), ale liší se obsahem chrómu (13 až 25 %) a dalších legur (Mo, Cu, Ti, Nb). Tyto oceli mají oproti austenitickým značně vyšší mez kluzu a oproti martensitickým lepší houževnatost a svařitelnost, ale menší strukturní stabilitu. Používají se v energetice, chemickém a potravinářském průmyslu.

Žáruvzdorné oceli

Odolávají především chemické korozi v plynných prostředích při vysokých teplotách (600 až 1200 °C). K omezení difúze kyslíku oxidickou povrchovou vrstvou z prostředí do oceli (kap. 3.4) obsahují 7 až 25 % Cr a ještě přísadu do 6 % Al anebo Si. Vzhledem k obsahu chrómu jsou všechny nerezavějící oceli žáruvzdorné do 800 °C. Podobně jako nerezavějící oceli jsou podle chemického složení i žáruvzdorné oceli chromové nebo chromoniklové a mají i podobné fázové složení matrice, tepelné zpracování i mechanické vlastnosti. Poloferitické a feritické chromové oceli (obr. 4-17) se používají na součásti odolávající žáru i v redukčním a sirtém prostředí do 850 (X10CrAlSi13 [17125]) až 1150 °C (X10CrAlSi25).

Austenitické oceli (obr. 4-17) jsou určeny pro oxidační prostředí a teploty 1000 (X15CrNiSi 20-12 [17251]) až 1200 °C (X6NiCrNCe35-25) v hutním a sklářském průmyslu.

^v **Zárovevné oceli**

Odolávají tečení a relaxaci (kap. 3.2.5 a 3.6) v rozmezí teplot 450 až 750 °C, čímž navazují na pracovní rozsah feriticko-perlitických a bainitických ocelí pro ocelové konstrukce a vyšší teploty, jejichž rozhodující charakteristikou je mez kluzu, nikoliv mez tečení. K FP-ocelím patří např. ocel S355N (11523) - tab. 4-II, použitelná do teploty 350 °C nebo legovaná ušlechtilá ocel C15E (12021) do 400 °C. Z legovaných ocelí sem patří ocel 16CrMoCu (15222)-tab. 4-III.

Legované ušlechtilé zárovevné oceli se podle fázového složení matrice dělí na feriticko-bainitické, martensitické a austenitické. Oceli první skupiny mají nízký obsah uhlíku (do 0,3 %) a jsou legovány do 3 % Cr a do 1 % Mo, V, W s nejčastějšími kombinacemi Cr-V, Cr-Mo, Cr-Mo-V a Cr-Mo-V-W. Obvykle se normalizačně žíhají a popouštějí na vysoké teploty, přičemž se precipitačně zpevňují karbidy. Nejvyšší pracovní teplota je 580 °C (ocel 14CrMoV6-3 [15128] - tab. 4-III). Používají se na parní potrubí a součásti parních turbín nebo na vysokotlaká zařízení v petrochemickém průmyslu.

Martensitické oceli jsou odvozeny od chromových kalitelných nerezavějících ocelí pomocí karbidotvorných prvků Mo, Nb, Ti, V a W, které navíc tvoří zpevňující Lavesovy fáze (kap. 2.5.1). Tyto zárovevné oceli se zušlechťují a používají na součásti parních turbín do 625 °C.

Austenitické oceli jsou převážně chromoniklové (obr. 4-17): Do 650 °C lze používat nerezavějící stabilizované oceli typu 18-10 nebo za tepla vytvrzované oceli typu 13-13 a 17-13 s přísadami Mo a W. Vrcholnou ocelí je vytvrzovaný typ 15-35 s přísadami W, Ti, Al a B, použitelný na součásti plynových turbín do 750 °C.

Oceli na valivá ložiska

Podle ČSN EN ISO 683-17 se dělí do pěti skupin na

- *prokalující oceli*, což jsou oceli s 1 % C a 1 až 2 % Cr případně ještě legované Mn a Si nebo Mo, např. 100Cr6 (14109), 100CrMnSi6-4 (14209), 100CrMo7-4
- *oceli k cementování*, které mají 0,15 až 0,20% C a jsou legovány Cr, Mn-Cr, Cr-Mo a Ni-Cr-Mo, např. 17MnCr5 (14220), 20CrMo4 (15124), 18NiCrMo4-6
- *oceli k indukčnímu kalení* s 0,4 až 0,7 % C nelegované nebo legované Mn, nebo Cr-Mo, např. C56E (12060), 70Mn4 (13180) 43CrMo4 (15142)
- *korozivzdorné oceli* s 0,5 až 1,1 % C se 14 až 18 % Cr a přísadou Mo nebo V, např. X47Cr14 (17029), X108CrMo17
- *oceli pro vysoké teploty* nejčastěji s 0,8 % C a dalšími karbidotvornými prvky Cr, Mo, V, W např. 80MoCrV42-16, X75WCrV 18-4-1 (19824).

Na těchto ocelích je požadována vysoká metalurgická čistota, max. tvrdost HB ve stavu žíhaném a min. tvrdost HRC po zakalení (prokalitelnost).

Oceli se zvláštními fyzikálními vlastnostmi

Oceli s vysokým měrným elektrickým odporem (kap. 3.3.2) jsou žáruvzdorné feritické nebo austenitické. Na topné odpory do 1100 °C se používají Cr-Ni austenitické oceli typu 25-35, kdežto až do pracovní teploty 1350 °C jsou vhodné oceli s 25 % Cr a přísadou kobaltu.

Magneticky měkké oceli s velkým elektrickým odporem jsou jakostní oceli legované křemíkem, které se používají na dynamové a transformátorové plechy např. ocel M300-50A (tab. 4-III). Oceli s malým elektrickým odporem jsou nelegované ušlechtilé oceli s nejnižším obsahem uhlíku a všech doprovodných prvků (např. ocel 12014). K dosažení úzké hysterezní

smyčky musí ocel být hrubozrnná a bez zbytkových napětí; pak ji lze použít na relé, kotvy a jádra.

Nemagnetické oceli jsou vysokolegované austenitické manganové nebo Mn-Ni oceli (tab.4-IV). K dosažení velké meze kluzu (500 až 800 MPa) se přidává Cr a ocel se zpracuje rozpouštěcím žiháním a tvářením za studena. Jsou obtížně obrobitelné a používají se na bandáže rotorů turbogenerátorů, svorníky transformátorů aj.

Oceli s určitou délkovou roztažností jsou vysokolegované niklem (35 až 50 %) nebo niklem a kobaltem (20 až 40 %). Mají austenitickou strukturu a jejich teplotní součinitel délkové roztažnosti a plynule roste s obsahem Ni, takže vhodným chemickým složením je možné dosáhnout stejného a jaký má sklo nebo porcelán. Minimální α ($0,5 \text{ až } 2 \cdot 10^{-6} \text{K}^{-1}$) má ocel X10Ni36 (17536) známá jako invar, která se používá na měřidla a bimetaly.

Nástrojové oceli

Legované ušlechtilé oceli obsahují většinou 0,6 až 1,3 % C a přísady karbidotvorných prvků (Cr, W, Mo, V), ale i nikl a křemík. Tyto přísady zvyšují prokalitelnost a brzdí pokles tvrdosti s rostoucí teplotou nástroje. Podle hlavních legujících prvků se tyto oceli dělí na chromové, chromoniklové a wolframové.

Chromové nástrojové oceli (obr. 4-16) mají obsah chrómu odstupňován v řadě do 2 %, 5 % a 12 %. Nízkolegované perlitické oceli mají menší obsah uhlíku na nástroje pro práci za tepla nebo větší obsah uhlíku pro řezné nástroje a nástroje pro práci za studena. Tyto oceli se kalí z teplot nepřevyšujících 850 °C a popouštějí na nízké teploty (do 300 °C), což dává HRC 62. Vysokolegované ledeburitické oceli (tab.4-III a obr. 4-16) se používají na řezné nástroje (protahovací trny, stříhadla) i na malé nástroje pro tvářením za studena (průvlaky, závitové válce). Mají velkou prokalitelnost (až 200 mm). Kalí se a popouštějí buď 950 °C/olej a 150 °C nebo 1050 °C/olej či vzduch a 500 °C. Druhý způsob se označuje za *popouštění na druhou tvrdost* (obr. 4-12).

Niklochromové oceli (do 5 % Ni, do 2 % Cr, 0,4 až 0,6 % C) se používají na nejvýše namáhané nástroje pro tvářením za studena (ražení, kalibrování) i pro tvářením za tepla (zápustkové kování). Zušlechťují se na sorbitickou strukturu a pevnost 1300 až 1600 MPa.

Wolframové oceli (do 10 % W, 0,4 až 1,4 % C) při středním legování (5 % W) a nižším obsahu uhlíku jsou vhodné pro nástroje k ražení a protlačování, při vyšším obsahu uhlíku se používají na nejvýše namáhané nástroje pro práci za tepla (stříhadla, kovádla lisů). Kalí se z teplot kolem 1150 °C a popouštějí na druhou tvrdost.

Rychlořezné oceli

Tyto vysokolegované ušlechtilé oceli s 15 až 30 % přísad (W, Mo, Cr, V, Co) a 0,8 až 1,3 % C jsou ledeburitické. Vedle základního typu X80WCrV18-4-1 (19824) mají RO více variant chemického složení závislých na způsobu obrábění a obráběném materiálu. Ocel uvedená v tab. 4-III je vhodná pro houževnatější nástroje a obrobky s velkou pevností. RO se kalí z teplot 1200 až 1300 °C proudem vzduchu, olejem nebo do solné lázně (500 °C) a obvykle opakovaně popouští na druhou tvrdost (550 až 600 °C), čímž se dosahuje HRC min. 62. Britý nástrojů si zachovávají tvrdost až asi do 600 °C, což dovoluje použít vysoké rychlosti obrábění - u oceli až 80, u slitin hliníku až 400 m.min⁻¹.

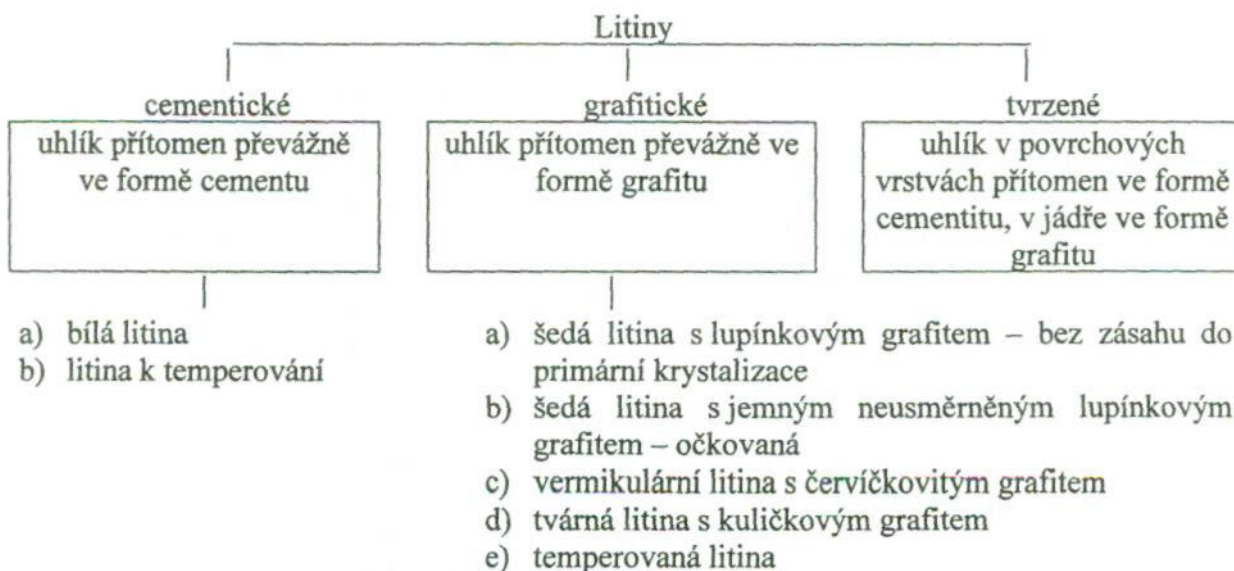
4.1.4 Litiny

Slitiny železa s uhlíkem, mající vyšší obsah uhlíku než je jeho maximální rozpustnost v austenitu, většinou nazýváme surovými železy a litinami (výjimku tvoří ledeburitické oceli).

Litiny se vyrábějí přetavováním vhodných surových želez a kovového odpadu ve slévárenských pecích - nejčastěji v kuplovnách. Určujícími charakteristikami litin jsou mechanické a technologické vlastnosti, které závisí jak na chemickém složení, tak na struktuře. Ve srovnání s ocelmi obsahují litiny více uhlíku a současně i více doprovodných prvků (Mn, Si, P, S).

Základní rozdělení litin je určeno způsobem krystalizace. Podle metastabilní soustavy železo - karbid železa krystalizují litiny cementické, bílé, podle stabilní soustavy železo - grafit litiny grafitické, tj. šedé a tvárné.

Schéma rozdělení litin je následující:



Bílá litina

Bílá litina je slitina železa s uhlíkem a dalšími prvky tuhnoucí metastabilně (soustava Fe-Fe₃C), v níž množství uhlíku přesahuje 2,1%. Má bílý lom. Obvykle obsah uhlíku bývá 2,4 až 4,5%, křemíku 0,3 až 1,6%, manganu 0,4 až 1%. Bílé litiny se vyznačují vysokou tvrdostí (350 až 500 HB) a dobrou odolností proti abrazivnímu opotřebením, avšak současně jsou značně křehké a špatně obrobitelné. To omezuje jejich větší přímé použití ve strojírenství. V praxi se nejčastěji užívají podeutektické bílé litiny. Zhotovují se z nich mlecí desky, koule drtičů, lopatky metacích kol mechanických tryskačů apod. Pro zvětšení odolnosti proti opotřebením se někdy přidává chrom (do 2% u nelegovaných a nízkolegovaných litin, od 11% do 28% u vysokolegovaných litin) nebo se kombinuje chrom s niklem (1,5 až 10% Cr, 3 až 6,5% Ni). Otěruvzdorné litiny shrnuje norma ČSN EN 12513. Litiny se označují buď značkou, která obsahuje u těchto litin údaj o minimální tvrdosti, nebo číselně. Příklady označení jsou uvedeny v tab. 4-VII.

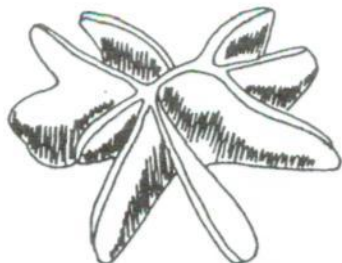
Tab. 4-VII Příklad označování ořezávacích litin

označení materiálu		Tvrdost podle Vickerse HV min.	Poznámka
značkou	číselně		
EN-GJN-HV350	EN-JN2019	350	nízkolegovaná litina, 2% Cr
EN-GJN-HV550	EN-JN2039	550	chrom-niklová litina 3 až 5,5% Ni, 1,5 až 3% Cr
EN-GJN-HV600	EN-JNJ2049	600	chrom-niklová litina 4,5 až 6,5% Ni, 8 až 10% Cr
EN-GJN-HV600(XCr11)	EN-JN3019	600	vysokolegovaná chromová litina 11 až 14% Cr
EN-GJN-HV600(XCr23)	EN-JN3049	600	vysokolegovaná chromová litina 23 až 28% Cr

Sedá litina

Šedá litina je slitina železa s uhlíkem a dalšími prvky, v níž množství uhlíku přesahuje 2,1% a převážná část uhlíku je vyloučena jako lupínkový grafit. Obvyklé složení šedých litin bývá: 2,8 až 3,6% C, 1,4 až 2,8% Si, 0,5 až 1% Mn, 0,2 až 0,6% P, max. 0,15% S.

Krystalizace šedých litin probíhá podle stabilní soustavy železo-grafit. U podeutektických šedých litin, které tvoří většinu používaných šedých litin, začíná krystalizace vylučováním dendritických krystalů austenitu z taveniny. Při eutektické teplotě se zbylá tavenina přemění v grafitové eutektikum (směs grafitu a austenitu), mající tvar buněk (obr. 4-18). Množstvím a velikostí eutektických buněk je dána velikost a uspořádání grafitových útvarů v litině.



Obr. 4-18 Eutektická buňka v šedé litině

Při malém přehřátí taveniny nad teplotou likvidu a pomalém ochlazení vznikají hrubé, málo rozvětvené lupínky grafitu. Větší přehřátí a rychlé ochlazení vede ke vzniku drobnějších různě zprohýbaných lupínků grafitu. Tvar a velikost grafitových útvarů je ovlivňována i přísadami. Se zjemňováním grafitu roste pevnost šedé litiny. Struktura šedé litiny závisí i na způsobu překrystalizace (eutektoidní přeměny). Ta může v závislosti na rychlosti ochlazení a chemickém složení proběhnout buď podle soustavy stabilní, nebo metastabilní. Pokud probíhá krystalizace a překrystalizace v celém rozsahu podle stabilní soustavy, je matrice šedé litiny tvořena grafitovým eutektoidem, v němž zcela převládá ferit. Hovoříme proto o feritické základní hmotě v níž je uložen eutektický (a přesně i eutektoidní) grafit.

Šedou litinu nelze považovat za pouhou binární slitinu Fe-C. Musíme vždy uvážit i vliv dalších prvků, hlavně křemíku (ternární slitina Fe-C-Si). Z těchto důvodů neprobíhá eutektoidní přeměna při konstantní teplotě, ale v rozmezí teplot označovaných A_{11} , A_{12} (obdobně probíhá přeměna eutektická).

Proběhne-li překrystalizace šedé litiny úplně, nebo zčásti podle metastabilní soustavy, je struktura tvořena perlitickou, nebo feriticko-perlitickou základní hmotou, v níž jsou opět uloženy lupínky grafitu.

Kromě grafitu, feritu a perlitu bývá ve struktuře šedých litin přítomen tvrdý a křehký fosfid železa jako složka fosfidového eutektika. Navíc se mohou jako samostatná fáze vyskytnout i útvary cementitu a sulfidy. Strukturu a vlastnosti šedých litin významně ovlivňují i doprovodné prvky, z nichž největší význam mají křemík, mangan, síra a fosfor.

Pro posouzení vlivu obsahu uhlíku, křemíku a fosforu na strukturu litin byly vypracovány empirické vzorce, určující tzv. stupeň eutektičnosti S_e . Podle nich lze posoudit, bude-li daná litina podeutektická nebo nadeutektická. Pro stupeň eutektičnosti platí:

$$S_e = \frac{\% C}{4,3 - 0,3(\% Si + \% P)}$$

Při $S_e = 1$ je litina eutektická, při $S_e < 1$ je litina podeutektická, při $S_e > 1$ je litina nadeutektická.

Šedá litina (ČSN EN 1561) je nejrozšířenějším slévárenským materiálem. Rozlišujeme šedé litiny s lupínkovým grafitem, nelegované a legované, které se navzájem liší mechanickými vlastnostmi. Minimální mez pevnosti v tahu R_m nelegovaných litin vzrůstá od 100 do 350 MPa (litiny ČSN 422410 až 422435, dle ČSN EN EN-GJL-100 až EN-GJL-350) Přehled šedých litin a jejich označování je patrný z Tab. 4-VIII.

Tab. 4-VIII Označování a vlastnosti šedých litin

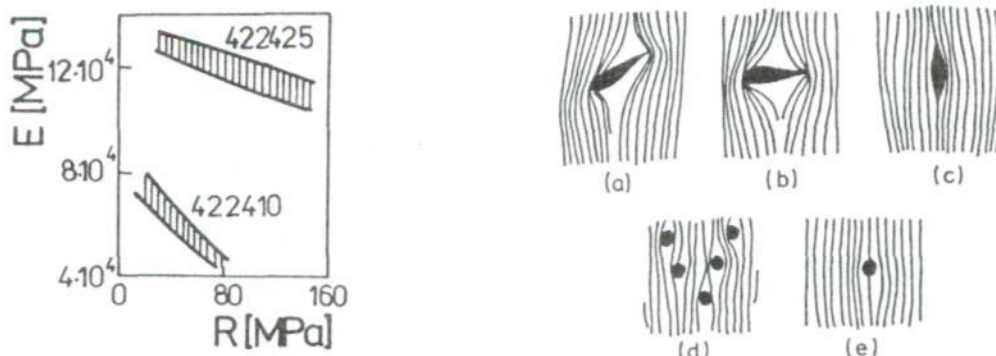
Označení litiny			Pevnost v tahu R_m [MPa]	Tvrdość HB 30		Struktura matrice
značkou	číselně			min.	max.	
dieCS	SIEN	dle CSN				
EN-GJL-100	EN-JL1010	42 2410	100-200			ferit + (perlit)
EN-GJL-HB155	EN-JL2010				155	
EN-GJL-150	EN-JL1020	42 2415	150-250			ferit + perlit
EN-GJL-HB175	EN-JL2020			100	175	
EN-GJL-200	EN-JL1030	42 2420	200-300			perlit + ferit
EN-GJL-HB195	EN-JL2030			120	195	
EN-GJL-250	EN-JL1040	42 2425	250-350			perlit + ferit
EN-GJL-HB215	EN-JL2040			145	215	
EN-GJL-300	EN-JL1050	42 2430	300-400			perlit (očkovaná litina)
EN-GJL-HB235	EN-JL2050			165	235	
EN-GJL-350	EN-JL1060	42 2435	300-400			perlit (očkovaná litina)
EN-GJL-HB255	EN-JL2060			185	255	

Mechanické vlastnosti šedé litiny jsou nejvýrazněji ovlivňovány strukturou základní hmoty, tvarem, velikostí a rozložením grafitu. Značná pozornost se proto věnuje vztahům mezi strukturou, složením a vlastnostmi litiny.

Pro většinu účelů je požadována šedá litina s perlitickou základní hmotou. S rostoucím obsahem feritu a poklesem obsahu perlitu v základní hmotě klesá pevnost a tvrdost litiny. Přítomnost volného cementitu v šedé litině je nežádoucí (roste křehkost, klesá obrobiteľnosť).

Při použití litiny jako konstrukčního materiálu je třeba uvážit, že ve srovnání s ocelí má litina menší pevnost v tahu, krůtu i ohybu, přičemž pro ní platí, že $R_{m0} = (1,5 \text{ až } 2) R_m$. Má minimální, prakticky nulovou tažnosť, rázovou houževnatost a tvařitelnost. Zvýšení tažnosti (asi 2%) a houževnatosti dosahují tzv. houževnaté litiny s lupínkovým grafitem, vyráběné z čistých surovin v elektrických pecích. Tyto litiny mají houževnatou základní

hmotu s minimálními pnutími bez sulfidů a oxidů. Tím se částečně snižuje nepříznivý vliv lupínek grafitu. Pevnost v tlaku je u šedé litiny asi trojnásobkem pevnosti v tahu, tvrdost odpovídá hodnotám pro ocel (HEN 180 až 270). Modul pružnosti v tahu není konstantní, s rostoucím napětím klesá (obr. 4-19). Obvykle se pohybuje v rozmezí $0,6 \cdot 10^5$ až $1,6 \cdot 10^5$ MPa. Příznivou vlastností šedé litiny je velmi dobrá schopnost útlumu a nízká citlivost litiny k účinkům vrubů. To umožňuje používání šedé litiny při cyklickém namáhání. Mez únavy šedé litiny je však relativně nízká $\sigma_c \doteq 0,3 R_m$. Dobré kluzné vlastnosti povolují použití šedé litiny pro vzájemně se troucí součásti. Použití šedé litiny jako konstrukčního materiálu v případech značných přetížení a rázového namáhání však nelze připustit.



Obr. 4-19 (vlevo) Závislost modulu pružnosti šedé litiny na napětí
 Obr. 4-20 (vpravo) Ovlivnění napjatosti litinové součásti přítomností grafitu:
 a, b, c - lupínkový grafit, d, e - kuličkový grafit

Vlastnosti grafitické litiny se mohou přibližovat vlastnostem základní hmoty jen tehdy, není-li tato příliš narušena grafitem, jehož lupínky působí v základní hmotě jako místní koncentrátoři napětí. Současně se jimi zmenšuje aktivní průřez, schopný přenášet napětí. Ovlivnění napjatosti přítomností grafitu je patrné z obr. 4-20. Se zjemňováním lupínek se jejich nepříznivý vliv snižuje a pevnost litiny roste. Grafit lze zjemnit tzv. očkováním, tj. přidáním vhodných tuhých přísad (např. ferosilicia - FeSi75) do roztavené, přehřáté litiny. Tyto přísady působí při krystalizaci jako cizí zárodky pro heterogenní nukleaci, čímž se zvýší počet eutektických buněk a vzniklý grafit je jemnější. Tyto litiny nazýváme očkované. Z uvedených litin mezi ně řadíme litiny EN-GJL300 a EN-GJL350.

K dalšímu zlepšení mechanických vlastností dochází u litin, u nichž je grafit vyloučen ve formě červíčkovité - vermikulární. Tento vermikulární grafit tvoří podobně jako lupínkový rozvětvené prostorové útvary, jejichž jednotlivé větve však nejsou ostře deskovité a mají zaoblené ukončení. Takovéto krystalizace grafitu se dosahuje přidáním kombinace prvků Mg-Ti-Ce, nebo komplexních slitin ceru, lantanu a dalších prvků vzácných zemin do roztavené litiny. Poté následuje grafitizační očkování taveniny ferosiliciem; litina s vermikulárním grafitem má slévatelnost na úrovni klasické šedé litiny, má však vyšší pevnost v tahu (320 až 500 MPa) a tažnost v rozmezí 2 až 7%. Využívá se nejvíce v automobilovém průmyslu.

Výrazného zlepšení lze dosáhnout při vyloučení grafitu v kuličkové formě - tvárná litina.

Litina s kuličkovým grafitem (tvárná litina) ČSN EN 1563

Tvárná litina je slitina železa s uhlíkem a dalšími prvky, v níž množství uhlíku přesahuje maximální hodnotu rozpustnosti v austenitu. Krystalizuje ve stabilní soustavě,

příčemž převážná část uhlíku je vyloučena jako kuličkový grafit. Složení tvárné litiny bývá v těchto mezích: C - 3,2 až 3,9%, Si - 1,8 až 2,9%, Mn - 0,1 až 0,8%, P - max. 0,1%, S - max. 0,05%, Mg - 0,03 až 0,08%.

Přidáním nejprve malého množství hořčíku (případně ceru) a potom ferosilicia do roztavené litiny se ovlivní mechanismus krystalizace grafitu. Místo lupínkového grafitu vzniká grafit kuličkový, který ovlivňuje základní hmotu podstatně méně než grafit lupínkový (obr. 4-20). Vlastnosti tvárné litiny se blíží vlastnostem její základní hmoty, která může být feritická nebo perlitická (případně feriticko-perlitická). Je možno říci, že tvárná litina tvoří svými vlastnostmi přechod mezi šedou litinou a ocelí.

U normovaných perlitických (resp. feriticko-perlitických) tvárných litin se zaručují pevnosti v tahu od 450 do 900 MPa, při tažnosti 2 až 10%. Feritické tvárné litiny mají nižší zaručenou pevnost v tahu 350 až 400 MPa při zvýšené tažnosti 15 až 22%. Přehled litin s kuličkovým grafitem a jejich označování je uvedeno v tab. 4-VIX.

Tab. 4-IX Označení a vlastnosti šedých litin s kuličkovým grafitem

Označení litiny			Pevnost v tahu (min.) R _n [MPa]	Mez kluzu (min.) R _{p0,2} [MPa]	Tažnost (min.) A[%]	Struktura matrice
značkou	číselně	dle ČSN				
dle ČSN EN						
EN-GJS-350-22-LT	EN-JS1015		350	220	22	ferit
EN-GJS-350-22-RT	EN-JS1014		350	220	22	ferit
EN-GJS-350-22	EN-JS1010		350	220	22	ferit
EN-GJS-400-18-LT	EN-JS1025	42 2314	400	240	18	ferit
EN-GJS-400-18-RT	EN-JS1024		400	250	18	ferit
EN-GJS-400-18	EN-JS1020	42 2303	400	250	18	ferit
EN-GJS-400-15	EN-JS1030	42 2304	400	250	15	převážně ferit
EN-GJS-450-10	EN-JS1040		450	310	10	ferit + perlit
EN-GJS-500-7	EN-JS1050	422305	500	320	7	ferit + perlit
EN-GJS-600-3	EN-JS1060	42 2306	600	370	3	perlit + ferit
EN-GJS-700-2	EN-JS1070	42 2307	700	420	2	převážně perlit
EN-GJS-800-2	EN-JS1080	42 2308	800	480	2	perlit
EN-GJS-900-2	EN-JS1090		900	600	2	perlit

Tvárná litina má velmi výhodný poměr meze kluzu k mezi pevnosti $R_e/R_m = 0,7$, má malou citlivost na účinky vrubu při rázovém namáhání a vysokou hodnotu útlumu. Má však horší slévatelnost než šedá litina.

Tvrzená litina

Tvrzená litina není zvlášť normalizovaným druhem litiny. U odlitků z tvrzené litiny se volí chemické složení a způsob ochlazení tak, aby rychle chladnoucí povrch krystalizoval podle soustavy metastabilní - bílé, pomaleji chladnoucí jádro podle soustavy stabilní - šedě. Přejít mezi tvrzenou povrchovou vrstvou a jádrem je tvořen přechodovou (tzv. makovou) litinou, která obsahuje jak volný cementit, tak grafit. Tyto odlitky potom mají tvrdou povrchovou vrstvu (50 až 55 HRC), která dobře odolává opotřebení a jádro měkké a podstatně méně křehké.

Hloubka tvrzené vrstvy závisí na rychlosti odvodu tepla při ochlazování a na chemickém složení litiny. Přísady potlačující grafitizaci hloubku tvrzené vrstvy zvětšují (Mn, W, Mo, Cr), přísady podporující grafitizaci ji naopak zmenšují (C, Si, Ni).

Tvrdość tvrzené vrstvy roste s rostoucím obsahem uhlíku a karbidotvorných prvků. Růst tvrdości působí i nikl podporující vznik martensiticko-karbidické struktury. Odolnosť tvrzené vrstvy proti opotřebení roste se zjemňováním její struktury. Jemná struktura současně zmenšuje nebezpečí praskání vrstvy.

Litina s vločkovým grafitem - temperovaná litina ČSN EN 1562

Temperovaná litina je slitina železa s uhlíkem a dalšími prvky, která v důsledku chemického složení ztuhne jako litina cementitická - bílá. Tepelným zpracováním - temperováním dojde k rozpadu cementitu na železo a grafit, který je vyloučen (kap. 4.3.4.1) buď zčásti, nebo úplně v zrnité nebo vločkovité formě jako temperový grafit (temperový uhlík).

Temperovanou litinu dělíme podle charakteru lomu a podle mikrostruktury základní hmoty na

- temperovanou litinu s černým lomem a základní hmotou feritickou nebo perlitickou, z nichž první má nízkou pevnost při dobré houževnatosti, druhá pak vyšší pevnost, ale nižší houževnatost;
- temperovanou litinu s bílým lomem, která je na povrchu výrobku feritická, ale v jádře perlitická.

Svémi mechanickými, fyzikálními i technologickými vlastnostmi tvoří temperovaná litina podobně jako litina s kuličkovým grafitem přechod mezi ocelí na odlitky a šedou litinou. Odlitky z temperované litiny jsou lehčí než ocelové, mají lepší obrobiteľnosť, přídavky na obrábění jsou menší. Temperovaná litina má značnou schopnosť útlumu a dobré třecí vlastnosti. Minimální zaručená tažnosť u normovaných jakostí se pohybuje od 1 do 12% při pevnosti v tahu od 300 do 800 MPa (podle druhu temperované litiny). Modul pružnosti se pohybuje v rozmezí $E = 140\ 000$ až $190\ 000$ MPa. Východí bílá litina má však ve srovnání s šedou litinou horší zabíhavost a větší smrštění. Přehled temperovaných litin s černým a bílým lomem a jejich vlastností udává Tab. 4-X a 4-XI.

Tab. 4-X Označování a vlastnosti temperovaných litin s černým lomem

Označení materiálu			Pevnosť v tahu (min.) $R_{m,r}$ MPa	Mez kluzu (min.) R_p 0,2 i MPa	Tažnosť (min.) A [%]	Tvrdość HB (inform)
značkou	číselně	dle ČSN				
dle ČSN EN						
EN-GJMB-300-6	EN-JM1110	42 2531	300	-	6	max. 150
-	-	42 2532	320	170	8	max. 180
EN-GJMB-350-10	EN-JM1130	42 2533	350	200	10	max. 150
EN-GJMB-450-6	EN-JM1140	42 2545	450	270	6	150 až 200
EN-GJMB-500-5	EN-JM1150		500	300	5	165 až 215
EN-GJMB-550-4	EN-JM1160	42 2555	550	340	4	180 až 230
EN-GJMB-600-3	EN-JM1170		600	390	3	195 až 245
EN-GJMB-650-2	EN-JM1180		650	430	2	210 až 260
EN-GJMB-700-2	EN-JM1190		700	530	2	240 až 290
EN-GJMB-800-1	EN-JM1200		800	600	1	270 až 320

Tab. 4-XI Označování a vlastnosti temperovaných litin s bílým lomem

Označení materiálu			Pevnost v tahu (min.) R _m [MPa]	Mez kluzu (min.) R _p ^{0,2} [MPa]	Tažnost (min.) A[%]	Tvrdost HB (inform)
značkou	číselně	dle ČSN				
dle ČSN EN						
EN-GJMW-350-4	EN-JM1010	422536	350		4	230
EN-GJMW-360-12	EN-JM1020		360	190	12	200
EN-GJMW-400-5	EN-JM1030	42 2540	400	220	5	220
EN-GJMW-450-7	EN-JM1040		450	260	7	220
EN-GJMW-550-4	EN-JM1050		550	250	4	250

Temperovaná litina se používá na středně namáhané odlitky (součásti pro automobily, zemědělské stroje, vagóny, lokomotivy). Velmi časté je její použití na výrobu fitinku.

Legované litiny

Přísadové prvky ovlivňují primární krystalizaci litin i přeměny probíhající v tuhém stavu, zpevňují tuhý roztok, případně tvoří legovaný cementit.

Mezi legované litiny řadíme litiny s obsahem legūr převyšujícím hodnoty stanovené u oceli (kap. 4.1.1). Výjimku tvoří křemík a hliník, jejichž obsahy, od kterých jsou legūrou, se zvyšují, u Si na 4%, u Al na 0,3%.

Šedé a tvárné litiny se legují za účelem zvýšení tvrdosti, pevnosti nebo houževnatosti (Ni, Cr, Mo, Cu), zlepšení odolnosti proti korozi (Cr, Ni, Si) a zvýšení žáruvzdornosti (Si, Al, Cr, Ni).

Podle hlavní převažující legūry lze rozdělit legované litiny na litiny legované:

- hliníkem (odolnost vůči oxidaci a vzniku okují, korozivzdornost zvláště v sirmém prostředí)
- křemíkem (žáruvzdornost, chemická odolnost)
- chrómem (korozivzdornost, žáruvzdornost, odolnost proti opotřebení)
- niklem (korozivzdornost, žáruvzdornost, odolnost proti opotřebení).

Mezi nízkolegované litiny s perlitickou nebo bainitickou strukturou základní hmoty patří litiny s obsahem přísad do 5%. Při obsahu přísad v rozmezí 5 až 10% hovoříme o litinách středně legovaných (základní hmota bainitická nebo martensitická), při obsahu přísad nad 10% o litinách vysokolegovaných (základní hmota austenitická nebo feritická).

Je třeba uvážit, že vliv legování je snižován přítomností grafitu v základní hmotě. Výrazné zlepšení vlastností lze proto očekávat pouze u těch litin, kde grafit není vyloučen ve formě hrubých lupínek. Prvky Ni, Cr, Mn, Mo, W, Ti, Mg, Ca a Sr přispívají ke zjemnění grafitu.

Bílé litiny se legují především za účelem zvýšení odolnosti proti otěru a zmenšení křehkosti (Cr, Mo, Ni). Veškerý uhlík je u nich vázán ve formě legovaného cementitu nebo složitějších karbidů.

U všech druhů legovaných litin lze využít malého množství přísad (Si, Ti, V, Mo, Al) pro dezoxidaci a zjemnění zrna základní hmoty.

Podle vlastností a způsobu použití dělíme legované litiny na litiny se zvýšenými vlastnostmi mechanickými, fyzikálními nebo technologickými, na litiny korozivzdorné a litiny žáruvzdorné.

4.2 Neželezné kovy a jejich slitiny

Ačkoliv světová výroba a spotřeba neželezných kovových materiálů je ve srovnání se slitinami železa řádově menší, jsou tyto materiály pro určitá použití nenahraditelné. Důvodem mohou být požadavky na vysokou elektrickou anebo tepelnou vodivost, nízkou měrnou hmotnost, dobré kluzné vlastnosti výrobku, často ve spojení s dobrými pevnostními a plastickými charakteristikami při nízkých nebo naopak vysokých teplotách.

4.2.1 Rozdělení a označování

Kriteria pro rozdělení neželezných kovů a jejich slitin jsou teplota tavení, měrná hmotnost a chemická stálost. Podle těchto hledisek se rozlišují lehké kovy (Al, Mg, Ti) - měrná hmotnost do 5000 kg.m^{-3} kovy s nízkou teplotou tavení (do $500 \text{ }^\circ\text{C}$), např. Pb, Sn, Zn kovy se střední teplotou tavení (1000 až $1500 \text{ }^\circ\text{C}$), např. Cu, Co, Ni kovy s vysokou teplotou tavení (1800 až $3400 \text{ }^\circ\text{C}$), např. Cr, Mo, Nb, Ta, V, W ušlechtilé kovy (standardní elektrochemický potenciál $+0,5$ až $+1,5 \text{ V}$) např. Ag, Au, Pt.

Dosavadní číselné označování neželezných kovů a slitin, včetně označení jejich stavu a jakosti (po určitém zpracování) podle ČSN, je postupně nahrazováno alfanumerickým označováním podle ČSN EN. Např. technicky čistý tvářený hliník 99,5 % deformačně zpevněný tvářením za studena podle ČSN 420005.27 je podle ČSN EN označen jako EN AW-1050 [A199,5 (A)] - H16. Dalším významným rozdílem mezi českými a evropskými normami je, v dosavadních materiálových listech byly pro daný materiál uváděny vlastnosti všech tvářených hutních výrobků, ale v nových normách jsou pro daný tvářený hutní výrobek uváděny všechny materiály. Různé druhy tvářeného hliníku a jeho slitin tedy vždy začínají písmeny AW-, různé druhy slévarenských slitin písmeny AC-, a analogicky u mědi a jejich slitin CW- a CC-. Poslední alfanumerický znak vyjadřuje buď stav materiálu (např. H = tvářený za studena, 16 = 3/4 tvrdý), u hliníku a jeho slitin, nebo vyjadřuje jakost (např. R = min. mez pevnosti v tahu, 320 = 320 MPa) u tvářené mědi a jejich slitin.

4.2.2 Lehké kovy a jejich slitiny

4.2.2.1 Hliník a jeho slitiny

Technicky čistý hliník

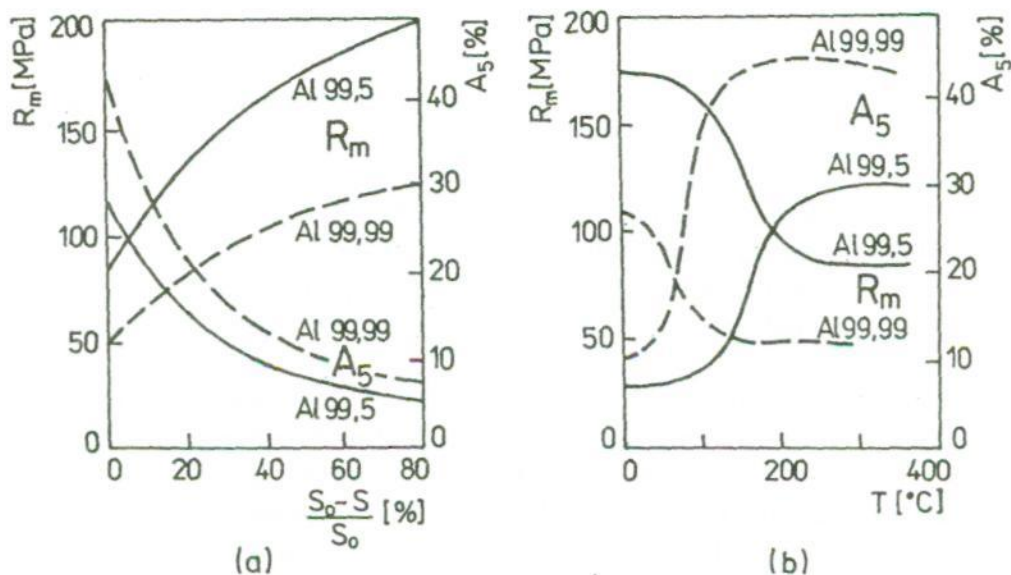
Hliník je nealotropický kov s k.p.s. krystalovou mřížkou a teplotou tavení $660 \text{ }^\circ\text{C}$. Hliník se vyznačuje nízkou měrnou hmotností (2700 kg.m^{-3}), velmi dobrou elektrickou (34 až 38 MS.m^{-1}) a tepelnou konduktivitou (210 až $230 \text{ W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$). Tvařitelnost za tepla i za studena je také velmi dobrá, ale svařitelnost je podmíněná, obrobitelnost je dobrá, slévateľnost obtížná. Hliník odolává atmosférické korozi, ale má malou pevnost. Mechanické vlastnosti hliníku jsou shrnuty v tab. 4-XII. Z tabulky je zřejmý značný vliv čistoty hliníku na jeho mechanické vlastnosti

Odolnost hliníku proti korozi je významně ovlivněna jeho pasivitou. Ochranná vrstva Al_2O_3 , vznikající za teploty okolí v tloušťce asi $0,1 \text{ } \mu\text{m}$, činí hliník stálým na vzduchu a v mořské vodě. Korozi v aktivnějších prostředích odolává tím lépe, čím je čistší. Neodolává hydroxidům (NaOH, KOH) a halovým kyselinám (HCl, HF).

Tabulka 4-XII Vlastnosti hutních výrobků z technicky čistého hliníku v žíhaném stavu

Hliník tvářený ČSN EN 485 (424081)	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	HBS [1]	E [GPa]	Hutní výrobek
AW-1050A[A199,5(A)]-O	20	65 až 95	20 až 29	20	71	B, S, E, F, W
AW-1199A fA199,99 (A)l - 0	10	45	50	15	62	S,F

Vysvětlivky : B = tyče, S = plechy, pásy, E = profily, F = folie, W = dráty



Obr. 4-21 Změny pevnosti R_m , a tažnosti A_5 technicky čistého hliníku

a) v závislosti na stupni tváření za studena $(S-S_0)/S_0$

b) v závislosti na teplotě T rekrystalizačního žíhání [$(S-S_0)/S_0 = 50\%$, doba 1 h]

Malá pevnost technicky čistého hliníku se zvyšuje *tvářením za studena*. Dosažené deformační zpevnění při daném stupni tváření je nepřímě úměrné čistotě hliníku (obr. 4-21a), na níž závisí i průběh změkčení deformačně zpevněného hliníku. Pro etapu zotavení je u hliníku příznačná polygonizace, která zpomaluje průběh primární rekrystalizace. U velmi čistého hliníku začínají tyto děje po vyšších stupních tváření již za teploty okolí. Rekrystalizační teplota A199,5 po středních stupních tváření je asi 150 °C (obr.4-21b). Prakticky používané teploty rekrystalizačního žíhání jsou 300 až 400 °C.

Tváření za tepla probíhá v rozmezí 500° až 350 °C.

Druhy hliníku se liší jeho čistotou, která se stejně jako u ostatních technicky čistých kovů, vyjadřuje číselně minimálním obsahem daného kovu v hmotnostních procentech (např. A199,5).

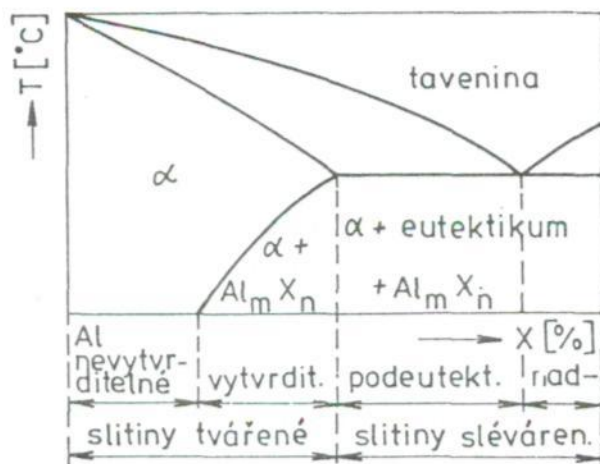
Dobré elektrické vodivosti hliníku EN AW-1350 [EA199,5] (42 4004) se využívá k přenosu elektrické energie. Vzhledem k nízké pevnosti hliníku se pro dálkové vedení používá ocelohliníkových lan, v nichž jádro tvoří ocelový drát ($R_m \approx 1200$ MPa) a povrch hliníkové dráty spletené v lano. Podobnými sdruženými vodiči jsou i ocelohliníkové troleje. Hliník se používá i při výrobě elektrických strojů.

Dobré korozní odolnosti hliníku, často uměle zvýšené zesílením ochranné povrchové vrstvy anodickou oxidací přibližně na tloušťku 10 μm , se využívá při výrobě chemických a potravinářských zařízení EN AW-1085 [A199,85] (424002) a EN AW-1070A [A199,7(A)], ve stavebnictví a dopravě EN AW-1050A [A199,5(A)] (424005).

Z celkového množství vyrobeného technicky čistého hliníku se asi 35 % zpracuje přímo na polotovary a asi 65 % připadá na slitiny hliníku.

Slitiny hliníku

Slitiny hliníku můžeme rozdělit na základě rovnovážného diagramu dané soustavy.



Pro jednoduchost uvažíme pouze binární soustavu (obr. 4-22), ačkoliv většinou

vícesložkové. Homogenní slitiny nebo slitiny, které lze ohřevem homogenizovat (do oblastí α) jsou vhodné k tváření. Slitiny obsahující ve struktuře eutektikum jsou vhodné pro slévání. Slitiny, které při teplotě okolí obsahují ve struktuře segregát, jsou vytvrditelné. U některých vytvrditelných slitin však nelze dosáhnout vytvrzováním vhodné kombinace mechanických vlastností anebo odolnosti proti korozi, a proto se nevytvrzují.

Obr. 4-22 Schéma binárního rovnovážného diagramu Al - X

Slitiny hliníku tedy rozdělíme na tvářené a slévárenské, obojí pak na nevytvrzené a vytvrzované. Podle ČSN EN se tvářené slitiny hliníku dělí na základě chemického složení do osmi řad, z nichž každá je charakterizována hlavním legujícím prvkem - první číslicí ze čtyř číslic každé řady, např. slitiny hliníku s mědí a dalšími prvky jsou v řadě 2000.

Tvářené vytvrzované slitiny hliníku

Tyto slitiny jsou vícesložkové a tvoří tři hlavní řady : Al-Cu-Mg-(Ni) - řada 2000, Al-Si-Mg - řada 6000 a Al-Zn-Mg-(Cu) - řada 7000. Slitiny řady 2000 se obvykle nazývají duraly, neboť byly odvozeny od kdysi patentované slitiny. Jsou dobře tvárné za tepla (450 až 380 °C) i za studena; slitiny zpevněné tvářením za studena lze změkčit žháním (330 až 430 °C). Maximálního zpevnění tvářením za studena lze dosáhnout vytvrzením za tepla (495 až 515 °C/ voda 30 °C/130 až 150 °C, až h), po němž má však slitina menší plastické vlastnosti a menší odolnost proti mezikrystalové korozi. Proto se plechy plátují jednostranně nebo oboustranně hliníkem EN AW-1050 [A199,5(A)] nebo slitinou EN AW-3103 [AlMn].

Slitiny s přísadou niklu jsou vhodné pro tvářené součásti motorů pracujících při zvýšených teplotách (do 260 °C).

Slitiny řady 6000 mají z vytvrzovaných slitin nejmenší pevnost, ale velmi dobrou odolnost proti korozi a svařitelnost. Používají se pro výrobu dopravních prostředků a v přesné mechanice.

Slitiny řady 7000 bez přísady Cu mají velkou teplotní stabilitu tuhého roztoku α, což usnadňuje technologii vytvrzování v etapě rozpouštěcího žhání (440 až 500 °C/vzduch). Odolnost proti korozi se zvyšuje dvojitým umělým stárnutím. Při vyšším poměru Zn/ Mg jsou velmi dobře lisovatelné za tepla, ale obtížněji svařitelné. Přísada mědi dodává slitinám vysokopevnou kvalitu, tj. mez kluzu $R_{p0,2} > 480$ MPa po vytvrzení za tepla, avšak v tomto stavu mohou být náchylné k mezikrystalové korozi a ke koroznímu praskání; proto se, podobně jako duraly, plátují.

Vybrané vytvrzované slitiny jsou uvedeny v tab. 4-XIII. Tabulka 4-XIII

Vlastnosti vybraných tvářených slitin hliníku při teplotě 20 °C

slitina hliníku ČSN EN 573	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	HBS [1]	E [GPa]	hut. výrobek max. rozměr
AW-2024 [AlCu4Mg] - T6	345	435	5	130	73	plechy do 12,5 mm
AW-2031 [AlCu2,5NiMg] - T6	270	380	4	110	72	výk. do 100 mm
AW-3103[AlMn]-H14	120	140	4	45	67	plechy do 12,5 mm
AW-5019[AlMg5]-H14	210	300	4	80	70	tyče D < 25 mm
AW-6082 [AlSiMgMn] - T6	260	300	9	90	70	plechy do 12,5 mm
AW-7005 [AlZn4,5Mg,5]-T6	290	350	10	-	71	prof, t < 40 mm
AW-7178fAlZn7MgCu1 - T6	540	600	4	180	72	prof, t < 30 mm

Vysvětlivky : T6 = stav vytvrzený za tepla, H14 = stav polotvrdý (tvářený za studena)
Hodnoty R_{p0,2}, R_m a A jsou minimální, hodnoty HBS a E jsou informativní

Tvářené nevytvzované slitiny hliníku

Slitiny typu Al-Mn (řada 3000) nebo Al-Mg (řada 5000) případně s dalšími přísadami tab.4-XIII se nevytvzují v prvním případě pro malou rozpustnost Mn ve fázi α , ve druhém případě pro nízkou účinnost vytvrzování. Zpevňovat lze tyto slitiny jen tvářením za studena. Jsou dobře svařitelné, mají velmi dobrou odolnost proti korozi i v mořské vodě, jsou snadno leštitelné a eloxovatelné. Používají se v chemickém a potravinářském průmyslu, v dopravě a stavebnictví.

Slitiny hliníku na odlitky

Na rozdíl od tvářených slitin jsou slévárenské slitiny hliníku charakterizovány vyšším obsahem přísad, určitým podílem eutektika ve struktuře a horšími mechanickými vlastnostmi. Jejich příznivé technologické vlastnosti umožňují odlévání do pískových forem, kokil nebo tlakové lití. Způsob odlévání ovlivňuje vlastnosti těchto slitin stejně jako chemické složení či tepelné zpracování. Tak např. tlakové odlitky, které jsou formou rychle ochlazovány, jsou jemnozrné a jejich fáze α je přesycena přísadami, takže přirozeně stárnou bez předchozího rozpouštěcího žihání.

Slitiny typu Al-Si, tzv. *siluminy*, obsahují 5 až 12 % Si a další přísady, z nichž nejběžnější je Mn, který eliminuje nepříznivý vliv příměsi Fe na tažnost, houževnatost a slévárenské vlastnosti siluminů. Přísadou Cu lze zvýšit mez únavy, i když se poněkud zhorší odolnost proti korozi. Nejlepší slévárenské vlastnosti mají eutektické siluminy, obsahující 10 až 12 % Si.

Siluminy mají nízkou měrnou hmotnost (2650 kg.m^{-3}), dobrou odolnost proti korozi, malý sklon k zadírání a při odlévání dobrou zabíhavost, malou smrštitivost (0,5 %) a nejsou náchylné k praskání. Jejich obrobiteľnosť je poněkud horší než u jiných slitin. Používají se na tenkostěnné odlitky, nepropustné pro kapaliny a pro styk s potravinami.

Siluminy s přísadou Mg nebo Cu a Ni se vytvrzují za tepla (tab.4-XIV), přičemž se dosahuje R_m 250 až 300 MPa při velmi nízké tažnosti (1 až 3 %).

Slitiny typu Al-Mg obsahují 3 až 11 % Mg, přísadu Mn eliminující škodlivý vliv Fe a přísadu Si, která zlepšuje slévárenské vlastnosti, ale zhoršuje vzhled povrchu. Slitiny Al-Mg mají nízkou hmotnost (2500 kg.m^{-3}), vysokou odolnost proti korozi a dobrou leštitelnost. Používají se na odlitky odolávající atmosférické korozi i mořské vodě.

Tabulka 4-XIV Vlastnosti vybraných slitin hliníku na odlitky

Slitina hliníku CSNEN	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	HBS [1]	metoda lití
EN AC-42000 [AlSi7Mg] - T6	220	260	1	90	K,S,L
EN AC-43000 [AlSi10Mg] - T6	220	260	1	90	K,S
ENAC-44100[AlSi12]-F	80	170	5	55	K, S,L
EN AC-46200 [AlSi8Cu3] - F	100	170	1	75	K,S,D
EN AC-48000 [AlSi12CuNiMn] - T6	240	280	<1	100	K
ENAC-51000[AlMg31]-F	70	150	5	50	K,S

Vysvětlivky : T6 = stav vytvrzený za tepla, F = stav odlitý, K = do kovové formy, S = do písku, D = pod tlakem, L = na vytavitelný model

4.2.2.2 Titan a jeho slitiny

Titan je alotropický kov, jehož nízkoteplotní modifikace Ti α , š.t.u., je stálá až do 882 °C. Vysokoteplotní modifikace Ti β , k.pl.s., je stálá až do teploty tání (1668 °C). Titan je lehký kov (4505 kg.m⁻³) s velmi dobrými mechanickými vlastnostmi, velmi dobrou odolností proti korozi, s nízkou elektrickou (2 MS.m⁻¹) a tepelnou konduktivitou (17 W.m⁻¹.K⁻¹). Mechanické vlastnosti titanu jsou uvedeny v tab. 4-XV.

Tabulka 4-XV Vlastnosti plechů tvářených za tepla z technicky čistého titanu v žíhaném stavu

Titan tvářený ASTM B-265	UNS	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	HBS [1]	E [GPa]
Ti99,5 (Gr.1)	R50250	170	240	24	55	120	103
Ti99,0 (Gr.4)	R50700	480	550	20	40	265	104

Poznámka: hodnoty R_{p0,2} R_m a A jsou minimální, ale hodnoty Z, HBS a E jsou střední

Z technologických vlastností titanu je velmi dobrá tvařitelnost za tepla, ale za studena jen dobrá, svařitelnost je velmi dobrá, ale podmíněná, slévateľnost a obrobiteľnost jsou obtížné.

Vzhledem k pasivaci povrchu má titan velmi dobré *korozní vlastnosti* v oxidačních prostředcích (např. v 70% HNO₃ až do 200 °C). Organickým kyselinám, chlorovaným organickým sloučeninám a alkalickým roztokům odolává i při zvýšených teplotách. Nepůsobí na něj ani některé roztavené kovy (Sn, Zn, Mg). Titan je korodován H₂SO₄ při středních koncentracích, H₃PO₄ a zejména HCl.

Tvářením za studena se titan intenzivně zpevňuje tak, že tvrdého stavu (R_m ≈ 800 MPa) se dosáhne, v závislosti na obsahu příměsí, již asi při stupni tváření 50 %. Deformačně zpevněný titan rekrystalizuje a změkne po 1 h žíhání při 650 až 800 °C.

Titan se tváří za tepla v rozmezí 950 až 800 °C, tedy jak v oblasti stability Ti α , tak i oblasti Ti β . Za vysokých teplot se titan oxiduje, nitriduje a rozpouští vodík. Přesto se při tváření neuvádí ochranných atmosfér, ale po tváření za tepla se slabé difuzní vrstvy kyslíku a dusíku odstraňují mechanicky nebo se mojí.

Titan se žihá ve vakuu (1 MPa) nebo inertoní atmosféře; žíháním ve vakuu se rovněž sníží obsah vodíku, čímž se zlepší plastické vlastnosti titanu.

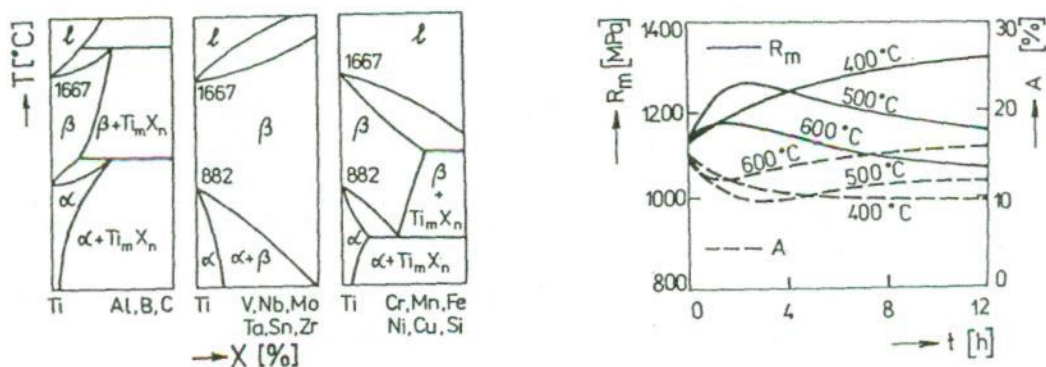
S rostoucí teplotou ztrácí titan pevnost tak, že je použitelný asi do 300 °C. Možnosti použití titanu jsou rozšiřovány jeho povrchovými úpravami, z nichž nejvýznamnější je nitrídování, kterým se zvyšuje odolnost proti zadírání; oxidací (žiháním nebo anodicky) se zvyšuje odolnost proti korozi.

Klasickou oblastí použití titanu je letecký průmysl, v němž se titan uplatňuje svým vysokým poměrem pevnosti k měrné hmotnosti (konstrukce draků letadel). Tato vlastnost titanu spolu s jeho vynikající odolností proti korozi v mořské vodě je využívána při stavbě plavidel. Odolnosti titanu proti korozi se využívá v průmyslu chemickém (čerpadla a potrubí, destilační kolony a autoklávy, výměníky tepla, velkokapacitní nádoby). Zdravotní nezávadnosti a biokompatibilita titanu se využívá v průmyslu potravinářském, farmaceutickém a ve zdravotnictví (nástroje, implantáty).

Slitiny titanu

Podle vlivu na teplotu alotropické přeměny titanu dělíme přísadové prvky do tří skupin (obr. 4-23):

- Prvky zvyšující teplotu přeměny a zvětšující oblast stability fáze a v příslušném rovnovážném diagramu; nejvýznamnějším prvkem této skupiny je Al.
- Prvky snižující teplotu přeměny a zvětšující oblast fáze β v příslušném rovnovážném diagramu. Některé prvky této skupiny tvoří intermedieální fázi Ti_mX_n .
- Prvky, které ovlivňují teplotu přeměny jen málo (Sn, Zr).



Obr. 4-23 (vlevo) Základní druhy binárních rovnovážných diagramů titanu

Obr. 4-24 (vpravo) Změny mechanických vlastností slitiny TIA16V4

Podle struktury, která vzniká po pomalém ochlazení z teplot okolo 900 °C na teplotu okolí (obr. 4-23) rozlišují se tři typy slitin titanu : α , $\alpha+\beta$ a β . Slitiny α a slitiny β neprodělávají při pomalém ochlazení polymorfni přeměnu a nejsou, na rozdíl od slitin $\alpha+\beta$, kalitelné.

Hlavními způsoby tepelného zpracování slitin titanu jsou žihání nebo kalení a zpevňující popouštění. Někdy se podrobují i chemicko-tepelnému zpracování.

Žihání lze rozdělit na rekrystalizační a na žihání ke snížení zbytkových napětí. Rekrystalizační žihání je významné u nekalitelných slitin a nebo β , které se žihají v rozmezí 750 až 850 °C.

K odstranění zbytkových napětí vzniklých tvářením nebo obráběním se slitiny titanu žihají na 550 až 600 °C a pozvolna se ochlazují.

Dvoj fázové slitiny titanu se *kalí a popouštějí*. Kalení probíhá z teplot 850 až 900 °C do vody. Zpevňujícím popuštěním (obr. 4-24) lze zvýšit pevnost při mírném snížení plasticity.

Nejrozšířenější jsou slitiny α a $\alpha+\beta$. Charakteristické vlastnosti slitin a jsou necitlivost pevnostních vlastností za vyšších teplot k předchozímu tepelnému zpracování a dobrá svařitelnost. Obecným rysem všech slitin titanu je vysoká měrná pevnost ($R_m / \gamma = 0,2$ až $0,3 \text{ MPa} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{m}^3$) v širokém teplotním rozmezí (od -180 do 500 °C) při velmi dobré odolnosti proti korozi. Pro tyto vlastnosti se používají na vysoce namáhané součásti ve stejných průmyslových odvětvích jako technicky čistý titan. Nejužívanější slitinou na světě je tvářená dvofázová slitina TiA16V4 (tab. 4-XVI).

Tabulka 4-XVI Vlastnosti plochých výrobků vybraných tvářených slitin titanu ve stavu tepelně zpracovaném

Slitina titanu tvářená ASTM B-265		$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]	E [GPa]	Poznámky
TiA15Sn2,5	R54520	760	790	16	40	110	žíhaná slitina a kalená
TiA16V4	R56400	1100	1170	10	25	114	*/ slitina ($\alpha+\beta$) kalená
TiV8Cr6Mo4Zr4	R58640	1380	1450	7		106	*/ slitina β

Vysvětlivky : */ stav kalený a popuštěný

4.2.2.3 Hořčík a jeho slitiny

Hořčík je nealotropický kov s š.t.u. krystalovou mřížkou a teplotou tavení 650 °C. Má nízkou hustotu ($1740 \text{ kg} \cdot \text{m}^{-3}$), střední elektrickou a tepelnou vodivost (22 a $\text{MS} \cdot \text{m}^{-1}$ a $160 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$). Modul pružnosti je nízký (54 GPa), ale schopnost tlumení chvění je velmi dobrá. Technologické vlastnosti hořčíku nejsou příznivé s výjimkou tvařitelnosti za tepla (nad 220 °C). Odolnost proti korozi je celkově malá, což je dáno nesouvislostí povrchové vrstvy oxidů, která vzniká v oxidujících prostředích a záporným standardním elektrochemickým potenciálem (-2,38 V) - Tab. 3-III. Nevzdoruje vodě a žádným látkám kyselé povahy s výjimkou fluorových sloučenin, odolává však většině uhlovodíků a zásadám lépe než hliník. Obvykle se vyrábí v čistotě 99,9 % a v kovové formě se používá k desoxidaci a rafinaci v hutnictví, v práškové formě v chemickém průmyslu a v pyrotechnice.

Slitiny hořčíku se používají běžně ke konstrukčním účelům, neboť mají výhodnou měrnou pevnost a dobré únavové vlastnosti. Je však třeba dbát jejich citlivosti k vrubům, malé tuhosti a velké tepelné roztažnosti ($\alpha \approx 20$ až $30 \cdot 10^{-6} \cdot \text{K}^{-1}$). Ve světové spotřebě převládají slitiny na odlitky, které ve srovnání se slitinami hliníku mají technologické přednosti v nižších teplotách, tvoří mikrostaženiny, nepraskají za tepla a jsou lépe obrobitelné. Rozdíly v chemickém složení mezi slitinami na odlitky a slitinami tvářenými nejsou podstatné. Obvyklým tepelným zpracováním u slévarenských slitin je umělé stárnutí (T5), u slitin tvářených také nízkoteplotní tepelně-mechanické zpracování (T8). Teploty rozpouštěcího žíhání bývají 380 až 420 °C, ale u slitin legovaných vzácnými zeminami (RE) nebo yttriem mohou přesáhnout 500 °C. Běžné slitiny typu Mg-Al-Zn jsou určeny k všeobecnému použití ve strojírenství do teploty 150 °C, ale slitiny obsahující Th lze krátkodobě použít do 400 °C na výrobky leteckého průmyslu - tab. 4-XVII.

Tabulka 4-XVII Mechanické vlastnosti vybraných slitin hořčíku

Označení slitiny			R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	HRB [1]	Poznámky
typ	ASTM	UNS					
MgAl8Zn	AZ81A-T4	M11810	80	275	15 7	55	K, S, korozivzd.
	AZ80A-T5	MI 1800	275	380	3,5	82	EF, pevnost
MgZn5Zr	ZK51A-T5	M16510	165	205	11 2	65	K,S
	ZK60A-T5	MI 6600	305	365	11 2	88	EF, pevnost
MgRE3Zn3Zr	EZ33A-T5	M12330	110	160		50	K, S do 250 °C, svař.
	HM21A-T8	M13210	170	235		65	W
MgTh2Mn	WE54A-T6	M18540	170	250		75	K, S do 250 °C

Vysvětlivky : K = odlitky do kovových forem, S = odlitky do písku, W = plechy,
EF = výlisky, výkovky

4.2.3. Kovy a slitiny se střední teplotou tavení

4.2.3.1 Měď a její slitiny

Technicky čistá měď a elektrovedné slitiny

Měď má krystalovou mřížku k.p.s.. Hustota mědi je 8940 kg.m⁻³, teplota tavení 1083 °C.

Elektrická konduktivita čisté vyžíhané mědi má hodnotu 58 MS.m⁻¹, což odpovídá rezistivitě 0,017241 μΩ.m; je to mezinárodní normál označený IACS.

Vedle vynikající elektrické konduktivity má měď i výbornou tepelnou konduktivitu (390 W.m⁻¹.K⁻¹). V závislosti na elektrické konduktivě se obvykle elektrovedné slitiny mědi rozdělují do dvou skupin, oddělených hodnotou 40 MS.m⁻¹

Do skupiny s vyšší konduktivitou se vedle technicky čisté mědi řadí její nízkolegované slitiny. Vedle klasických slitin pro silové vodiče Cu-Ag, Cu-Cd, Cu-Cr, jsou zde zahrnuty i slitiny Cu-Mg a Cu-Te pro mikroelektronické prvky. Obsahy legujících prvků se pohybují v 10⁻¹ %.

Do skupiny s nižší konduktivitou patří slitiny, u kterých jsou nezbytné i další užité vlastnosti (pevnost při zvýšených teplotách, odolnost proti odpevnění, třecí vlastnosti apod.). Vedle slitin typu Cu-Zn-(Pb) jsou to slitiny ternární nízkolegované železem, kobaltem a niklem. Hlavními aplikacemi jsou svařovací elektrody, elektrické kontakty, lamely komutátorů, pružné elementy apod.

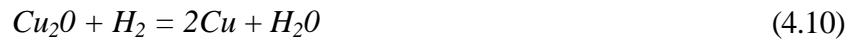
V tab .4-XIX jsou spolu s čistou mědí uvedeny vybrané elektrovedné slitiny a jejich typické vlastnosti.

Měď je výborně tvařitelná za tepla i za studena, dobře se spojuje pájením i svařováním. Pro zaručenou svařitelnost plamenem má být obsah kyslíku menší než 0,05 %. Pro vakuovou techniku se používá speciální bezkyslíková měď (OF) s obsahem kyslíku pod 0,003 %. Olovo a vismut způsobují praskavost především při tváření za studena.

Vedle elektrotechnického průmyslu se značná část mědi spotřebovává i ve stavebnictví (střešní krytina, svody), při stavbě ohříváčů a výměníků tepla. Dobrá odolnost vůči slabým roztokům některých kyselin vede k použití v různých zařízeních pro chemický průmysl a potravinářství.

Dobrá odolnost mědi proti korozi je dána jednak jejím kladným elektrochemickým potenciálem (+0,34 V), jednak pasivačními účinky oxidů tvořících ochranné povrchové vrstvy. Měď odolává roztokům těch kyselin, které nemají oxidační charakter (HF, HCl).

Měď s vyšším obsahem kyslíku (nad 0,03 %) při teplotách nad 400 °C v redukčním prostředí podléhá „vodíkové nemoci“, tj. reakci vodíku s oxidem měďnatým za vzniku vodní páry, což vede ke vzniku pórů a trhlin.



Tabulka 4-XIX Vlastnosti hutních výrobků z technicky čisté mědi a jejích slitin

Měď nebo slitina mědi ČSN EN 1412 (421308)	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A	HV	E	[MS/ml]	Hutní výrobky
CW008A [Cu-OF]-R220	<140	220	42	40	115	58,00	S,W,F
CW024A [Cu-DHP]-R240	180	240	15	65	120	56 46	S,W,E,T
CW105C [CuCrI]-R420	330	420	12	140	135	22	B,E,F
CW109C [CuNiSi]-R410	320	410	9	110	130		B,E,F,W*)

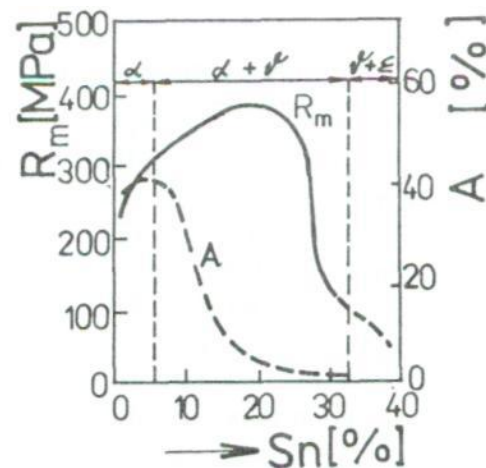
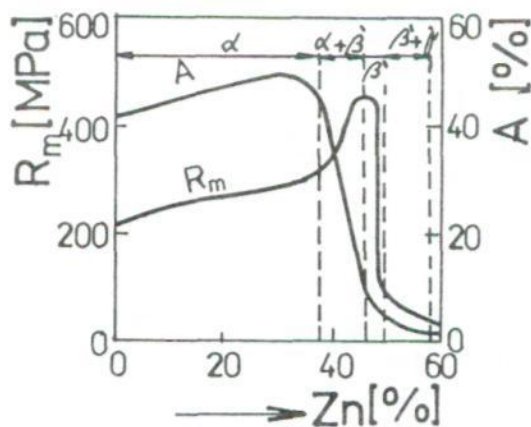
Vysvětlivky : B = tyče, E = profily, ' = výkovky, S = plechy, desky, W = dráty, T = trubky
*) slitina má zvýšenou odolnost proti korozi a teplotě (do 300 °C)

Slitiny mědi

Slitiny mědi se zinkem - mosazi a slitiny mědi s cínem nebo hliníkem či dalšími kovy - bronzy se dělí na slitiny k tváření a na slitiny k odlévání (slévárenské).

Mosazi

Zinek je v mědi rozpustný do 38 % a tvoří substituční tuhý roztok a s k.p.s. mřížkou. S rostoucím obsahem Zn se zvyšuje jak pevnost, tak i tažnost slitiny (obr. 4-25)



Obr. 4-25 (vlevo) Vliv zinku na pevnost a tažnost mosazi v měkkém stavu

Obr. 4-26 (vpravo) Vliv cínu na pevnost a tažnost cínových bronzů v měkkém stavu

Jednorázové mosazi mají typické vlastnosti mědi, tj. velmi dobrou tvařitelnost za studena, dobrou odolnost proti atmosférické korozi, leštitelnost apod. Tvařitelnost za tepla závisí především na přesném dodržení optimálních podmínek tváření (teplota, redukce) a prudce se snižuje již s nepatrným obsahem nečistot. Mosazi pro tváření za studena obsahují až 37 % Zn a jsou jednorázové (α), kdežto mosazi pro tváření za tepla jsou heterogenní ($\alpha+\beta'$). Tvářené mosazi se dodávají ve stavu měkkém (O) nebo deformačně zpevněném (H).

Slitiny s obsahem Zn do 20 % (*tombaky*) lze tvářením za studena zpevnit až na $R_m \approx 600$ MPa. Jsou vhodné pro povrchové úpravy a vykazují dobrou korozní odolnost. Používají se na měřicí přístroje, síta a bižuterii.

Slitiny s 30 až 33 % Zn (*hlubokotažné mosazi*) se používají pro výrobu nábojnic, hudebních nástrojů apod. Jejich mechanické vlastnosti výrazně závisí na velikosti zrna.

Slitiny s obsahem 37 až 42 % Zn a 1 až 4 % Pb (*automatové mosazi*) jsou dvoufázové slitiny, jejichž fáze P' je tvrdá a křehká a přispívá ke zvýšení obrobiteľnosti. Tyto slitiny jsou rovněž dobře tvaritelné za tepla. Nevýhodou dvoufázových mosazí je citlivost vůči korozi pod napětím. Výrobky se zvýšeným zbytkovým napětím (po tvářením za studena), vystavené koroznímu prostředí (především amoniaku) samovolně praskají. K omezení praskání se proto žihá ke snížení napětí při teplotách 250 až 300 °C po dobu 1 až 2 h. Vedle klasických hutních výrobků jsou tyto slitiny vhodné i pro výkovky na armatury apod.

Speciální mosazi se obvykle dělí do tří skupin :

- mosazi s velmi dobrou korozní odolností (*kondenzátorové mosazi*), ze kterých se vyrábí trubky pro výměníky a kondenzátory (CuZn20Al11 aj.),
- mosazi s vynikajícími pružinovými vlastnostmi (*niklové mosazi*) CuZn24Ni14 a CuZn20Ni18. Ve tvaru pásů a drátů se užívají na vysoce namáhané pružiny. Ve stavu R800 se dosahuje R_m nad 800 MPa, vlastnosti se zlepšují i žiháním na zotavení, při kterém dochází ke zvýšení $R_{p0,2}$ i tažnosti,
- *mosazi pro hydrauliku*, které jsou vhodné pro vysoké tlaky a kluzné rychlosti (např. slitina CuZn37Mn3SiNi1Pb1).

Slévárenské mosazi obsahují 25 až 39 % Zn. Tyto slitiny se nízkolegují Al, Fe, Mn, Ni a Sn a pro zlepšení obrobiteľnosti i 1 až 3 % Pb. Mají podstatně nižší mechanické vlastnosti než tvářené mosazi (R_m cca 250 MPa, A cca 10 %), jsou značně smrštivé a bývají porézní a jsou vhodné především pro vodovodní armatury.

Přehled typických a nejčastěji používaných mosazí je uveden v tab.4-XX.

Tabulka 4-XX Vlastnosti hutních výrobků z mosazí

ČSN EN 1412(421308)" ČSNEN1982(421561) ²⁾	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%1]	HV [11]	E [GPa]	[MS/m]	Hutní výrobky
CW-502L[CuZn15]-R300 CW-	150	300	25	85	118	22	B,S,T,W
508L [CuZn37] - R350 CW-	170	350	28	95	102	15	B,S,E,F,T,W
617N [CuZn40Pb2] -R380 CW-	160	380	18	85	100	15	B,E,F,T,W
403J [CuNi12Zn24] - R430 CC-	230	430	15	110	124	4	B,S,E,T,W
754S [CuZn39Pb1Al1 - GM	120	280	10	70	100	15	GM,GS,GP,GZ

Vysvětlivky : ' tvářené mosazi, B = tyče, S = plechy, pásy, E - profily, F - výkovky,
T = trubky, W = dráty ²⁾ lité mosazi, GM = do kovové formy, GS = do pískové formy, GP = tlakově, GZ = odstředivě

Bronzy

Jsou slitiny mědi s některými prvky (Sn, Pb, Al aj.), zinek však v bronzích není hlavní legurou.

Cínové bronzy jsou slitiny až s obsahem 8 % Sn (k tvářením) nebo až s 12 % Sn (na odlitky). Vliv cínu na fázové složení a na základní mechanické vlastnosti je na obr. 4-26.

Tvářením za studena lze pevnost zvýšit až na 800 MPa. Na rozdíl od mosazí mají cínové bronzy velké teplotní rozmezí mezi likvidem a solidem, což vede k dendritické segregaci a k ohraničené makrosegregaci. Tyto jevy ztěžují následné tvářením za tepla i za studena; proto se často před tvářením homogenizačně žihají. Cínové bronzy dobře odolávají

korozí v atmosféře a v mořské vodě, ale jsou napadány HNO₃, NH₃ a vodnými roztoky H₂SO₄ a NaOH.

Legování fosforem zlepšuje pevnost a tvrdost, ale zhoršuje se tvařitelnost za tepla. Přísada olova zlepšuje obrobiteľnost a snižuje součinitel tření. Cínové bronzy jsou zejména vhodné pro pružiny, konektory, kluzná ložiska a dráty pro síta.

Tabulka 4-XXI Vlastnosti hutních výrobků z bronzů

ČSNEN 1412(421308) ¹⁾ ČSNEN1982(421561) ²⁾	Rp0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A r%i	HV H11	E [GPa]	K ÍMS/ml	Hutní výrobky
CW-452K ĪCuSnól - R420	260	420	20	125	111	9	B,S,E,T,W
CC-483K rCuSn121 - GM	150	270	5	85	105	6	GC,GM,GS,GZ
CW-307G [CuA110Ni5Fe4] - R620	250	620	14	180	115	4	B,S,E,F
CW-354H [CuNi30Mn1Fe] - R410	300	410	14	110	150	2,5	B,S,F,T
CC-497K rCuSn5Pb201 - GC	90	180	7	50	90	6	GC,GS,GZ

Vysvětlivky : ¹⁾tvářené bronzy B = tyče, S = plechy, pásy, E= profily, F = výkovky, T = trubky
²⁾lité bronzy, GC= plynulé, GM do kovové formy, GS = do písku, GZ odstředivě

Hliníkové bronzy jsou slitiny mědi a hliníku s dalšími legurami, především s Fe, Ni a Mn. Celkový obsah těchto prvků bývá 5 až 12 %. Tyto slitiny jsou velmi dobře tvařitelné za tepla i slévateľné, což umožňuje vyrábět široký sortiment hutních výrobků. Tepelně se zpracují kalením a popouštěním. Lze docílit pevnosti až 1500 MPa, v některých slitinách i superplasticity. Mají velmi dobrou korozní odolnost v průmyslových atmosférách, v mořské vodě a v neoxidujících minerálních kyselinách. Jsou citlivé ke koroznímu praskání ve vlhkém čpavku. Používají se v převodových mechanismech (např. šneková kola) a armaturách, boilerech a odsolovacích zařízeních a také na nástroje ve vysoce výbušných prostředích (doly, továrny na výbušniny). Hliníkové bronzy na odlitky se používají na cyklicky anebo rázově namáhané součásti s vyššími požadavky na odolnost vůči otěru, korozí i proti zvýšené teplotě.

Niklové bronzy s 10 až 30 % Ni se používají na součásti boilerů, zásobníků teplé vody, tlakových nádob, kondenzátorů a výměníků tepla. S rostoucím obsahem niklu výrazně klesá elektrická konduktivita. Slitina CuNi45 (obchodní označení konstantan) je pak klasickým materiálem na odpory. Dráty z této slitiny se často povrchově oxidují, aby oxidická vrstva působila jako izolátor. Konstantan tvoří i jednu větev termočlánku se železem.

Beryliový bronz je slitina mědi s 2 % Be a malými přísadami Ni nebo Co. Dráty a pásy jsou vynikajícím pružinovým materiálem s dobrou elektrickou konduktivitou. Maximálních pružinových vlastností se dosahuje kombinací tváření za studena a vytvrzování (760 až 800 °C/ voda), umělé stárnutí při 260 až 420 °C. Jedná se o nejiskřivý materiál. Berilium je zdravotně závadný prvek.

Olovené, cínoolověné a červené bronzy jsou postupně slitiny Cu-Pb, Cu-Sn-Pb a Cu-Sn-Zn, které obsahují až 30 % Pb nebo až 10 % Zn. Olovené a cínoolověné bronzy mají dobrou tepelnou konduktivitu a výborné kluzné vlastnosti, takže se používají na ložiska pracující za zvýšených teplot. Protože však mají malou pevnost nanášejí se v tenké vrstvě na nosnou část ložiska (ocel). Červené bronzy jsou výborně slévateľné a obrobiteľné a mají dobré kluzné vlastnosti.

4.2.3.2 Nikl a jeho slitiny

Technicky čistý nikl

Nikl je nealotropický kov s krystalovou mřížkou k.p.s., teplotou tavení 1455 °C a hustotou 8900 kg.m⁻³. Má poměrně nízkou elektrickou a tepelnou vodivost (10 až 14 MS.m⁻¹ a 60 až 65). W.m⁻¹.K⁻¹ Velmi dobře odolává koroznímu působení atmosféry, vody a alkalických roztoků; neodolává anorganickým kyselinám a sloučeninám síry (H₂S). Nikl čistoty 99,6 % má dobré pevnostní i plastické vlastnosti (R_m = 300 až 400 MPa, A = 30 až 40 %). Největší podíl spotřeby niklu připadá na legování slitin (až 90 %).

Slitiny niklu

Podle charakteristických vlastností se slitiny niklu dělí na korozivzdorné, žárovečné a se zvláštními fyzikálními vlastnostmi.

Korozivzdorné slitiny niklu jsou jednak typu Ni-Cu (označované jako monely), jednak typu Ni-Mo-(Cr) - označované jako hastalloy. Tyto slitiny bývají komplexně legovány a obsah hlavní legury bývá do 30 %. Slitiny bez chromu odolávají redukčním prostředím (HCl), přísada chromu vyvolává pasivaci v oxidačních prostředích (H₂SO₄, H₃PO₄). Používají se především v chemickém průmyslu.

Žárovečné slitiny niklu (označované nejčastěji jako nimoniky) jsou mnohosložkové materiály, jejichž hlavní přísadou je chrom (10 až 20 %), který zabezpečuje jejich žáruvzdornost. Dále obsahují vysokotavitelné kovy (Mo, Ta, W) a hliník s titanem, které umožňují precipitační zpevnění intermetalickými fázemi po vytvrzení za tepla. Odlévané polykrystalické slitiny (ve vakuu) převládají nad tvářenými slitinami. Jinou metalurgickou variantou jsou monokrystalické výrobky nebo prášková metalurgie. Výrobky práškové metalurgie jsou disperzně zpevněny oxidy yttria. Tyto slitiny niklu se používají na součásti plynových turbin, odolávajících tečení až do 1150 °C.

Slitiny se zvláštními *fyzikálními vlastnostmi* jsou slitiny s velkou elektrickou rezistivitou, slitiny termočláňkové a slitiny magneticky měkké. Na topná vinutí elektrických odporových pecí se používá slitina NiCr20 (tzv. nichrom), který je žáruvzdorný do 1100 °C. Známý termočláňek chromel-alumel tvoří slitiny NiCr10Mn3 a NiAl2MnSi. Magneticky měkké slitiny obsahující 15 až 63 % Fe (tzv. permalloy) se vyznačují vysokou počáteční a maximální permeabilitou. Žihají se při vysokých teplotách a pomalu se ochlazují v proudící vodíkové atmosféře anebo se zpracují termomagneticky. Používají se na součásti pro sdělovací, řídicí a měřicí elektrotechniku.

4.2.4 Kovy a slitiny s nízkou teplotou tavení

Vedle cínu, olova a zinku patří do této skupiny měkké pájky a kompozice a další kovy (Bi, Cd, Li, aj.), jejichž technické použití je však velmi omezené.

Cín je kov alotropický, jeho nízkoteplotní modifikace Snct má krystalovou mřížku krychlovou diamantového typu a vysokoteplotní modifikace Snp je čtverečná tělesně středěná. Rovnovážná teplota této fázové přeměny je 13 °C, ale k jejímu uskutečnění je zapotřebí velkého přechlazení. Teplota tavení je 232 °C a hustota 7300 kg.m⁻³. Elektrická i tepelná vodivost cínu jsou malé (10 MS.m⁻¹ nebo 60). W.m⁻¹.K⁻¹ Cín je dobře tvaritelný i slévatelný, má velkou odolnost proti korozi v atmosféře i ve vodě, dobře odolává slabým organickým kyselinám v potravinách. Mechanické vlastnosti cínu a vybraných kovových materiálů jsou v tab. 4-?. Cín se v minulosti používal mnohem více k povrchovým úpravám a obalové technice, v současné době se nejvíce cínu spotřebuje na výrobu slitin.

Olovo není alotropické, jeho k.p.s. fáze se taví při teplotě 327 °C a má velkou hustotu 11340 kg.m⁻³, ale malou elektrickou (5) MS.m⁻¹ a tepelnou (35) konduktivitu. W.m⁻¹.K⁻¹ Vynikající je odolnost olova koncentrovaným kyselinám (zejména kyselině sírové). Pevnost i tvrdost jsou velmi malé a nemění se ani tvářením při teplotě okolí. Velmi dobrá je slévateľnost, nepříznivá je jedovatost i jeho slitin a sloučenin. Hlavní použití je v chemickém průmyslu a jako ochrana proti rentgenovému záření. Velká část olova se spotřebuje na výrobu slitin a sloučenin.

Zinek není alotropický, jeho š.t.u. fáze se taví při teplotě 419 °C a má hustotu 7130 kg.m⁻³. Jeho elektrická, resp. tepelná konduktivita je 16 resp. MS.m⁻¹ 110W.m⁻¹.K⁻¹ Odolává korozi v běžné atmosféře, vodě, benzínu a mírných zásadách. Schopnost tvářením za tepla i za studena je omezená, význačnou předností je jeho slévateľnost, kterou vynikají zejména některé slitiny zinku. Zinkové slitiny s Al a Cu umožňují výrobu odlitků i velmi složitých tvarů tlakovým litím, typickým příkladem je výroba karburátorů pro automobilové motory.

Měkké pájky jsou slitiny olova a cínu v různém poměru s teplotami tavení pod 300 °C. Pro náročné práce se používá pájka téměř eutektického složení (60 % Sn). Výhodou cínem bohatých pájek je jejich vyšší pevnost, lepší elektrická vodivost i nízká teplota pájení (185 °C). Pájky se stejným obsahem olova a cínu jsou nejběžnější.

Kompozice jsou nízkotavitelné slitiny používané na kluzná ložiska. Pro velmi malou pevnost v tlaku je nelze používat samostatně, ale jsou jimi vylévány pánve ložisek nebo se nanášejí na ocelové pasy pro výrobu tenkostěnných ložisek. Olověné kompozice jsou slitiny Pb, Sn a Sb, cínové kompozice mají vysoký obsah Sn a přídavek Sb a Cu. Složení se volí podle provozních podmínek a zatížení ložiska, které je charakterizováno diagramy tlak-objemová rychlost stejně jako u cínových bronzů.

Tabulka 4-XXII Mechanické vlastnosti nízkotajících kovů ve stavu tvářeném za tepla a slitin ve stavu litém

Kov nebo slitina	třídící znak	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	HB [1]	E [GPa]	hutní výrobky
Sn99,95	—	—	20 až 25	70 až 90	5	42	P,S
Pb99,95	423701	7	15	60 až 70	3až5	16	P,S,F,T,W
Zn99,95	423550	80 až 100	120až170	40 až 50	35 až 45	94	P,A,S
Sn60Pb-190/185	425624	—	50 až 55	30 až 60	15 až 17	30	B,F,S,T,W
PbSb14Sn6CuAs	423721	—	70	5	24	30	P
ZnAWCu1	423560	220 až 250	>275	2 až5	85	128	D

Vysvětlivky: A =anody, B=tyče, D=tlakové odlitky, F=folie, P=housky,

S=plechy, pásy, T = trubky, W = dráty

4.2.5 Kovy s vysokou teplotou tavení

Následující nealotropické kovy s krystalovou mřížkou k.p.s. jsou sestaveny v pořadí podle rostoucí teploty tavení.

Chrom má teplotu tavení 1875 °C a hustotu 7190 kg.m⁻³. Má vysokou schopnost pasivace a s tím spojenou odolnost proti elektrochemické korozi. Používá se k legování korozivzdorných, žáruvzdorných a žárovevných kovových materiálů a ke galvanickému pokovování.

Vanad má teplotu tavení 1902 °C a hustotu 6140 kg.m⁻³. Je dobře tvařitelný, pokud nekřehne vlivem intersticiálních příměsí (H, C, N, O). Odolává atmosférické korozi a jeho

mechanické vlastnosti ($R_m = 550 \text{ MPa}$, A s 20 %) jsou málo citlivé na ozáření. Používá se jako legující prvek do ocelí, slitin titanu a slitin s vysokou teplotou tavení, jako konstrukční materiál pro jadernou energetiku.

Niob má teplotu tavení 2415 °C a hustotu 8570 kg.m^{-3} . Při tváření za studena se výrazně zpevňuje, intersticiálními příměsemi křehne. Má malou pevnost ($R_m \approx 270 \text{ MPa}$), ale velkou plasticitu ($A \approx 50 \%$). Dobře odolává korozi, alkalickým roztaveným kovům a tečení. Používá se jako legura do ocelí, supravodivých slitin a v konstrukčních materiálech pro jadernou energetiku.

Molybden má teplotu tavení 2610 °C a hustotu 10220 kg.m^{-3} . Je dobře tvařitelný za studena, výrazně se deformačně zpevňuje. V nezpevněném stavu má dobré mechanické vlastnosti ($R_m \approx 800 \text{ MPa}$, A s 25 %). Je odolný proti korozi ta teploty okolí, za zvýšených teplot se oxiduje, odolává roztaveným kovům. Používá se jako legující prvek do korozivzdorných a žárovečných slitin železa, niklu a vysokotavitelných kovů. Je konstrukčním materiálem v elektrotechnice.

Tantal se taví při teplotě 2996 °C a má hustotu 16600 kg.m^{-3} . Jeho pevnost je menší než u molybdenu ($R_m = 350 \text{ MPa}$) při tažnosti 35 % a velmi nízké teplotě přechodu ke křehkému lomu (-200 °C). Je velmi dobře tvařitelný za studena, málo se deformačně zpevňuje. Odolává různým chemikáliím. Používá se ve slitinách jako konstrukční materiál v chemickém, textilním, farmaceutickém a elektrochemickém průmyslu, také v lékařství a kosmonautice.

Wolfram má nejvyšší teplotu tavení (3410 °C) a po rheniu (Re) i hustotu (19300 kg.m^{-3}). Má velkou elektrickou rezistivitu, která roste s rostoucí teplotou, vysokou pevnost ($R_m \approx 400$), ale nízkou tažnost ($A \leq 5 \%$), modul pružnosti $E \approx 315 \text{ GPa}$. Používá se jako legující prvek do konstrukčních a nástrojových materiálů pro strojírenství, elektrotechniku, jadernou energetiku a kosmonautiku.

4.2.6 Ušlechtilé kovy a slitiny

Všechny dále zmiňované kovy nejsou alotropické, slitiny nejsou polymorfní a mají krystalovou mřížku k.p.s. Mechanické vlastnosti technicky čistých kovů jsou uvedeny v tab. 4-XXIII.

Stříbro má teplotu tavení 962 °C a hustotu 10500 kg.m^{-3} . Vynikající elektrickou konduktivitu (61 MS.m^{-1}) i tepelnou konduktivitu ($410 \text{ W.m}^{-1}.K^{-1}$). Na vzduchu odolává oxidaci do 150 °C , dobře odolává slabým minerálním kyselinám a roztokům alkalických hydroxidů, reaguje však také se rtuť, sirovodíkem i sirnými sloučeninami. Čisté stříbro se využívá především v chemickém průmyslu na vyložení některých zařízení a výrobu sít i plátovaných plechů. Vysoké elektrické vodivosti stříbra i jeho slitin se využívá v elektrotechnice. Jsou to slitiny smění, paladiem nebo platinou, ale také výrobky připravované práškovou metalurgií ze směsí Ag-W a Ag-CdO. Pájky ze slitin stříbra s mědí a zinkem mají pracovní teploty 700 až 900 °C

Zlato má teplotu tavení 1063 °C a hustotu 19300 kg.m^{-3} . Jeho konduktivity jsou vysoké (45 MS.m^{-1} či $300 \text{ W.m}^{-1}.K^{-1}$). Odolává korozi ve velmi agresivních prostředích (HCl, H_2SO_4 , louhy, se rtuť však tvoří amalgam. V technické praxi se užívají slitiny se stříbrem a niklem na výrobu kontaktů a s platinou na trysky pro výrobu umělých vláken. Část zlata se spotřebuje na galvanické pozlacení nebo plátování.

Platina má teplotu tavení 1773 °C a hustotu 21450 kg.m^{-3} . Její konduktivity jsou nízké (10 MS.m^{-1} či $70 \text{ W.m}^{-1}.K^{-1}$). Odolává atmosférické korozi (neztrácí lesk) a redukcujícím i oxidujícím kyselinám za teploty okolí. Používá se v chemii a při výrobě skleněných vláken.

V elektrotechnice jsou důležité slitiny s rhodiem pro odpory i termočlánky a slitiny s iridiem na výrobu kontaktů.

Tabulka 4-XXIII Mechanické vlastnosti tvářených ušlechtilých kovů v měkkém stavu

Ušlechtilý kov	třídící znak	Rm [MPa]	A	HV [1]	E [GPa]	hutní výrobky
Ag99,9	423830	max.200 80	35 min.	max. 60	71	A, S, W, F
Au99,9	423801	až 195 120	35 min.	15 až 30	80	A,S,W
Pt99,9	423860	až 155	20	35 až 45	170	S,W

Vysvětlivky : A = anody, F = folie, S = plechy, pásy

4.3 Výrobní a zpracovatelské technologie

Najdete v samostatném souboru



4.3 Výrobní a zpracovatelské technologie

Tato kapitola pojednává o vybraných metalurgických procesech včetně práškové metalurgie a o technologii tepelně-mechanického a chemicko-tepelného zpracování kovových materiálů. Je zaměřena především na technické slitiny železa.

4.3.1 Klasické metalurgické procesy

Ocel se získává zkujňováním základních surovin, surového železa (nejčastěji vysokopecní produkt) a ocelového odpadu. Při ocelářském procesu se obsah uhlíku snižuje na 0,03 až 1,5 %, u dalších škodlivin na 0,05 % P a 0,045 % S. Získaná ocel pak dosahuje předepsaných mechanických a fyzikálních vlastností a je dostatečně tvárná za tepla i za studena.

Ocelářský proces probíhá ve dvou fázích. V první fázi probíhá oxidace a dochází ke snížení či odstranění nežádoucích prvků. Klesá obsah C, Mn, Si a P. Pokles fosforu je podmíněn použitím zásadité strusky (CaO). Druhou fází je rafinační (dezoxidační) perioda. Poté následuje odsíření. Dezoxidačními činidly jsou feroslitiny Mn a Si, část kyslíku se odstraňuje Al či komplexními slitinami. Moderní procesy využívají k dezoxidaci prvků vzácných zemin (Ce, La, Pr, Nd) nebo syntetické strusky.

Do padesátých let se většina ocelí vyráběla v Siemens-Martinových pecích. Dlouhé trvání tavby (6 až 8 hod) i při velké kapacitě SM pecí (až 900 t) byly příčinou útlumu tohoto ocelářského postupu. Také původní Bessemerovy konvertory (kyselá vyzdívka), známé od poloviny minulého století, ale i Thomasovy procesy (zásaditá vyzdívka), umožňující zpracování surových želez s vyššími obsahy P a S, se staly prakticky historii. Zvyšování metalurgické čistoty spolu s růstem produkce způsobilo, že převážná část výroby oceli dnes probíhá v kyslíkových konvertorech (asi 70 %). Vysokolegované oceli se vyrábí převážně v elektropecích.

Výroba oceli v kyslíkových konvertorech

První typy těchto konvertorů byly uvedeny do provozu v padesátých letech v rakouském Linci a Donauwitzu. Odtud označení LD proces, při němž je čistý kyslík (99,2 - 99,6 %) vháněn nad lázeň. Nezbytné teplo vzniká pouze exotermickými reakcemi kyslíku se železem a doprovodnými prvky. Proces je velmi rychlý. U běžných LD procesů je zpracováváno 25 až 35 % železného odpadu.

Při zpracování surových želez o vysokém obsahu P (asi 2 %) se používají modifikace LD procesu. Např. švédského procesu KALDO (Kalling-Domnarvert) se při úzkém sklonu kyslíkové trysky k povrchu lázně používá ještě dofoukávání mletého vápence. Kyslík proniká jen do menší hloubky taveniny, promíchávání kovu a strusky je intenzivnější. Úplnou oxidací CO na CO₂ se zvětšuje teplotný přínos, což umožňuje použití až 40 % šrotu ve vsázce.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Další zvyšování podílu šrotu je umožněno kombinovaným dmýcháním kyslíku, fosilních a ušlechtilých paliv. Modifikovaný proces KMS/KS (Klockner) umožňuje bez obvyklého autotermického surového železa až 100 % podíl tuhé vsázky šrotu.

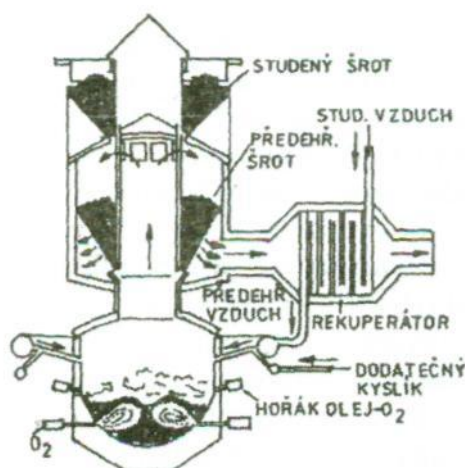
Jinou alternativou je např. proces KVA (Klockner-Voest-Alpine), kde tavení probíhá v konvertoru, u jehož dna je přívod kyslíkové, či vzdušné trysky, vylepšující tepelnou bilanci zařízení. Tavenina odtéká ke zpracování v LD konvertoru.

Modernizaci ocelářských procesů charakterizuje např. systém EOF (Energy Optimizing Furnace) vyvinutý v Korf-Lurgi Stáhl pro minihutě (obr. 4-27). Kombinace šachtového předehřevu šrotu a tavného procesu konvertorového typu, umožňuje variabilní poměr mezi vsázkovým surovým železem a šrotem. Odpich z EOF umožňuje přibližné legování, oduhličení, dezoxidaci (Al, Si) a předběžnou desulfurizaci.

Kyslíkové konvertory a jejich modifikace umožňují přechod na plnou recyklaci oceli. Lze v nich vyrábět všechny druhy uhlíkových ocelí včetně nástrojových, stejně jako některé legované oceli. Tyto oceli jsou kvalitnější než SM oceli, nižším obsahem N, H, ale i obsahy nežádoucích doprovodných prvků jako jsou Sn, Pb, As.

Výroba oceli v elektrických pecích

Nejkvalitnější, především vysokolegované oceli se vyrábějí v elektropecích. Z toho asi 90 % v pecích obloukových, zbytek v pecích indukčních. Obloukové pece využívají přímého oblouku (Héroultova pec). Třífázovým střídavým proudem se taví vsázky od 20 do 100 t. Největší pece (až 200 tunové), pracující s transformátory o výkonu cca 600 kVA/t vsázky, jsou označovány jako UHP pece (Ultra High Power).



Obr. 4-27 Schéma systému EOF

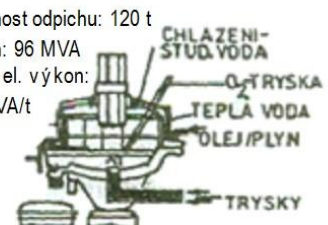
V roce 1970

Hmotnost odpichu: 130 t
Příkon: 36 MVA
Spec. el.
výkon: 280 kVA/t



V roce 1990

Hmotnost odpichu: 120 t
Příkon: 96 MVA
Spec. el. výkon:
800 kVA/t



Obr. 4-28 Vývoj elektrické obloukové pece



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Trend růstu výkonových parametrů obloukových pecí je zřejmý z obr. 4-28. Vodou chlazený plášť pece, přívod kyslíku a ušlechtilých paliv nad lázeň i prodmychávání Ar a N lázni vede především k prudkému růstu produkce a kvality oceli. Specifický příkon až 800 kVA/t umožňuje zkrácení fáze tavení, takže dnešních 30 až 35 taveb denně je 2,5 x více než před 20 lety. Navíc toto uspořádání umožňuje až 100% podíl vsázkového šrotu. Podstatná je i konstrukční úprava drahých grafitových elektrod. Alitováním či ochlazováním pláště se jejich spotřeba snižuje z 5,0 na 1,5 kg/t.

Výroba oceli v indukčních pecích

Středofrekvenční (500-8000 Hz) a nejrozšířenější vysokofrekvenční (300-800 kHz) pece taví ocel indukčním účinkem střídavého proudu. Kolem vlastního kelímku ze zásadité, méně pak kyselé vyzdívky, je ovinuta měděná indukční trubka, chlazená protékající kapalinou. Vysokou rychlost tavení umožňuje spotřeba elektrické energie 500 až 800 kWh/t. Protože nemůže docházet k nauhličování tavby úlomky elektrod, lze takto vyrábět oceli s nejnižšími obsahy C. Také obsah plynů je minimální. Nevýhodou jsou požadavky na vysokou čistotu vsázky. Indukční pece nemají dostatečný rafinační účinek, proto se v nich ocel vyrábí jen přetavováním.

4.3.2 Speciální metalurgické procesy

Potřeba pevnějších, lehčích, korozně a tepelně odolnějších materiálů vyvolává přísné požadavky na jejich mikročistotu. Minimální obsahy plynů a stopových prvků i úzké rozmezí chemického složení, vyžadují použití nových dodatečných metalurgických procesů.

V případě vysocečistých ocelí obsah fosforu nesmí převyšovat 0,005 %, u síry 0,002 % a dusíku 0,003 %. Superhlubokotažné plechy připouští max. 20 ppm uhlíku a 1,5 ppm vodíku. Obdobně je limitována přítomnost nízkotavitelných prvků (Pb, As, Bi a Cd). Dosažení takové čistoty umožňují procesy mimopecní pánevní rafinace, tzv. sekundární metalurgie.

Její základní formou je rafinace oceli dmýcháním prachových látek. Jde především o hluboké odsíření, dále o konečnou dezoxidaci a dosažení příznivější modifikace zbylých vměstků. K tomu se užívá prachového vápna, případně Al_2O_3 a CaF_2 . Zvýšení účinnosti odsíření se dosahuje směsí Ca-Si, popř. CaC_2 nebo hliníkem. Nosným plynem je argon či dusík.

Dalším postupem je injektáž plněnými profily. Do pánve se přivádí speciálními podavači Al-dezoxidátor. K modifikaci zbylých vměstků slouží profil plněný CaSi. Homogenizaci oceli zajišťuje dmýchání inertního plynu porézní tvárnici ve dně pánve.

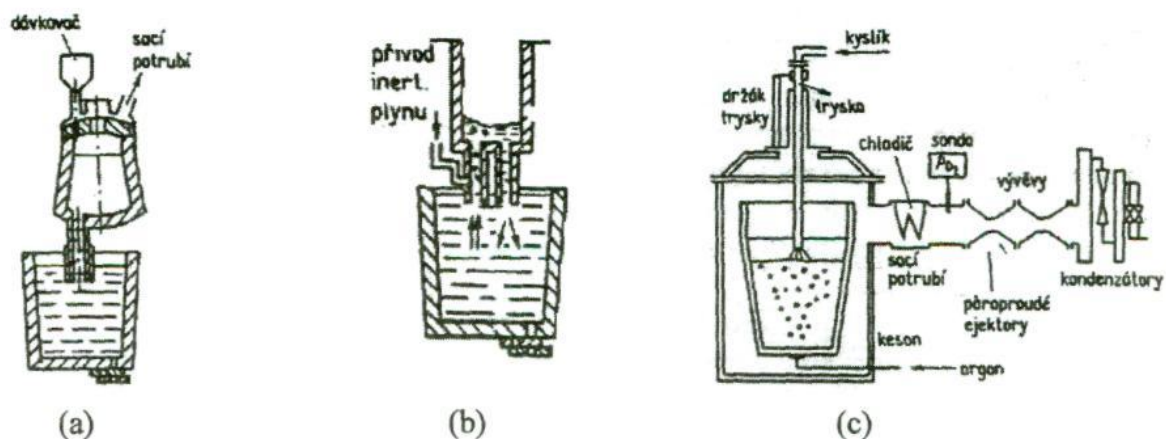
Nejrozšířenějšími postupy sekundární metalurgie jsou různé modifikace vakuování v pánvi nebo v licím proudu. Rozpustnost H a N v tekuté oceli je funkcí parciálního tlaku těchto plynů v okolní atmosféře. Snižováním vnějšího tlaku na 10^{-1} až 10^{-3} Pa klesá obsah těchto prvků v oceli. Dále probíhají procesy promývání a čeření oceli argonem, desulfurizace zásaditou struskou a konečné dolegování včetně finální dezoxidace. Nejčastěji se používají postupy:



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

- Vakuové odplyňování v kesonu (podtlakové komoře). Do kesonu je obvykle zapojeno i zařízení dávkování ferolitů. Vakuování je doprovázeno intenzivním varem oceli. Intenzitu pohybu oceli v pánvi uvnitř kesonu lze zvýšit pomocí indukčního mícháče.
- Vakuové odplynění oceli zdvižným způsobem - DH proces (obr. 4-29a).
- Vakuové odplynění běžným způsobem - RH proces (obr. 4-29b).
- Rafinace postupem VOD (Vacuum-Oxygen-Decarburization). Tento postup byl v ČR označen Vakuvit (obr. 4-29c).
- Rafinace oceli procesem ASEA probíhá ve čtyřech etapách. Ocel se nejprve vakuově odplyňuje, pak se vakuově oduhličí pomocí kyslíku přivedeného do pánve. Následuje ohřev lázně elektrickým obloukem, pak odsíření a legování při indukčním míchání taveniny.

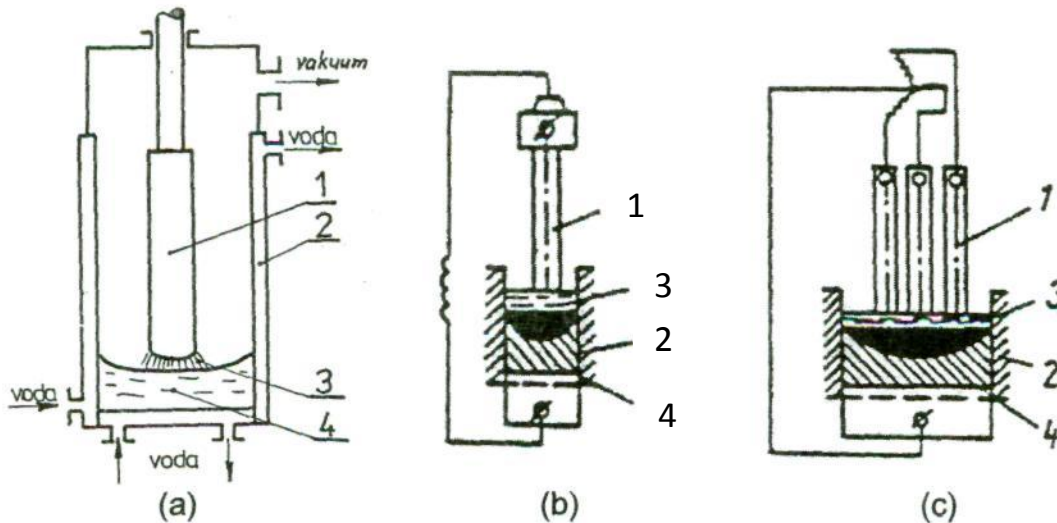
Superslitiny, tj. materiály pro vysoké teploty na bázi Fe, Ni a Co, stejně jako slitiny Ti vyžadují vysokou chemickou čistotu. Proto je vyloučen během tavného procesu styk taveniny s žáruvzdornou vyzdívkou. Většinou se vyrábějí vakuovým indukčním tavením (VIM) s následným vakuovým obloukovým přetavováním (VAR obr. 4-30a) nebo elektrostruskovým přetavováním (ESR obr. 4-30b, c). Elektrostruskovým přetavováním se rafinují i nejkvalitnější oceli. Krystalizatorem většinou bývá vodou chlazená měděná trubka. Modifikací postupu je pak elektrostruskové přetavování ve vakuu (VAC-ESR).



Obr. 4-29 Schéma zařízení pro rafinaci oceli, DH proces (a), RH proces (b), Vakuvit (c)



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ



Obr. 4-30 Schéma VAR (a), ESR – jednofázové zařízení (b), ESR – trojfázové zařízení s jedním krystalizátorem (c)

1 – odtavná elektroda, 2 – krystalizátor, 3 – roztavená struska, 4 – ingot

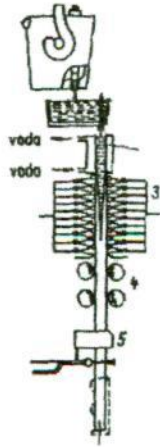
Během přetavování dochází nejen ke zlepšení chemického složení, ale i k příznivějšímu průběhu krystalizace. Rafinační proces stékající kapky kovu z odtavené elektrody vakuováním či kontaktem s aktivní struskou je doprovázen usměrněnou a bezdefektní mikrokrytalizací.

Výsledné materiálové vlastnosti záleží i na poslední fázi metalurgické výroby - lití do požadované formy. To znamená na průběhu primární krystalizace. Výroba ingotů, tj. odlévání oceli do kokil je obtížná a nákladná operace. Snížení segregace a středové pórovitosti ingotů se řeší různými postupy uklidňování oceli. V poslední době však je nahrazováno plynulým litím, schematicky znázorněným na obr. 4-31. Ve svislém krystalizátoru, chlazeném vodou, ocel tuhne rychleji. Pod krystalizátorem v pásmu sekundárního chlazení tuhne i střed tzv. předlitku. Ten se častěji ohýbá do vodorovné polohy a kyslíko-acetylenovými hořáky řeže na požadované délky do válcoven. Vyšší chemická homogenita je příčinou rovnoměrnějších vlastností vývalku. Jde především o vyšší izotropii, pevnostní, ale i plastické vlastnosti. Výhodou kontilití jsou dále i malé odpady materiálu, zkrácení výrobního cyklu, vyloučení prvních válcovacích operací ingotů - bloomingu či slabingu. Nevýhodou jsou vysoké investiční náklady.

Pro současný stav kontilití je charakteristický přechod z kontilití bram tloušťky 140 až 250 mm na lití tenkých polotovarů, případně přímo plechů o tloušťkách 10 až 1 mm. Přesto, že princip přímé výroby tenkých pásů litím mezi 2 válce již byl patentován v minulém století, lze očekávat podstatnější provozní využití až v tzv. minihutích během následujícího desetiletí.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ



Obr. 4-31 Schéma zařízení na plynulé odlévání oceli (vertikální typ)

4.3.2.1 Integrované hutnické závody – minihutě

Snaha o dosažení tvarů a rozměrů, které se přibližují finálnímu výrobku, vedla v oblasti kontinuálního odlévání ke koncepci tzv. minihutí. První „mini-mills“ určený pro výrobu tenkých pásů byl uveden do provozu v roce 1989 ve firmě Nucor (USA). Tento systém byl nazván CSP (Compact Strip Production). Po kontinuálním odlití tenké bramy tloušťky 50 mm byla po následném válcování dosáhnuta tloušťka plechu 20 mm.

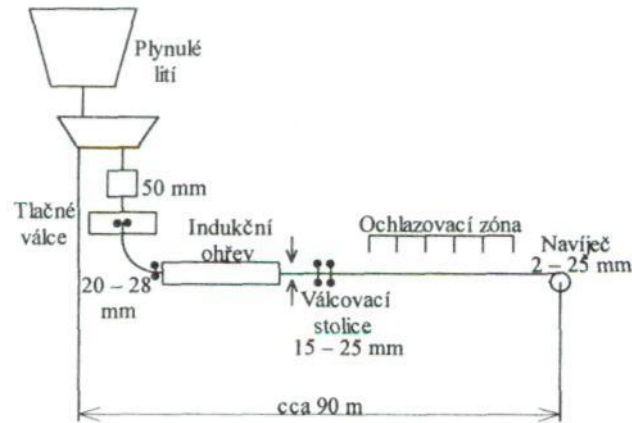
Dalším vývojovým stupněm minihutí je proces označená jako CPR (Casting -Pressing - Rolling), viz obrázek 4-32.

Výstupní tloušťka bramy ze statického krystalizátoru 50 mm je párem malých válců stlačena na tloušťku 20 až 28 mm, pás je doválcován v jedné resp. dvou až třech kvarto-stolicích na výslednou tloušťku kolem 2 mm. Délka zařízení CPR při výrobnosti 0,5 mil. tun/ rok je kolem 90 m. CPR procesy jsou konstruované jako:

- on-line výrobní systémy – materiál je od odlévání až po navíjení bez dělení,
- off-line výrobní systémy – proces odlévání je stříháním polotovaru oddělený od procesu válcování.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ



Obr. 4-32 Systém CPR

4.3.3 Prášková metalurgie

Nejmladším a velmi dynamickým odvětvím výroby materiálů je prášková metalurgie. Její předností je možnost výroby metalurgicky nemísitelných materiálů, což umožňuje slinování (sintrace) prášků kovů, keramiky i plastů. Původní termín PM tedy není nejpřesnější, označení PT - práškové technologie se neujalo.

Téměř 100% využitelnost materiálu, nízká energetická náročnost výroby a plná recyklovatelnost provozu jsou důvodem rychlého růstu světové produkce práškových materiálů.

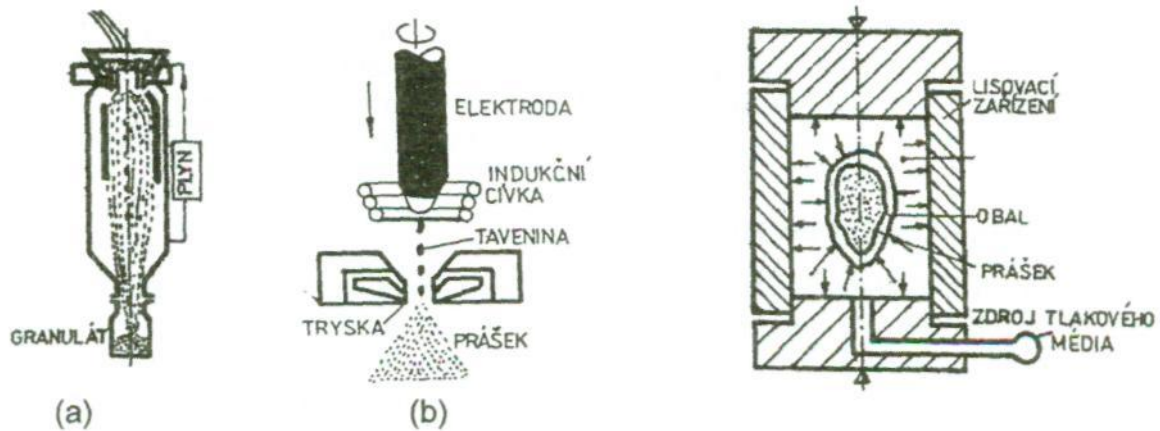
Mechanické vlastnosti práškových materiálů se vyznačují především vysokou tvrdostí, tzn. i otěruvzdorností, které jsou schopny si podržet do velmi vysokých teplot. Např. Al má teplotu tání 660°C, ale SAP (Sintred Aluminium Powder) si své mechanické vlastnosti drží ještě při 900 °C. Tvrdost práškových materiálů vzrůstá s jemností prášku. (např. kovové prášky pro PM s velikostí 0,5 μm dosahují tvrdosti až 2000 HV).

Základními technologiemi PM je výroba prášků a jejich následné zhutňování a spékání. Nejrozšířenější je prášková metalurgie kovů.

Výroba práškových kovů. Schematické postupy výroby prášku jsou zobrazeny na obr. 4-33. Při konvenčním rozprašování je tavenina strhávána plynou tryskou a tuhne ve formě granulátu. U vysoce čistých prášků dochází k bezdotykovému odtavování např. postup EIGA - elektronový indukční plynový atomizátor.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ



Obr. 4-33 Výroba prášku – konvenční rozprašování (a), postup EIGA (b)

Obr. 4-34 Schéma izostatického lisování

Zhutňování práškových kovů

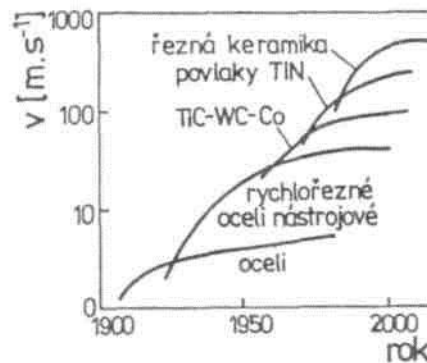
Vedle klasického postupu, sestávajícího z konvenčního lisování a následného spékání za tepla se objevuje celá řada speciálních postupů:

- *Izostatické lisování.* Schematický obr. 4-34 ukazuje postup výroby tvarově složitých součástí, jakými jsou např. disky a lopatky tryskových motorů. Postup může být aplikován za tepla - HIP, či za studena -CIP.
- *Zhutňování při atmosférickém tlaku.* Postup využívá aktivátoru slinování nejčastěji v kapalném stavu. Povlakovaný prášek se nasype do skleněných forem určujících tvar výrobku. V evakuované peci při teplotách blízkých natavení se dosahuje zhutnění, kdy pórovitost klesá k nule.
- *Rázové dynamické vysokorychlostní zhutňování.* Tzv. explozivní technologií dochází k dynamické konsolidaci prášku. Průchodem tlakové vlny dochází v mezičásticových kontaktech vysokou teplotou k vytvoření kohezních vazeb, při tom jádra prášků zůstávají teplotně neovlivněná.
- *Spékání za studena.* Tato metoda využívá při běžných teplotách vysokých tlaků (až 3000 MPa). Při zhutňování speciálních materiálů (amorfní kovové slitiny, kompozity s diamanty) je vyloučeno použití zvýšených teplot.
- *Injekční vstřikování.* Pro jeho aplikaci se prášek smísí s vhodným polymerním pojivem a po vystříknutí polotovaru se pojivo při slinování odstraní. Finální výrobek vzniká při jedné operaci za poměrně nízkých teplot a tlaků. Vliv na konečné vlastnosti PM materiálů mají i následné zpracovatelské technologie. Nejčastěji kování, válcování, lisování protlačováním či kontinuální extruze.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Prudký růst produktivity přineslo používání PM materiálů v technologii obrábění, jak je patrné z obr. 4-35. Nové řezné materiály umožnily nárůst řezné rychlosti v o 2 řády.



Obr. 4-35 Vývoj řezných materiálů

Největším spotřebitelem práškových materiálů je automobilový průmysl. U firmy Ford byla průměrná spotřeba v r. 2000 přibližně 17,3 kg na jedno auto. Nejčastější uplatnění je v ložiskových a brzdících součástkách.

Stoupá však aplikace i v součástkách motoru. Jde především o ventily, jejich vedení a sedla, vložky válců, hlavní ložiska a součásti rozvodů. Určitým nedostatkem PM je nízká lomová houževnatost. Jejím nárůstem souvisí s rozměrovými a chemickými parametry prášků, s volbou vhodných zpevňovacích disperzoidů a se snižováním pórovitosti výrobků. Práškové kovové materiály se konstitují především na bázi Cu, Al, Ni, Fe, Ag, W, Pb a Co. Tyto stejně jako slinuté kompozity, keramické a amorfnní materiály nacházejí stále větší využití v elektrotechnice, elektronice a výpočetní technice, kosmonautice a jaderné energetice.

4.3.4 Tepelné zpracování

Tepelné zpracování kovů zahrnuje technologické postupy, pro které je charakteristický přenos tepla mezi materiálem v tuhém stavu a okolním prostředím v tepelných cyklech za účelem zlepšení užitečných vlastností výrobků. Každý cyklus se skládá z ohřevu na požadovanou teplotu, výdrže na této teplotě a ochlazení. Parametry cyklu (rychlost ohřevu i ochlazení, teplota, čas) závisí nejen na účelu zpracování, ale i na materiálu výrobku, jeho tvaru i rozměrech.

4.3.4.1 Tepelné zpracování slitin železa

Výhodná polymorfie slitin železa i vhodné transformační charakteristiky umožňují měnit tepelným zpracováním strukturu a tím i vlastnosti oceli i litin v takovém rozsahu, který není možný u žádného jiného kovu nebo slitiny.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Tepelné zpracování lze rozdělit na:

- postupy, které dosahují v porovnání s výchozím stavem rovnovážnější struktury a které se souborně nazývají *žihání*,
- postupy směřující ke struktuře o určitém stavu nerovnovážnosti a které jsou označovány jako *kalení*.

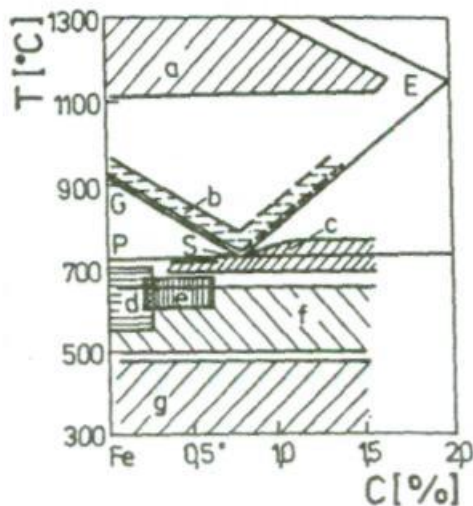
Tepelné zpracování ocelí

Žihání

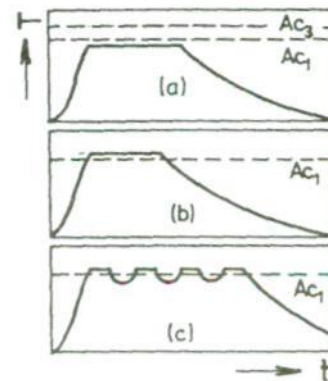
Ve většině případů bývá cílem žihání:

- snížení zbytkových napětí,
- odstranění následků předcházejícího mechanického zpracování,
- zlepšení technologických vlastností (tvařitelnosti za studena, obrobitelnosti),
- zmenšení chemické a strukturní heterogenity.

Rozhodujícím technologickým parametrem žihání je teplota a doba výdrže na teplotě, když ochlazování bývá obvykle velmi pomalé. Žihací teploty jednotlivých postupů vyplývají z rovnovážného diagramu Fe-Fe₃C (obr. 4-36).



Obr. 4-36 Žihací teploty v diagramu Fe - Fe₃C při žihání: (a) homogenizačním, (b) normalizačním, (c) na měkko, (d) rekrytalizačním, (e) protivločkovém, (f) ke snížení zbytkových napětí, (g) k odstranění křehkosti po moření



Obr. 4-37 Postupy žihání na měkko - (a) podeutektoidní ocel, (b) nad-eutektoidní ocel, (c) vysokolegovaná nástrojová ocel



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Podle teploty lze rozdělit všechny druhy žíhání na:

- **žíhání bez překrystalizace** omezené shora teplotou eutektoidní přeměny A_{C1} .
- **žíhání s překrystalizací** v teplotním pásmu nad teplotou A_{C3} resp. A_{cm} .

Žíhání na snížení zbytkových napětí. Účelem je snížení vnitřních napětí v materiálu při tuhnutí odlitku, chladnutí po tváření za tepla i po tváření za studena, ale i v povrchových vrstvách po třískovém obrábění. Při teplotě žíhání 450 až 650 °C je mez kluzu tak nízká, že se zbytková napětí mohou vyrovnat lokální plastickou deformací. Podle velikosti, tvaru a materiálu součásti je nutná 2 až 10 h výdrž na teplotě s pomalým ochlazováním, aby se předešlo vzniku nových zbytkových napětí.

Žíhání rekrytalizační. Jedná se zpravidla o mezioperační žíhání při tváření nízkouhlíkové oceli za studena, které odstraňuje vzniklé zpevnění a regeneruje tvárné vlastnosti. Děje se tak ohřevem na teplotu do oblasti rekrytalizace 550 až 700 °C s výdrží 1 až 5 h. Tímto postupem lze i významně měnit tvar a velikost zrna, zpravidla se žíhá za účelem zjemnění zrna.

Žíhání na měkko. Dochází při něm ke sferoidizaci eutektoidních karbidických částic v důsledku povrchového napětí. Změnou lamelárního perlitu na zrnitý lze u nízkouhlíkových ocelí zlepšit tvařitelnost za studena a u ocelí s obsahem nad 0,4 % C obrobitelnost. Rovněž lze žíháním připravit vhodnou výchozí strukturu pro následné kalení, zejména u eutektoidních a nadeutektoidních ocelí. Rovnoměrné rozložení zrnitých karbidů v základní feritické hmotě ulehčuje následující austenitizaci a zlepšuje celkové vlastnosti po zakalení, čehož se úspěšně využívá zejména u ložiskových ocelí. Teplota žíhání je blízká eutektoidní teplotě, případně se pohybuje v jejím okolí. Základní způsoby žíhání na měkko jsou schematicky znázorněny na obr. 4-37. Zvýšení teploty nad A_{C1} resp. její kolísání kolem této hodnoty usnadňuje a urychluje sbalování karbidických částic. Doba žíhání je různá podle druhu oceli i předchozího tepelného zpracování a pohybuje se od 4 h u uhlíkových ocelí po 16 h pro vysokolegované oceli. Žíhání je ukončeno pozvolným ochlazováním v peci.

Žíhání protivločkové. Aplikuje se při nadkritickém obsahu vodíku v oceli, kdy dochází k náchylnosti tvorby vnitřních trhlin - vloček (kap. 4.1.2). Vločkám lze zabránit dlouhodobým ohřevem (až desítky hodin) při teplotách 650 až 750 °C, kdy v důsledku podstatného zvýšení difuzivity vodíku ve feritu se jeho obsah sníží pod kritickou hodnotu. Žíhání je nutné vykonat bezprostředně po odlévání nebo tváření za tepla (před ochlazením na teplotu okolí), kdy přítomný vodík ještě nevytváří molekuly, které už nejsou schopny difúze a tím i vytěsnění z oceli. Po dlouhodobé výdrži na žíhací teplotě je vhodné ochlazovat alespoň do 500 °C velmi pomalu.

Žíhání pro odstranění křehkosti po moření. Při odstraňování okují mořením dochází u ocelových součástí k difúzi vodíku do kovu a následné vodíkové křehkosti. Protože při mořem je pronikání vodíku do oceli omezené, dá se vodík jednoduše vytěsnit žíháním při teplotě 300 °C až 500 °C po dobu 1 až 4 h.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Žihání normalizační. Patří mezi nejužívanější postupy tepelného zpracování oceli, protože zajišťuje jemnozrnnou a rovnoměrnou strukturu po odlévání, tváření či dlouhodobém žihání za vysoké teploty. Klasický postup se užívá výhradně u podeutektoidních ocelí, kdy při teplotě 30 až 50 °C nad A_{C3} a výdrž 1 až 4 h, vzniká jemná rovnoměrná austenitická struktura, která po ochlazení na vzduchu transformuje na jemnozrnnou feriticko-perlitickou strukturu s příznivými mechanickými vlastnostmi. Výjimečně se aplikuje u nadeutektoidních ocelí k získání lepší redistribuce částic sekundárního cementitu, který se v důsledku pomalého ochlazování z dokovacích teplot vyloučil ve formě síťoví na hranicích zrn. Ohřevem nad A_{cm} se karbidické síťoví rozpustí v austenitu a rychlejším ochlazováním se zabrání jeho opětovnému vyloučení na hranicích zrn.

Žihání homogenizační. Snižuje nehomogenitu chemického složení tlustostěnných odlitků, ve kterých došlo k výrazné dendritické segregaci. Dlouhodobým žiháním v rozsahu teplot 1 100 až 1 200 °C (obvykle asi 200 °C pod solidem) dochází dostatečnou difúzní rychlostí uhlíku i dalších prvků ke snížení odměšení a nežádoucí heterogenity. Výdrž na teplotě se řídí velikostí a tloušťkou odlitku a většinou vede k výraznému zhrubnutí zrna, což vyžaduje následné normalizační žihání.

Žihání rozpouštěcí. Tímto žiháním se rozpouštějí karbidy, nitridy i další intermetalické fáze, což zvyšuje homogenitu austenitu a jeho nasycení legujícími prvky. Nejčastěji se využívá u vysokolegovaných austenitických ocelí, kde žiháním při teplotách 1 050 až 1 150 °C s následným rychlým ochlazením, které zabrání opětovnému vyloučení fází, se získá čistě austenitická struktura.

Žihání izotermické. Spojením tří druhů žihání - normalizačního, na měkko, na snížení vnitřních napětí, do jedné operace lze získat homogennější jemnozrnnou strukturu se zlepšenou obrobiteľností. Postup začíná normalizačním žiháním, po kterém se ocel ochladí proudem vzduchu na teplotu 700 až 650 °C, při které v izotermické prodlevě probíhá rozpad metastabilního austenitu na jemný sferoidizovaný perlit. Výdrž na teplotě vyplývá ze znalosti diagramu IRA pro příslušnou ocel. Nakonec následuje ochlazení vzduchem. Proces je zvláště vhodný pro některé střednělegované oceli, které se obtížně žihají na měkko.

Kalení

Cílem kalení je zvýšení tvrdosti, pevnosti a odolnosti proti opotřebení oceli. Tyto vlastnosti nabízejí částečně nebo úplně nerovnovážné struktury, které lze získat ochlazením austenitu nadkritickou rychlostí. Podle fáze, která převládá ve výsledné struktuře, rozlišujeme kalení martenzitické nebo kalení bainitické.

Důležitým parametrem procesu je *kalící teplota*, při které je ocel před ochlazením austenitizována. Správná kalící teplota je u podeutektoidních ocelí asi 30 až 50 °C nad A_{C3} , kde zajišťuje homogenní strukturu austenitu před rozpadem. U nadeutektoidních ocelí stačí ohřev jen asi 20 °C nad A_{C1} , kdy výchozí strukturu tvoří heterogenní směs austenitu a nerozpuštěných karbidů, které po zakalení přispívají ke zvýšení odolnosti proti opotřebení. Nedodržení správné kalící teploty vede ke zvýšení



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

nežádoucích fází v konečné struktuře (ferit) nebo ke zhrubnutí zrna, což může vést až ke vzniku kalických trhlin.

Ochlazovací rychlost při kalení musí být tak velká, aby zajistila vytvoření požadované martenzitické či bainitické struktury, ale aby nezpůsobila trhliny nebo vysoké zbytkové napětí. To vyžaduje *kalicí prostředí* s takovou intenzitou ochlazování (součinitelem přenosu tepla α - kap. 2.4.1), aby rychlost ochlazování výrobku vzhledem k počátku difúzního rozpadu austenitu byla nadkritická a optimální. Stejně je tomu pod teplotou M_s , když příliš vysoká rychlost ochlazování způsobuje nárůst zbytkových napětí, relaxujících za vzniku kalických trhlin. Naopak příliš nízká rychlost vede ke stabilizaci zbytkového austenitu. Kromě intenzity ochlazování jsou kalicí média hodnocena i dle fyziologické nezávadnosti, ekologické neškodnosti, snadné omyvatelnosti, odolnosti proti tepelnému zatížení, oxidace, stárnutí. Mezi klasická chladicí media patří: vzduch, olej, voda a vodní roztoky solí a alkálií. S vývojem nových kalických postupů se uplatňují i moderní kalicí prostředí na bázi polymerů, které intenzitou ochlazování leží mezi olejem a vodou.

Výsledky kalení závisí kromě parametrů kalicího prostředí a postupu také na charakteristikách kaleného výrobku (druhu oceli, tvaru, rozměrech a hmotnosti).

Kalitelnost je schopnost oceli dosahovat ochlazením z austenitizační teploty nerovnovážného stavu.

Zakalitelnost je dána maximální tvrdostí po kalení a závisí na obsahu uhlíku rozpuštěného v austenitu. Výsledná tvrdost je ovlivněna i výší kalicí teploty zvláště u nadeutektoidních ocelí, jak je patrné z obr. 4-38a.

Prokalitelnost informuje o možnosti zakalení součásti do určité hloubky nebo v celém průřezu. Za zakalený se obvykle považuje materiál se strukturou tvořenou minimálně z 50 % martenzitu. Prokalitelnost je především závislá na složení oceli a je podmíněna tvarem diagramů IRA, ARA a rychlostí ochlazování. Vzhledem k tomu, že rozpad austenitu začíná na hranicích zrn, bude důležitá i velikost zrna austenitu. Prokalitelnost se zjišťuje buď výpočtem, nebo praktickými zkouškami. Nejčastěji se stanovuje *Jominiho čelní zkouškou* (ČSN EN ISO 642), při které se definovaným způsobem ochlazuje standardní válcové těleso ohřáté na kalicí teplotu. Po ochlazení tělesa se měří tvrdost po jeho délce směrem od čela a výsledkem je křivka prokalitelnosti jako závislost tvrdosti na vzdálenosti od čela tělesa (obr. 4-38b). Použitím křivky prokalitelnosti a vhodných nomogramů lze stanovit kritický průměr prokalitelnosti D_k , který se používá při posuzování schopnosti prokalení materiálu a představuje válec, mající po ochlazení ve svém středu právě 50 % martenzitu. Protože každá ocel díky rozpětí chemického složení vykazuje při různých teplotách i různou prokalitelnost, stanovuje se pás prokalitelnosti, který je omezen jednou křivkou pro maximální a druhou pro minimální tvrdost (obr. 4-38b). Ke srovnání různých ocelí se používá index prokalitelnosti, který respektuje hranice tohoto pásu. Při požadavku na prokalitelnost se uvádí buď minimální a maximální

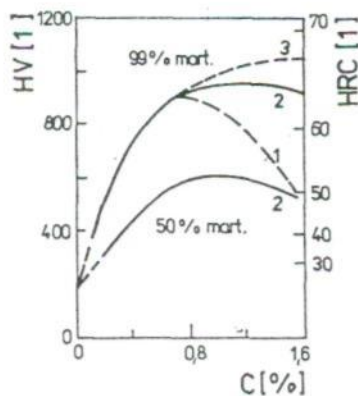


4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

vzdálenost od čela pro určitou tvrdost (např. J400 = 10/20) nebo maximální a minimální tvrdost v určité vzdálenosti (např. J430/450 = 10).

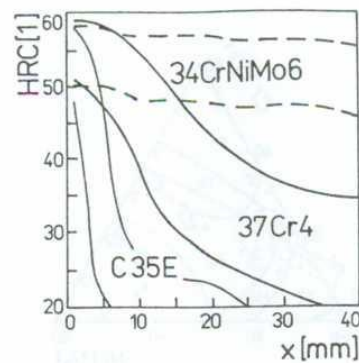
Pro dosažení optimální rovnoměrné struktury, k minimalizaci deformací při kalení, byla vypracována řada *kalicích postupů*, které jsou schematicky znázorněny na obr. 4 - 39.

Oba způsoby kalení, martenzitické i bainitické, používají jak plynulé nepřetržité ochlazování až na teplotu ochlazovacího prostředí, tak různé modifikace přetržitého kalení

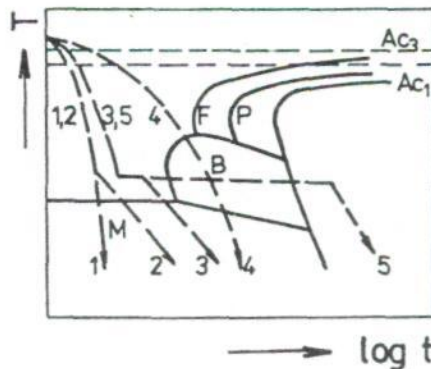


Obr. 4-38a Tvrdost oceli po kalení

- 1 - nadeutektoidní ocel kalená z teplot nad A_{cm} ,
- 2 - nadeutektoidní ocel kalená z teplot nad A_{c1} ,
- 3 - martenzit po kalení z teplot nad A_{cm} (zmrazení)



Obr. 4-38b Pásky prokalitelnosti oceli C35E, 37Cr4 a 34CrNiMo6



Obr. 4-39 Druhy kalení

- 1 - základní, 2 - lomené, 3 - termální, 4 - nepřetržité bainitické, 5 - izotermické



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Kalení základní (obyčejné) je nejjednodušší, teplota klesá plynule pod M_s , kdy začne transformace austenitu na martenzit (obr. 4-39, čára 1). Vznikají velká zbytková napětí, maximální deformace a proto není vhodné pro kalení tvarově složitých výrobků.

Kalení lomené (obr. 4-39, čára 2) začíná ochlazováním nadkritickou rychlostí k potlačení perlitické přeměny (např. ve vodě) a pokračuje ochlazením v mírnějším prostředí (např. olej). Tím se zmenšuje rozdíl teplot na povrchu a ve středu výrobku a snižuje se tepelná napětí.

Kalení termální (obr. 4-39, čára 3) dovoluje vyrovnat teploty v celém objemu kaleného předmětu, snížit tepelná napětí a zmenšit deformaci díky prodlevě nad teplotou M_s . Ochlazení v intervalu martensitické přeměny probíhá zpravidla na vzduchu. Postup je vhodný pro tenkostěnné výrobky složitých tvarů zocelí, které mají bainitickou oblast dostatečně posunutou vpravo.

Kalení zrn zmrázováním vyžaduje dochlazení ve zmrzovací lázni (ochlazovaných tekutým dusíkem), které má zabránit stabilizaci ZA (zbytkový austenit) u ocelí s nízkými teplotami M_s a M_f . Aplikuje se na výrobky pracující při záporných teplotách, u měřících nástrojů a u ocelí na ložiska, kde se vyžaduje tvarová stabilita.

Kalení nepřetržitě bainitické se provádí u ocelí s bainitickou oblastí významně posunutou doleva (obr. 4-39, čára 4). Výslednou strukturu tvoří směs bainitu, martenzitu a zbytkového austenitu.

Kalení izotermické je podobné termálnímu kalení s tím, že prodleva trvá v oblasti bainitické přeměny až do ukončení izotermického rozpadu austenitu (obr. 4-39, čára 5). Tepelná i strukturální napětí jsou minimální, není nebezpečí deformace a vzniku trhlin. Nejstarším způsobem izotermického kalení je patentování, používané při výrobě drátů s vysokou pevností.

S rozvojem moderních povrchových technologií se objemové tepelné zpracování postupně omezuje ve prospěch povrchového tepelného zpracování. Tradičním postupem v tomto smyslu je povrchové kalení, které zvyšuje tvrdost povrchu součásti při zachované houževnatosti jádra, čímž zlepšuje odolnost proti dynamickému namáhání i proti opotřebení. Podle zdroje tepla používaného k ohřevu povrchové vrstvy rozlišujeme **povrchové kalení plamenem** a **povrchové kalení indukční**. Vedle těchto klasických zdrojů se v poslední době významně uplatňují i zdroje nové, které výrazně rozšiřují aplikační možnosti. Jedná se především o elektronový svazek či paprsek laseru s velmi vysokou intenzitou ohřevu. V případě, že se použije lokální aplikace laserového paprsku k martenzitickému zpevnění na povrchu součástí, mluvíme o **povrchovém kalení laserem**.

Popouštění

Popouštění je způsob tepelného zpracování ocelí, který zpravidla následuje bezprostředně po kalení. Ohřevem zakalené oceli na teploty nepřevyšující A_{c1} dochází k rozpadu martenzitu a k přeměně zbytkového austenitu (kap. 4.1.2. – Rozpad martenzitu). Změny struktury a z nich vyplývající změny



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

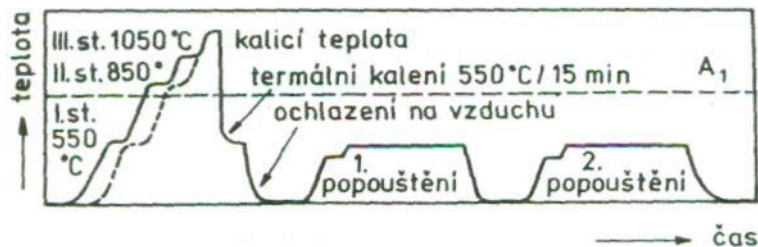
mechanických vlastností závisí především na výši propouštěcí teploty. Z technologického hlediska existuje:

- **popouštění při nízkých teplotách** (do 300 až 350 °C), které snižuje zbytková napětí po kalení, zmenšuje obsah ZA a stabilizuje rozměry,
- **popouštění při vyšších teplotách** (nad 450 °C), při kterém dochází k úplnému rozpadu martenzitu, což se projevuje znatelným poklesem tvrdosti a pevnosti, ale také růstem plasticity a houževnatosti.

Kombinované postupy tepelného zpracování

Zušlechťování je nejdůležitějším postupem tepelného zpracování konstrukčních ocelí, které se skládá z martenzitického kalení a popouštění při vysoké teplotě. Výsledná struktura je sorbitická, charakterizovaná velmi výhodnou kombinací pevnostních a tvárných vlastností. Při výběru ocelí k zušlechťování je třeba respektovat rozměry výrobku a prokalitelnost materiálu.

Vytvrzování představuje postup, zahrnující rozpouštěcí žíhání, intenzivní ochlazení k dosažení přesyceného tuhého roztoku a stárnutí při zvýšené teplotě. Takto se tepelně zpracovávají některé žárupevné austenitické oceli a slitiny a především vysokolegované martenzitické vytvrzitelné oceli s velmi nízkým obsahem uhlíku typu maraging.



Obr. 4-40 Postup tepelného zpracování nástrojové rychlořezné oceli

Mezi kombinované postupy patří i tepelné zpracování nástrojové rychlořezné oceli, které musí zajistit rovnoměrné jemné vyloučení karbidů k dosažení maximální řezivosti a nejvhodnějších mechanických vlastností. Rychlořezné oceli díky vysokému obsahu legur vyžadují odlišný postup zpracování. Ohřev na kalící teplotu musí být stupňovitý, kalení se provádí termálně v solné lázni nebo ve vakuové peci a závěr obstarává několikanásobné popouštění v intervalu 550 až 600 °C (obr. 4-40).

Nekonvenční postupy tepelného zpracování

Způsoby tepelného zpracování, které byly doposud uvedeny, se používají v technické praxi běžně dlouhou řadu let. Na základě moderních poznatků o fázových a strukturálních přeměnách vznikly nové postupy, které se označují jako nekonvenční, a které se snaží dosáhnout struktury o optimální kombinaci vysokých pevnostních a tvárných vlastností.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Kalení v magnetickém poli využívá spolupůsobení silného magnetického pole při přeměně paramagnetického austenitu na feromagnetický martenzit.

Rychlá austenitizace a kalení spočívá v rychlém ohřevu (až 1000 °C/s) běžně zakalené oceli nad teplotu A_{C3} a následujícího kalení event. popouštění. Výsledná struktura je tvořena jehlicovitým martensitem se sníženým obsahem uhlíku, s dislokační substrukturou a zpevněním jemnými disperzními karbidy.

Kalení s izotermickou prodlevou pod M_s je způsob tepelného zpracování, při kterém je ocel po austenitizaci ochlazena v lázni s teplotou pod M_s . Dlouhodobou výdrží na této teplotě dochází k poklesu deformace (změny tvaru) a zlepšení houževnatosti.

Tepelné zpracování litin

Tepelné zpracování odlitků z různých druhů litin se provádí jen v těch případech, kdy to funkce odlitku vyžaduje. K dispozici jsou většinou obdobné postupy jako u zpracování ocelí.

Tepelné zpracování grafitických litin

Nejčastější tepelné zpracování litiny s lamelárním, kuličkovým nebo vermikulárním grafitem je žhání, zejména ke snížení zbytkových napětí, ke snížení tvrdosti (grafitizační, na měkko) a normalizační.

K docílení vyšší otěruvzdornosti odlitků litiny s lamelárním grafitem se používá kalení, které bývá v některých případech spojeno i s popouštěním. Martenzitická matrice se získává jak přímým kalením, tak modifikovanými postupy termálního a izotermického kalení. Časté je i povrchové kalení ke zlepšení odolnosti proti opotřebení.

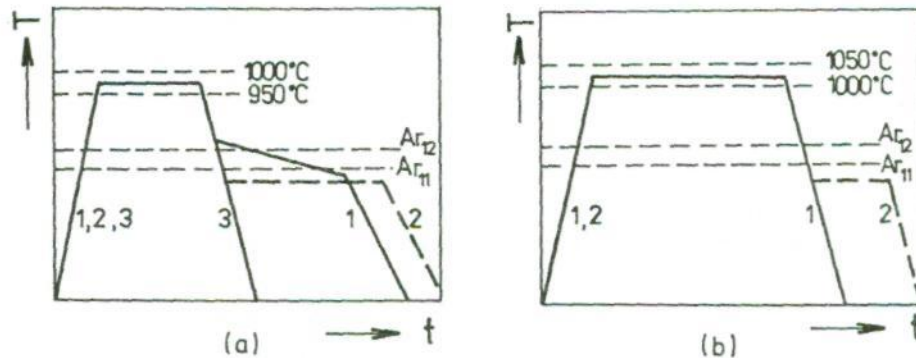
Tepelné zpracování bílé litiny

Nejvýznamnějším způsobem tepelného zpracování odlitků z bílé litiny je **temperování**, při kterém dlouhodobým ohřevem dochází podle rovnice ($4.1 - Fe_3C \rightarrow 3Fe + C$) k rozkladu ledeburitického a perlitického cementitu na železo a grafit (grafitizace). Při temperování v oxidačním prostředí dochází také k oduhlíčení povrchu. Vhodnou kombinací obou dějů lze temperováním bílé litiny získat několik druhů temperované litiny (kap. 4.1.4 – temperovaná litina s černým lomem, temperovaná litina s bílým lomem).

Temperování v neutrálním prostředí je charakteristické grafitizací ledeburitického a případně také perlitického cementitu. Feritické matrice s temperovým uhlíkem lze dosáhnout buď grafitizací ledeburitického cementitu při 950 až 1 000 °C a přímým eutektoidním rozpadem austenitu na ferit a grafit při pomalém ochlazení (2 až 3 C/h) přes teploty Ar_{12} a Ar_{11} nebo dvoustupňovou izotermickou grafitizací (obr. 4-41a). V moderních průběžných pecích s plynnou atmosférou toto temperování trvá asi 30 h, ale při méně vhodném chemickém složení litiny se může prodloužit. Výroba perlitického temperované litiny vyžaduje pouze 1. stupeň grafitizace a ochlazování může být rychlejší.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ



Obr. 4-41 Průběh temperování

- (a) v neutrálním prostředí, čímž vzniká buď feritická temperovaná litina s černým lomem: 1- jednostupňová grafitizace a vznik grafitového eutektoidu, 2 - dvoustupňová grafitizace nebo perlitická temperovaná litina s černým lomem: 3 - pouze jednostupňová grafitizace
- (b) v oxidačním prostředí, čímž vzniká feriticko-perlitická temperovaná litina 1 - s lamelárním perlitem, 2 - s globulárním perlitem

Temperování v oxidačním prostředí vyvolává nejprve oduhličení povrchové vrstvy odlitku, kde pak dochází k rozpouštění cementitu v austenitu. Následuje difúze uhlíku z jádra na povrch, ale v jádře současně probíhá grafitizace, která oduhličování jádra zpomaluje. Proto má výchozí bílá litina snížený obsah grafitotvorného křemíku. Z teploty temperování (1 000 až 1 050 °C) se obvykle ochlazuje rychleji (obr. 4-41b), takže povrchová vrstva je feritická, kdežto jádro obsahuje určitý podíl lamelárního perlitu a vločkového grafitu. U tenkostěnných odlitků celý proces trvá asi 60 h. Při ochlázování lze zařadit izotermickou prodlevu pod teplotou Ar_{11} , což způsobí globularizaci perlitu.

4.3.4.2 Tepelné zpracování neželezných kovů a jejich slitin

Tepelné zpracování neželezných kovů a jejich slitin je, i přes rozsáhlý soubor prakticky používaných materiálů s rozdílnými mechanickými, fyzikálními i chemickými vlastnostmi, velmi podobné. Ze způsobů tepelného zpracování přichází v úvahu zejména **žihání** a **vytvrzování**, u některých polymorfních slitin lze navíc využít i **kalení** a **popouštění**.

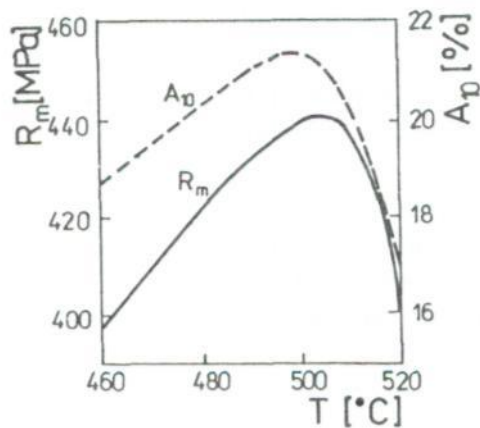
Postupy **žihání**, používané pro neznámější neželezné kovy - Al, Mg, Cu, Ni, Ti a jejich slitiny jsou stejné, usilují o dosažení stavu, který je blízký rovnovážnému a liší se jen technologickými parametry procesu. Nejčastěji aplikované způsoby žihání jsou ke snížení zbytkových napětí, rekrytalizační, stabilizační, rozpouštěcí a homogenizační. Vhodnou kombinací těchto postupů lze v případě speciálních slitin získat struktury s výjimečnými vlastnostmi (např. slitiny TiNi s tvarovou pamětí).

Vytvrzování patří ke kombinovanému tepelnému zpracování slitin, vykazujících změnu rozpustnosti tuhého roztoku s teplotou a slouží ke zlepšení mechanických vlastností. Skládá se z rozpouštěcího žihání v oblasti tuhého roztoku nad křivkou rozpustnosti (solvu), dostatečně rychlého ochlazení a

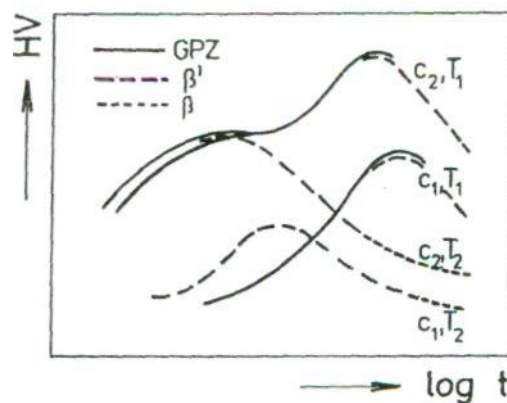
4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

precipitačního rozpadu přesyceného tuhého roztoku - stárnutí (kap. 2.5.2 – precipitace a homogenizace). Zachlazením se potlačí precipitace rovnovážných fází a tuhý roztok zůstává zachován přesycený (metastabilní), ve tvárném a houževnatém stavu. Stárnutí probíhá buď při teplotě okolí (přirozené stárnutí), resp. jako umělé stárnutí při zvýšené teplotě. Podle zavedené terminologie tepelného zpracování neželezných kovů se jako **vytvrzování za studena** označuje celý proces vytvrzování, je-li zakončen přirozeným stárnutím. **Vytvrzování za tepla** končí umělým stárnutím. Vliv teploty rozpouštěcího žíhání na mechanické vlastnosti ve stavu vytvrzeném za studena ilustruje obr. 4-42, kdežto vliv teploty stárnutí na pevnost ve stavu vytvrzeném za tepla byl uveden na obr. 4-42b.

Kalení a popouštění není sice běžným postupem tepelného zpracování u neželezných kovů, ale přesto se využívá martenzitické přeměny u některých typů bronzů a slitin titanu. Následující popouštění však, na rozdíl od slitin železa, vede ke zvýšení pevnostních vlastností a poklesu plastických vlastností a houževnatosti, takže se označuje za zpevňující popouštění.



Obr. 4-42a Vliv teploty rozpouštěcího žíhání na vlastnosti slitiny AlCu4MgI vytvrzené za studena



Obr. 4-42b Časová závislost tvrdosti při precipitačním rozpadu přesyceného tuhého roztoku c – koncentrace přísady ve slitině ($c_2 > c_1$) T – teplota precipitačního rozpadu ($T_2 > T_1$)

4.3.5 Kombinované způsoby zpracování

Mezi tyto způsoby zpracování patří postupy, které za účelem zlepšení vlastností materiálu kombinují nebo doplňují tepelné zpracování některým tvářecím nebo chemickým procesem.

4.3.5.1 Kombinované způsoby zpracování slitin železa

Tepelně mechanické zpracování (TMZ) ocelí

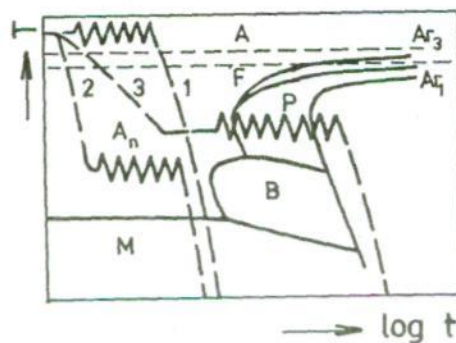
Spojuje fázové přeměny s deformací, když podstatou zpracování zpravidla bývá rychlé ochlazení tvářeného austenitu. Klasifikace způsobů TMZ se nejčastěji provádí dle výšky tvářecí teploty.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Nízkoteplotní tepelně mechanické zpracování (NTMZ) představuje ohřev do oblasti stabilního austenitu nad A_{C3} , výdrž na teplotě austenitizace, rychlé ochlazení do oblasti metastabilního austenitu, kde v intervalu teplot 500 až 600 °C probíhá deformace, po jejímž ukončení se ocel zakalí a ještě popustí na nízkou teplotu. Tváření v uvedeném teplotním rozsahu, pod rekrytalizační teplotou, intenzivně deformačně zpevňuje austenit a při následné martenzitické transformaci podporuje vznik jemného jehlicového martenzitu. Limitujícími faktory je jednak chemické složení oceli z hlediska dostatečně široké oblasti metastabilního austenitu mezi perlitickou a bainitickou oblastí a dlouhé inkubační době, jednak značné tvářecí tlaky vzhledem k nízké teplotě tváření. NMTZ je schematicky znázorněno na obr. 4-43.

Vysokoteplotní tepelně mechanické zpracování (VTMZ) - obr. 4-43. Ocel se intenzivně tváří v oblasti stabilního austenitu, když stupeň deformace bývá v rozmezí 40 až 90 %. V silně deformované struktuře probíhá zároveň i rekrytalizace zjemňující austenitické zrna, které při martenzitické transformaci během kalem vede i k celkovému zjemnění martenzitu. Konečnou operací bývá nízkoteplotní popouštění. VTMZ lze prakticky aplikovat na všechny typy ocelí.



Obr. 4-43 Schéma způsobů TMZ: 1 - VTMZ, 2 - NMTZ, 3 - isoforming

U obou způsobů TMZ předcházela deformace austenitu před ochlazením, ale časový sled tváření a transformace lze změnit na deformaci během nebo po transformaci. Tyto postupy zkracují doby zpracování a podílí se i na výsledném efektu TMZ:

- zvýšení pevnostních vlastností při zachování nebo dokonce zlepšení plastických vlastností,
- zlepšení odolnosti proti porušení únavou a proti koroznímu praskání,
- příznivé ovlivnění vrubové houževnatosti,
- snížení náchylnosti ke zbrzděným lomům.

K NMTZ se řadí i proces označovaný jako isoforming (obr. 4-43), představující kombinaci izotermické perlitické přeměny a deformace. Vlastní deformace se uskutečňuje buď před transformací nebo i v průběhu přeměny austenitu na perlit. Produktem zpracování je jemný, částečně sferoidizovaný perlit, jehož mechanické vlastnosti jsou ještě lepší než u perlitu, získaného izotermickým žháním.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Řízené válcování (normalizační válcování) a ochlazování je způsob zpracování, který se aplikuje převážně na spojitéch válcovacích tratích, při válcování mikrolegovaných svařitelných ocelí, ke zvýšení meze kluzu. Pomocí přesně definovaných podmínek deformace austenitu (válcovací a doválcovací teplota, velikost úběru), jsou řízeny procesy dynamické a statické rekystalizace a vhodně zvolenou rychlostí ochlazení z doválcovací teploty lze ovlivnit transformaci jemnozrnného austenitu na tzv. acikulární ferit s výhodnou kombinací pevnosti a ostatních vlastností.

TMZ zahrnuje i přepracování netradičních materiálů, mezi které patří i oceli s transformačně indukovanou plasticitou, které se označují jako TRIP oceli. Plasticitou austenitu se usnadňuje vznik zárodků martenzitu, což se projevuje zvyšováním teploty počátku martenzitické přeměny až na teplotu M_d . V intervalu teplot $M_f - M_s$ se plastické deformace využívá k fázové přeměně austenitu na martenzit, který se liší od martenzitu po prostém ochlazení morfologií, substrukturou i zvýšenými pevnostními i plastickými charakteristikami. Postupem TWIP (indukce dvojčatění plastickou deformací) lze získat u především austenitických Mn ocelí vynikající kombinaci pevnosti a houževnatosti.

Chemicko-tepelné zpracování ocelí a litin

Toto kombinované zpracování představuje metody zpevňující povrch součásti, při kterých se mění nejen struktura, ale také chemické složení povrchové vrstvy. Zlepšování mechanických, fyzikálních a chemických vlastností povrchu je založeno na využívání dílčích pochodů disociace, absorpce, difúze atomů, které probíhají na rozhraní aktivního prostředí a výrobku. Používané postupy chemicko-tepelného zpracování lze rozdělit podle toho, zda se požadovaného zvýšení vlastností dosahuje v průběhu vzniku difúzní vrstvy nebo až po tepelném zpracování nasyceného povrchu.

Cementování je sycení povrchu součásti uhlíkem s následujícím zakalením a popouštěním na nízkou teplotu. Postup je vhodný pro uhlíkové, nízko i vysokolegované oceli s obsahem uhlíku asi do 0,25 %, který se cementováním zvyšuje v povrchové vrstvě na eutektoidní či mírně nadeutektoidní koncentraci. Obsah i rozložení uhlíku v této vrstvě závisí na cementačním prostředí, parametrech procesu a na složení oceli (kap. 4.1.3.2).

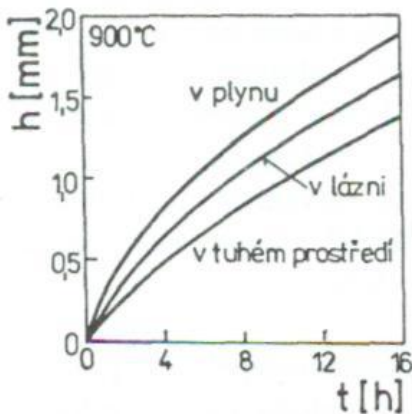
Nauhličení může probíhat v tuhém, kapalném i plynném prostředí. Nejstarším postupem je cementování v zásypu dřevěného uhlí a uhlíčitanu barnatého. Kapalně cementační prostředí tvoří kyanidové solné lázně, které svojí jedovatostí vyžadují zvláštní opatření. Při plynném prostředí se atmosféry připravují ze směsi uhlovodíků a vzduchu ve speciálních vyvíječích s kontinuální regulací nauhličovací schopnosti, které jsou součástí průběžných pásových agregátů, umožňujících komplexní chemicko-tepelné zpracování. Možné jsou i časově úsporné modifikace využívající doutnavý výboj nebo vakuum.

Sycení uhlíkem se vzhledem k jeho rozpustnosti nejnadhěji realizuje v austenitu. Skutečné teploty cementování leží nad A_{C3} a pohybují se v rozpětí 850 až 1 050 °C. Vyšší teploty, které urychlují proces,



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

je možné využít pouze u jemnozrnných cementačních ocelí s odolností proti hrubnutí zrna. Hloubka cementované vrstvy závisí na teplotě a době působení aktivního prostředí (obr. 4-44). Obecně je určena vztahem (2.24) ovšem s různou hodnotou konstanty úměrnosti (< 4). Pohybuje se od několika desetin mm u povrchů namáhaných malými měrnými tlaky až do 2 mm u součástí odolávajících vysokým měrným tlakům. Požadované zvýšení tvrdosti a odolnosti proti opotřebení se získá teprve tepelným zpracováním nauhličené vrstvy, které nabízí různé varianty dle použité oceli a nároků na kvalitu povrchu (obr. 4-45). Nejjednodušší postup je přímé kalení z cementační teploty (postup P1), které však s ohledem na obsah uhlíku v součásti, vede ke zhrubnutí zrna a zhoršení houževnatosti v povrchové vrstvě a ke vzniku velkých deformací. Ty se mohou snížit přichlazením před kalením nad teplotou A_{r1} (postup P2). Lepším postupem je jednoduché kalení po ochlazení na vzduchu pod teplotou A_{r1} . Po novém ohřevu se kalí buď z teploty nad A_{c3} , jako kalení na jádro (postup J1) nebo z teploty nad A_{c1} , jako kalení na vrstvu (postup J2). Kalení na vrstvu dává jemný martenzit a minimální deformace, ale i větší množství feritu v jádře. Nejlepší výsledky zajistí dvojité kalení (postup D), při kterém se součást kalí nejdříve z vyšších teplot pro zjemnění zrna a pak z teplot odpovídajících kalení vrstvy.



Obr. 4-44 Závislost hloubky cementační vrstvy na době cementování



Obr. 4-45 Schéma průběhu tepelného zpracování po nauhličení při cementování: P - přímé kalení, J - jednoduché kalení po ohřevu, D - dvojité kalení

Jádro může být podkaleno, ale získá se jemnozrnná struktura a velká povrchová tvrdost. U postupů J a D se po cementaci před kalením zařazuje neúplné normalizační žíhání ke zjemnění zrna. Po kalení následuje nízkoteplotní popouštění při teplotách 150 až 200 °C, které sníží napětí. Konečná tvrdost povrchové vrstvy bývá 58 až 62 HRC.

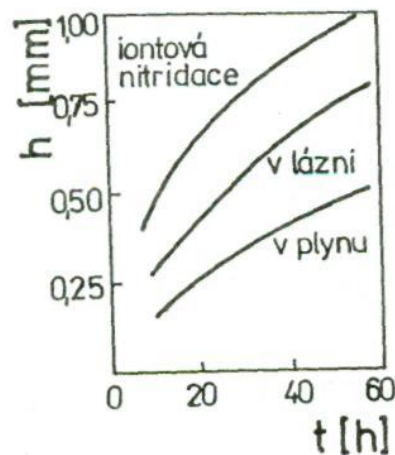
Nitridování je postup, při kterém se zvyšování povrchové tvrdosti, únavové pevnosti, odolnosti proti opotřebení a korozi dosahuje již v průběhu sycení dusíkem. Podstata vysoké tvrdosti nitridační vrstvy spočívá ve vzniku vysoce disperzních nitridů legujících prvků v nitridačních ocelích (kap. 4.1.3.2).



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Nitriduje se buď v plynném prostředí atomárního dusíku, který se uvolňuje při štěpení čpavku za vysokých teplot nebo v solných kyanidových lázních. Na rozdíl od cementování probíhá nitridování při podstatně nižších teplotách v intervalu 500 až 600 °C, kdy je sice největší rozpustnost dusíku ve feritu, ale díky malé difuzní rychlosti jsou nutné dlouhé nitridační doby při tloušťkách vrstvy jen v desetinách mm. Výrazné urychlení postupu lze dosáhnout využitím doutnavého výboje při iontové nitridaci (obr. 4-46). Ta zajišťuje nejen vysokou rychlost sycení povrchu dusíkem, ale současně i tvorbu tenkého povlaku nitridu, který přispívá ke zvýšení životnosti nástrojů nebo ke zlepšení kontaktních vlastností ozubených kol a vaček.

Některé další postupy chemicko-tepelného zpracování využívají výhod, které poskytuje současné sycení povrchu oceli uhlíkem i dusíkem. Kombinací vlivu obou prvků na difuzní rychlost, výši překryštalizačních teplot a stabilitu austenitu, na prokalitelnost lze dosáhnout lepších vlastností vrstvy, ať již z hlediska tvrdosti, houževnatosti, únavy, tak i s ohledem na zbytková napětí a deformace.



Obr. 4-46 Hloubka vrstvy v závislosti na době nitridace

U **nitrocementování** je rozhodujícím chemickým pochodem sycení uhlíkem, které buď probíhá v plynné atmosféře, nebo v kyanidových solných lázních (kyanování) za teplot v rozmezí 800 až 860 °C. Pro obě prostředí jsou vhodné nízkouhlíkové oceli, u kterých se nitrocementací vytváří vrstva s 0,9 % C a 0,3 % N. S ohledem na nižší teploty je tloušťka vrstvy menší než u cementování a pohybuje se do 1 mm. Tepelné zpracování po nitrocementaci představuje opět kalení a následné popouštění při 200 °C. Tvrdost vrstvy závisí od obsahu zbytkového austenitu a bývá kolem 600 HV.

Karbonitridace vytváří při teplotě kolem 600 °C na povrchu slabou vrstvičku karbonitridu.



4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

Sulfonitridace nebo **boridování** obohacuje povrchovou vrstvu uhlíkem, dusíkem a sírou, nebo bórem. Tenká difúzní vrstva zlepšuje kluzné vlastnosti, zvyšuje odolnost proti zadírání a opotřebením. Boridováním se dosahuje vysoké tvrdosti (až 2300 HV) a odolnosti zadírání i při zvýšených teplotách.

Mezi chemicko-tepelné zpracování lze zařadit i **laserové nalegování povrchu**, kdy po lokálním nastavení povrchové vrstvy součásti laserovým paprskem lze buď přímým legováním nebo plátováním docílit požadované změny chemického složení.

4.3.5.2 Kombinované způsoby zpracování neželezných kovů

Tepelně mechanické zpracování

Podobně jako u slitin železa i zde se dvě varianty TMZ využívají ke zlepšení kombinace pevnostních a plastických vlastností. Velmi často je postup kombinován s dalšími metodami tepelného zpracování, jako je rekrytalizační žíhání nebo vytvrzování. Úspěšně se uplatňuje při komplexním zpracování moderních slitin.

TMZ je součástí přepracování slitin některých kovů vyrobených práškovou metalurgií a to jak v etapě zhutňování prášků (izostatické lisování), tak i následných zpracovatelských technologiích (lisování, protlačování), kdy významně přispívá k formování optimální struktury i substruktury (kap. 4.3.3).

Chemicko-tepelné zpracování

Z klasických metod chemicko-tepelného zpracování se u neželezných kovů nejčastěji využívá nitridace, zejména v případě titanu a jeho slitin. Dále jsou to zejména difúzní pochody vytvářející tenké povrchové vrstvy s ochranným účinkem proti korozi, vysokoteplotní oxidaci i opotřebením. Nejznámější jsou křemíkování, beryliování, zinkování, alitínování a jejich kombinace.

Vlastnosti povrchu neželezných kovů lze zvýšit i iontovou implantací, která využívá svazku iontů vhodně zvoleného paprsku s vysokou kinetickou energií k průniku iontů do povrchové vrstvy. Vzájemnou interakcí mezi dopadajícími ionty a částicemi oceli dochází k fyzikálním i chemickým změnám, které přispívají ke zvýšení životnosti součástky díky zlepšené odolnosti proti opotřebením a korozi. Při aplikaci uhlíku a dusíku do titanové slitiny lze zvýšit i únavové vlastnosti a implantací dusíku do hliníku výrazně zlepšit koeficient tření a tak i kluzné vlastnosti.



Nauka o materiálu

4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

5. NEKOVOVÉ MATERIÁLY

5.1 Plasty

Plastem nazýváme materiál, jehož základní složku tvoří polymer. Kromě polymeru plasty obsahují přísady sloužící k úpravě jejich vlastností. Jsou to zejména plniva, koloranty, stabilizátory a změkčovadla. Plast v průběhu zpracovatelského procesu prochází alespoň jednou plastickým stavem.

Plasty se dělí na dvě základní skupiny a to na termoplasty a reaktoplasty. Další členem obou skupin je založeno na chemické struktuře.

5.1.1 Termoplasty

Termoplasty jsou plasty, které mají schopnost opakovaně ohřevem měknout a ochlazením tuhnout v teplotním intervalu charakteristickém pro daný plast.

Polyolefiny

Polyolefiny obecně vznikají polymerací olefinových uhlovodíků, obvykle 1-olefinů (α -olefinů). Největší technický význam mají polyetylen a polypropylen, které jsou současně polymery vyráběnými v největším objemu. Jejich výroba vychází přímo z etylenové a propylenové frakce při destilaci ropy a není tedy založena na chemické syntéze, jako u všech ostatních polymerů.

Polyethylen (PE)

Podle podmínek polymerace se vyrábí polyethylen s různým způsobem a různou hustotou větvení makromolekul (obr. 2-12), což se odráží ve schopnosti krystalizace a tedy i hustotě. Rozlišují se základní tři typy:

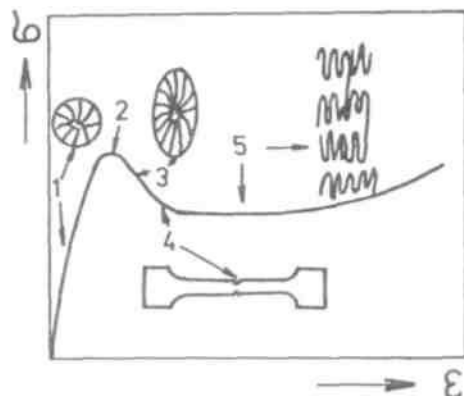
- Polyethylen nízkohustotní s rozvětvenými makromolekulami, označovaný jako LDPE (Low Density Polyethylene) s hustotou obvykle mezi 915 a 925 kg.m⁻³.
- Polyethylen vysokohustotní s lineárními makromolekulami obsahujícími pouze malé množství krátkých větví. Jeho hustota se pohybuje v rozmezí 950 až 970 kg.m⁻³. Mezinárodní zkratku má HDPE (High Density Polyethylene).
- Polyethylen lineární nízkohustotní, který nemá sekundární větvení makromolekul označovaný zkratkou LLDPE (/Linear Low Density Polyethylene)

Vlastnosti polyethylenu jsou dány zejména nepolárním charakterem jeho molekuly a schopností krystalizace (se stupněm rozvětvení se zmenšuje). Má obecně dobrou chemickou odolnost, velmi nízkou nasákavost, permeabilitu pro plyny a páry a permitivitu. Hlavní oblastí použití jsou trubky, folie, izolace kabelů a barely.

Polypropylen (PP)

V technické praxi je nejběžnější izotaktický typ (viz kap. 2.1.3) mající krystalickou strukturu. Svými vlastnostmi je podobný polyethylen, ale má nižší hustotu, vyšší teplotu tání a lepší mechanické vlastnosti. Oproti polyethylen má však nevýhodu v křehkosti při teplotách pod 0°C, menší propustností pro plyny a páry a horší odolností proti atmosférickému stárnutí. Jeho použití je podobné jako u polyethylenu, ale vzhledem k lepším mechanickým vlastnostem se ve větším měřítku uplatňuje jako konstrukční plast.

Charakteristickým rysem polyolefinů je schopnost dosáhnout vysokého stupně plastické deformace. Při tahové zkoušce se za výraznou mezí kluzu vytváří na zkušebním tělese lokální zúžení (krček), které se postupně šíří podél pracovní části tělesa. Tento pochod se nazývá dlužení a původní sférolitická struktura (obr 3-3) se přeměňuje na strukturu fibrilární s makromolekulárními řetězci orientovanými do směru působící tahové síly (obr 5-1). Polyolefny dosahují deformace při přetržení několika set procent.



Obr. 5-1 Typický tahový diagram polyolefinů a schéma strukturních přeměn probíhajících v jednotlivých stadiích tahové zkoušky

- 1 - sférolitická struktura
- 2 - horní mez kluzu
- 3 - deformace sférolitů
- 4 - dolní mez kluzu (tvorba krčku)

5 - dlužení a transformace sférolitické struktury na vysoce orientovanou strukturu fibrilární

Polyhalogenolefiny

Nejdůležitějším polymerem této skupiny je *polyvinylchlorid* (PVC), jemuž patří po polyolefinech druhé místo ve světovém objemu výroby. Používá se jednak v neměkčené formě, jednak s obsahem změkčovadel jako tzv. měkčený PVC. Neměkčený PVC se vyznačuje univerzálními vlastnostmi: má velmi dobré mechanické vlastnosti, vynikající chemickou odolnost, nízkou permeabilitu pro plyny a páry, velmi dobré elektroizolační vlastnosti, po stránce bezpečnosti je výhodný svojí samozhášivostí danou obsahem chloru v molekule. Vyplývá z toho i univerzálnost jeho použití, zejména na profilované výrobky určené pro různé prostředí (např. potrubí). Měkčený PVC se používá převážně na folie, profily a opláštění elektrických vodičů. Značný objem PVC se zpracovává ve formě plastisolů (disperze prášku PVC na změkčovadle) pro nanášení otěruvzdorných a korozivzdorných vrstev, např. na spodky automobilů.

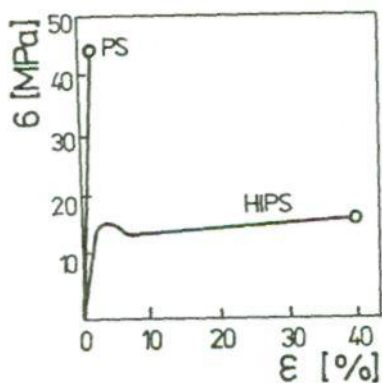
Polymery, u nichž jsou některé nebo všechny vodíkové atomy v olefinické molekule nahrazeny atomy fluoru se nazývají **fluoroplasty**. Nejznámějším fluoroplastem je *polytetrafluoretylen* (PTFE), krystalický polymer s makromolekulami nepolárního charakteru a kovalentními vazbami o vysoké vazební energii (C-F). PTFE odolává zvýšeným teplotám, začíná se rozkládat až od 400°C. Svojí chemickou odolností předčí všechny ostatní polymery. Má velmi nízké hodnoty dielektrických charakteristik ($\epsilon = 2,1$, $\text{tg}\delta = 0,0001$), které jsou téměř nezávislé na frekvenci a teplotě. Dále má extrémní odolnost proti nízkým teplotám (-150°C) a povětrnosti. Jeho charakteristickou vlastností je rovněž velmi nízký koeficient tření. Nevýhodou jsou špatné mechanické vlastnosti, zejména pak malá odolnost proti tečení. Oblasti použití zahrnují součásti armatur pro vysoké teploty a korozivní prostředí, kluzná uložení, povlaky součástí pro vysokofrekvenční techniku apod.

Polystyrénové plasty

Polystyrénové plasty zauímají světovým objemem výroby třetí místo za polyolefny a polyvinylchloridem. Dohromady se tyto tři polymery podílejí z více než 85 % na světové spotřebě plastů.

Základní polymerem je standardní *polystyren* (PS) s amorfní strukturou způsobenou ataktickou izometrií (kap. 2.1.3). Je transparentní s vysokým indexem lomu. Nepochopitelná povaha je příčinou velmi nízké navlhavosti (< 0,1 %) a dobré odolnosti vůči kyselinám a zásadám. Je citlivý na korozi za napětí při styku s povrchově aktivními látkami (např. uhlovodíky, alkoholy). Po stránce mechanických vlastností je tvrdý a křehký. Jeho použití je omezeno na méně náročné aplikace převážně spotřebního charakteru. Lepší technické uplatnění má tzv. houževnatý (rázuvzdorný) polystyren. Jeho podstatou je dvoufázový systém složený ze spojitě polystyrénové matrice, ve které jsou dispergovány částičky kaučuku o velikosti několika desetin až jednoho um. Změny mechanických vlastností polystyrenu přidávkem kaučuku jsou zřejmé z porovnání tahových diagramů (obr. 5-2). Výsledné vlastnosti jsou závislé na druhu a obsahu kaučuku, velikostičástic kaučuku, její distribuci a způsobu dispergace v polystyrénové matrici.

Obr. 5-2 Změna tahového diagramu polystyrenu přidávkem kaučukových částic PS - polystyren, HIPS - houževnatý polystyren



Jako izolační a obalový materiál má značný význam lehčený polystyren, jehož objemová hmotnost se pohybuje mezi 15 a 50 kg.m⁻³. Obsahuje množství dutinek, které vznikají zpěňováním polystyrenu obsahujícího nízkomolekulární látku těkavou při teplotě zpracování, tzv. nadouvadlo.

Polyakryláty

Polymery odvozené od kyseliny akrylové se obecně nazývají polyakryláty. Nejznámějším z nich je *polymethylmetakrylát* (PMMA) vznikající polymerací metylmetakrylátu, esteru kyseliny metakrylové. V praxi se používá zejména ve tvaru desek jako tzv. *organické sklo*, které se vyrábí technologií polymerace v bloku buď diskontinuálním způsobem mezi skleněnými deskami nebo kontinuálně mezi nekonečnými ocelovými pásy. Charakteristickou vlastností PMMA je naprostá čírost. Prostupnost světelného záření má větší než 90 % a to v celém rozsahu spektra. Je mimořádně odolný proti povětraosti a to i při mnoholetém působení tropického podnebí. Touto vlastností předčí všechny běžné termoplasty. Vyznačuje se vynikající tvarovou pamětí při ohřevu nad teplotu skelného přechodu.

Polyacetal

Zpolyacetalu má technický význam *polyoxymetylen* (POM), který patří mezi nejdůležitější konstrukční polymery. Má vysokou pevnost, tvrdost a rázovou houževnatost až do teploty - 40° C. Jeho předností jsou dále velmi dobré tribologické vlastnosti a spolu s polyamidem tvoří skupinu termoplastů s nejlepší odolností proti otěru. Je velice krystalický, což je důvodem jeho neobyčejné odolnosti vůči organickým rozpouštědlům. Největší oblastí jeho použití jsou části strojů a zařízení.

Polyamidy

Polyamidy obsahují v hlavním řetězci amidové skupiny $\text{-}\overset{\text{O}}{\parallel}\text{C}-\overset{\text{H}}{\text{N}}\text{-}$. Největší význam mají alifatické polyamidy, u nichž se s amidovými skupinami střídají alifatické části řetězce skupiny - CH₂-. Pro označování alifatických polyamidů se používají čísla, udávající počet

uhlíkových atomů v opakující se konstituční jednotce. Nejznámější alifatickými polyamidy jsou *polyamid 6* a *polyamid 6,6*, který vzniká kondenzační polymerací hexametylendiaminu obsahující 6 uhlíků a kyseliny adipové rovněž se 6 uhlíky. Silně polární amidové skupiny jsou příčinou vytváření vodíkových můstků mezi makromolekulami a tedy velmi pevných mezimolekulárních vazeb. Polyamidy jsou typickými konstrukčním plasty, mají velmi dobré mechanické vlastnosti, jako je houževnatost, pevnost, tvrdost, odolnost proti opotřebení. Nevýhodou polaritě polyamidového řetězce je absorpce vody, která je u polyamidu tím větší, čím větší je poměr amidových skupin ke skupinám $-\text{CH}_2-$. Odolávají však účinkům pohonných hmot, olejů, řady technických rozpouštědel a roztoků alkalií.

Polyetery

Polyetery jsou polymery, které v hlavním řetězci obsahují éterovou vazbu - O -nejčastěji mezi aromatickými skupinami. Největší technický význam má *polyfenylenoxid* (PPO). Má velmi dobré mechanické vlastnosti spolu s vynikajícími elektroizolačními vlastnostmi v širokém rozsahu teplot a frekvencí. Je vhodný pro vysoce náročné elektroizolační aplikace. Vyznačuje se vysokou teplotou skelného přechodu, samotný je však obtížně zpracovatelný. Mísí se proto s polystyrenem, s nímž tvoří slitiny s neomezenou rozpustností. Tím se usnadní zpracovatelnost, avšak na úkor snížení teploty skelného přechodu, které je úměrné obsahu polystyrenu.

V posledních letech nachází stále větší uplatnění *polyetereterketon* (PEEK), který patří mezi speciální typy plastů odolných proti vysokým teplotám, agresivním chemikáliím a radiačnímu záření.

Lineární polyestery

Charakteristickým znakem chemické struktury polyesterů je přítomnost esterových $-\text{C}(=\text{O})-\text{N}-$ vazeb v hlavních řetězcích. Nejdůležitějším lineárním polyesterem je *polyetylentereftalát* (PETP), který vzniká kondenzační polyreakcí kyseliny tereftalové a etylenglykolu. Jako konstrukční termoplast má vysokou pevnost, dobrou stabilitu a výhodné kluzné vlastnosti.

Druhým polyesterem co do významu je *polykarbonát* (PC), polyester kyseliny uhličitě. Je to transparentní polymer s velkým indexem lomu a velkou propustností světla. Polykarbonát vyniká velkou rázovou houževnatostí i za velmi nízkých teplot, dobrou rozměrovou stálostí až do 150° C, velkou pevností v tahu, velmi dobrou odolností proti UV - záření, oxidaci a hydrolyze.

Polyuretany

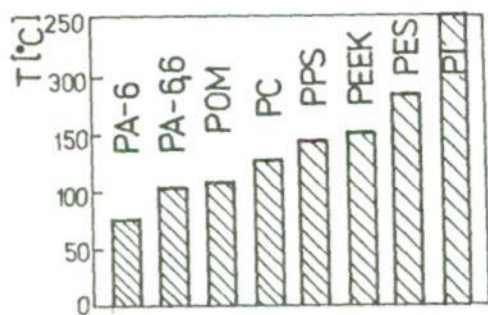
Chemicky jsou polyuretany (PUR)polyestery kyseliny karbové a vznikají polyadiční reakcí vícefunkčních izokyanátů a vícefunkčními alkoholy. Pro jejich chemickou strukturu jsou charakteristické uretanové skupiny - NH - CO - O- . Vhodným výběrem a dávkováním monomerů a katalyzátorů a volbou reakčních podmínek lze dosáhnout rozmanitých vlastností polymeru Polyuretany tak zahrnují širokou škálu materiálu od vstřikovacích hmot, licích pryskyřic po lehčené hmoty ve formě tvrdých, polotvrdých a měkkých pěn. Velké uplatnění v praxi mají tzv. *integrální pěny*, které jsou tvořeny pórovitým jádrem a kompaktní povrchovou vrstvou. Polyuretany jsou použitelné v rozsahu teplot od - 40° C do +80 C.

Polyimidy

Pro tyto polymery je charakteristická imidová skupina $\text{O}=\overset{\text{I}}{\text{C}}-\overset{\text{I}}{\text{N}}-\overset{\text{I}}{\text{C}}=\text{O}$ vázaná na benzenová jádra. Polyamidy (Pi) vznikají kondenzační polyreakcí aromatických diahydridů a aromatickými diamidy. Patří k vysoce tepelně odolným plastům, současně si však udržují velmi dobré vlastnosti i při nízkých teplotách. Používají se v rozmezí teplot od - 200° C do

+ 300° C, krátkodobě odolávají i teplotám až do 500° C. Pro praktické použití plastů je tvarová stálost za tepla jedním z nejdůležitějších kritérií (porovnání konstrukčních plastů na obr. 5-3). Polyimidy mají mimořádně dobré elektroizolační vlastnosti za vyšších teplot. Nerozpouštějí

se v žádném organickém rozpouštědle a jsou vysoce odolné proti působení UV-záření. Polyimidy mají vysokou cenu a uplatňují se ve speciálních a vysoce náročných aplikacích.



Obr. 5-3 Porovnání tvarové stálosti za tepla vybraných konstrukčních plastů při napětí 1,8 MPa

Polymery obsahující atomy síry

Technický význam jako konstrukční plasty mají *polyfenylensulfid* (PPS) a *polyetersulfony* (PES). Polyfenylensulfid je krystalický polymer, nerozpustný ve všech rozpouštědlech a s minimální nasákavostí. Má velmi dobré elektroizolační vlastnosti, odolnost proti hořem a tvarovou stálost za tepla (až 240° C). Vyznačuje se velmi nízkým součinitelem třem. Jeho nedostatkem je křehkost a citlivost na UV - záření, což zabraňuje možnosti jeho použití ve venkovním prostředí. Používá se zejména v elektrotechnice a elektronice (zapouzdřování elektrických prvků), dále na konstrukční součásti a povlaky nanášené fluidním způsobem na ocel a hliník.

Polyetersulfony mají amorfni strukturu a jsou transparentní. Mají mimořádně dobrou chemickou odolnost,oxidační stabilitu a odolnost proti radiačnímu záření. Dlouhodobě odolávají teplotám i nad 200° C. Jsou špatně hořlavé s malým vývinem kouře. Jejich nevýhodou je horší zpracovatelnost způsobená vysokým indexem toku taveniny. Polyetersulfony jsou materiály vhodné na konstrukční a elektrotechnické součásti, dále se uplatňují v letecké technice a v medicíně.

5.1.2 Reaktoplasty

Reaktoplastem se nazývá plast, který může být převeden do netavitelného a nerozpustného stavu účinkem tepla, záření nebo katalyzátoru. Při tomto pochodu se vytvářejí kovalentní příčné vazby mezi makromolekulami polymeru za vzniku struktury prostorové sítě. Pro síťování reaktoplastů se v technické praxi používá pojem vytvrzování.

Fenolické pryskyřice

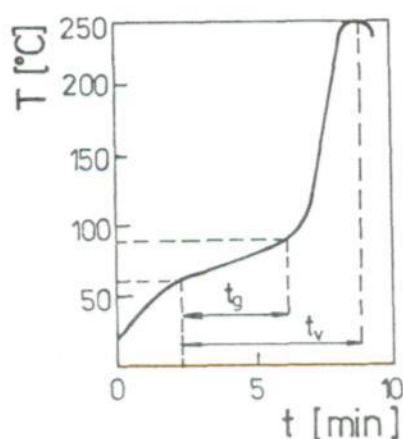
Vznikají polykondenzací fenolu nebo jeho homologů a některými aldehydy. Podle použitého druhu fenolu se pryskyřice dělí na fenolové, krezolové a xylenové. Nejobvyklejším druhem je *fenolformaldehydová pryskyřice* (PF), která se připravuje polykondenzací fenolu s formaldehydem. Polykondenzací v alkalickém vznikají tzv. *rezoly*, které obsahují reaktivní funkční skupiny a vyznačují se schopností vytvrzovat se působením tepla,

Produkt polykondenzace fenolů a aldehydů se nazývá novolak. Je vytvrditelný teplem pouze po přidavku přísady. Fenolické pryskyřice se používají na lisovací hmoty vždy ve směsi s plnivem. Výhodné je jejich použití na vrstvené hmoty z papíru a tkanin. Předností fenoplastů je jejich odolnost proti vysokým teplotám a nehořlavost.

Nenasycené polyestery

Podstatou nenasycených polyesterových pryskyřic (UP) je roztok lineárního nenasyceného polyesteru v monomeru schopném reakce s dvojnými vazbami polyesteru za vzniku trojrozměrné sesíťované struktury (vytvrzování).

Síťovací reakce je exotermická a časový průběh vytvrzování pryskyřic se popisuje vytvrzovací charakteristikou (obr 5-4).



Obr 5-4 Vytvrzovací charakteristika nenasycených polyesterů

t_g - doba zgelovatění (vytvoření souvislé síťové struktury)

t_v - vytvrzovací doba

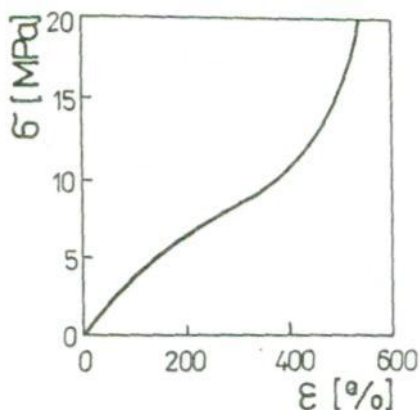
Vytvrzovací charakteristika je závislá na typu nenasyceného polyesteru, druhu a množství monomeru a iniciačním systémem. Vytvrzování je prováděno objemovým smrštěním o několik %. Největší technický význam mají polyestery vyztužené skleněnými vlákny (viz kap. 6.1.2)

Epoxidy

Epoxidové pryskyřice (EP) jsou polymery obsahující v molekule více než jednu epoxidovou skupinu $-\text{CH}-\text{CH}_2$, která při vytvrzování (sesíťování) reaguje se síťovacími činidly, jako jsou O vícefunkční aminy a kyseliny. Před vytvrzovací reakcí mají epoxidy obvykle konsistenci viskózních kapalin. Při vytvrzování se neodštěpují vedlejší produkty a dochází jen k malému smrštění. Epoxidy mají vynikající adhezi ke kovům, sklu, keramice i dřevu. Mají velmi dobré chemické a elektroizolační vlastnosti v poměrně široké oblasti teplot. Z hlediska strojírenského použití mají epoxidy největší význam jako matrice kompozitu (viz kap.6).

Kaučuky

Kaučuky jsou základní surovinou pro výrobu pryží. Jsou to polymery, které mají ve svém molekulárním řetězci reaktivní místa, např. dvojná vazba, umožňující chemickou síťovací reakci, nazývanou *vulkanizace*. Vulkanizace probíhá při teplotách 150 až 200°C za přítomnosti vulkanizačního činidla, s nímž kaučuk spolu s dalšími přísadami tvoří kaučukovou směs. Nejdůležitějším vulkanizačním činidlem je síra, jejíž atomy při vulkanizaci vytvářejí příčné vazby mezi původně lineárními makromolekulami kaučuku. Při vulkanizaci se plasticky tvárný kaučuk mění na pryž, jejíž základní vlastností je schopnost velké elastické deformace (100 až 500% i více) při zatěžování v tahu. Deformace není přímo úměrná napětí. Touto vlastností se pryže odlišují od všech ostatních materiálů (obr.5-5). Dalšími charakteristickými vlastnostmi pryže jsou odrazová pružnost (resilience), odolnost proti opotřebení a cyklickým deformacím, chemická odolnost, nepropustnost pro plyny a vodu a elektroizolační vlastnosti. Podle oblastí použití se kaučuky dělí na kaučuky pro všeobecné použití a kaučuky speciální, odolné proti olejům a vysokým teplotám.



Obr. 5-5 Typický tahový diagram pryže

Kaučuky pro všeobecné použití

Do této skupiny patří kaučuky na bázi nenasyčených uhlovodíků izoprenu a butadienu. Z kaučuků pro všeobecné použití se vyrábí většina běžných pryžových výrobků od pneumatik, hadic, dopravních pásů až po různé technické výlisky. Nejpoužívanějším plnivem jsou saze, k vulkanizaci se používá převážně síry.

Polyizopren je podstatou přírodního kaučuku (NR) získávaného z latexu kaučukodárných rostlin, např. *Hevea Brasiliensis*. Stejnou strukturu má i syntetický polyizoprenový kaučuk (IR), který má výhodu ve větší čistotě, konstantní kvalitě a možnosti řízení délky makromolekul při polymeraci. Charakteristickou vlastností polyizoprenu je krystalizace vyvolaná deformací v tahu, což vede k jeho výraznému zpevnění.

Polybutadienový kaučuk (BR). Tento kaučuk se vyznačuje vysokou elasticitou i za nízkých teplot, vysokou odolností proti otěru, vyšší odrazovou pružností a nižšími hysterezními ztrátami než má polyizopren. Používá se rovněž jako elastomerní přísada pro zvýšení houževnatosti plastů.

Butadien - styrenový kaučuk (SBR). Je nejdůležitějším syntetickým kaučukem, tvoří více než 55% spotřeby všech kaučuků. Připravuje se kopolymerací reakcí butadienu (70 až 78%) a styrenu (22 až 30%).

Olejevzdorné kaučuky

Mezi tyto speciální kaučuky se řadí především kaučuk *butadienakrylonitrilový* (NBR) a *polychloropren* (CR). Butadienakrylonitrilový kaučuk vzniká kopolymerací butadienu s polárním akrylonitrilem s jehož obsahem klesá botnavost v pohonných látkách a v olejích, roste T_g a tvrdost, avšak na úkor elasticity. Polární polychloropren kromě olejovzdornosti vyniká velmi dobrou odolností proti povětrnosti a ozonu (termooxidační stabilita), je samozhášivý a vyznačuje se vynikající adhezí k různým materiálům. Nejvíce se proto používá pro technické pryže a lepidla.

Teplovzdorné kaučuky

Nejdůležitějším kaučukem této skupiny je kaučuk silikonový (SI). Má trvalou teplotní odolnost 200 až 250°C, krátkodobě až do 350°C. Avšak po svoji nízkou hodnotu kohezní energie je jeho pevnost v tahu výrazně menší než u běžných kaučuků. Je vulkanizovatelný za tepla (115 až 250°C) i za studena.

Základní charakteristiky termoplastů, reaktoplastů, a kaučuků jsou shrnuty v tab.5-I.

Tabulka 5-1 Základní charakteristiky vybraných polymerních materiálů

Lineární polymery (termoplasty)			
Název a zkratka	struktura	T _g [°C]	T _m [°C]
Polyethylen (PE) lineární	krystalická (silně)	-122	137
rozvětvený	krystalická (středně)	-122	110
Polypropylen (PP) izotaktický	krystalická	-24	176
Polystyren (PS)	amorfní	90	-
Polyvinylchlorid (PVC)	amorfní	75	-
Polytetrafluorethylen (PTFE)	amorfní	-97	330
Polymethylmethakrylát (PMMA)	amorfní	105	-
Polyoxymethylen (POM)	krystalická	-40	181
Polyamid 6 (PA6)	krystalická	45	225
Polyamid 66 (PA66)	krystalická	65	265
Polyfenylenether (PPE)	krystalická (málo)	210	268
Polyetheretherketon (PEEK)	krystalická	154	334
Polyethylentereftalát (PETP)	krystalická (středně)	70	267
Polykarbonát (PC)	amorfní	144	-
Polyfenylsulfid (PPS)	krystalická	185	285
Polyethersulfon (PES)	amorfní	230	-

Sesíťované polymery (reaktoplasty)	
Název a zkratka	T _g [°C]
Fenolformaldehydová pryskyřice (PF)	100 až 170
Nenasycená polyesterová pryskyřice (UP)	70 až 120
Epoxidová pryskyřice (EP)	90 až 180

Elastomery (Kaučuky)			
Název a zkratka	T _g [°C]	Název a zkratka	T _g [°C]
Polyizopren	-73	Polychloropren (CR)	-45
přírodní (NR)		Kopolymer	
syntetický (IR)		Butadien-akrylonitril (NBR)	-38
Polybutadien (BR)	-114	Silikonový kaučuk (MQ)	-123
Kopolymer			
Butadien-styren (SBR)	-60		

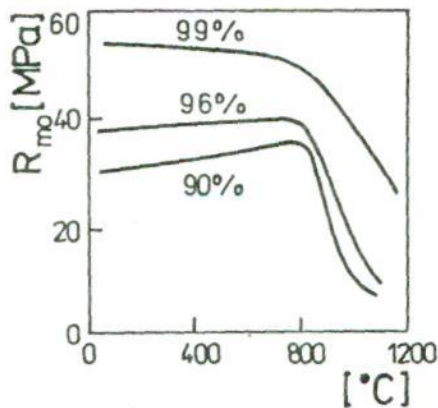
5.2 Konstrukční keramika

Z velmi široké skupiny technických keramických materiálů splňuje konstrukční keramika požadavky na vysoké hodnoty vybraných mechanických vlastností. Jsou to pevnost, modul pružnosti a tvrdost zejména za vysokých teplot a v silně korozivním prostředí. Navíc musí tato keramika často odolávat náhlým změnám teploty. Pro uvedené vlastnosti a současně nízkou hustotu se uplatňuje zejména v těch aplikacích, kde již kovové materiály včetně tzv. superslitin nevyhovují. Na druhou stranu křehkost a velký rozptyl mechanických vlastností značně omezují možnost širšího použití keramiky na mechanicky namáhané součásti. Proto je permanentní snahou hledat způsoby, jak křehkost keramiky snížit. V současné době se za

konstrukční keramiku považuje pouze několik jejích druhů. Podle chemického složení lze veškerou technickou keramiku, a tedy i konstrukční, rozdělit na oxidovou, neoxidovou a směsnou.

5.2.1 Oxidová keramika

Největší technický význam má keramika na bázi hexagonálního *oxidu hlinitého*, (Al_2O_3 - a), podle minerálu korundu též nazývaná keramikou korundovou. Vysoká energie iontové vazby mezi hliníkovými a kyslíkovými atomy je příčinou vysoké teploty tání (2050°C), tvrdosti (nejvyšší z oxidové keramiky) a vysoké pevnosti v ohybu, která se výrazně zmenšuje až při teplotě 1000°C . Vlastnosti korundové keramiky jsou silně závislé na její čistotě (obsahu Al_2O_3 - a), jak ukazuje obr.5-6.



Obr. 5-6 Vliv obsahu Al_2O_3 - a na teplotní závislost pevnosti v ohybu korundové keramiky

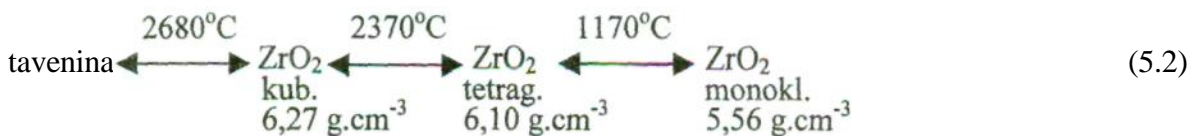
Rovněž mikrostruktura, zejména pak pórovitost výrazně ovlivňují vlastnosti. Např. modul pružnosti E je závislý na objemovém podílu pórů v_p podle vztahu

$$E = E_0 \cdot (1 - 1,9 \cdot v_p + 0,9 \cdot v_p^2) \quad (5.1)$$

kde E_0 je modul pružnosti keramiky bez pórů

Korundová keramika má vyšší teplotní roztažnost a tedy i menší odolnost pro náhlým změnám teploty než neoxidová keramika. Z hlediska elektrických vlastností je typickým izolantem s elektrickým odporem větším než $10^{25} \Omega \cdot \text{cm}$ při 20°C . Chemicky je velmi stabilní a má značnou korozní odolnost.

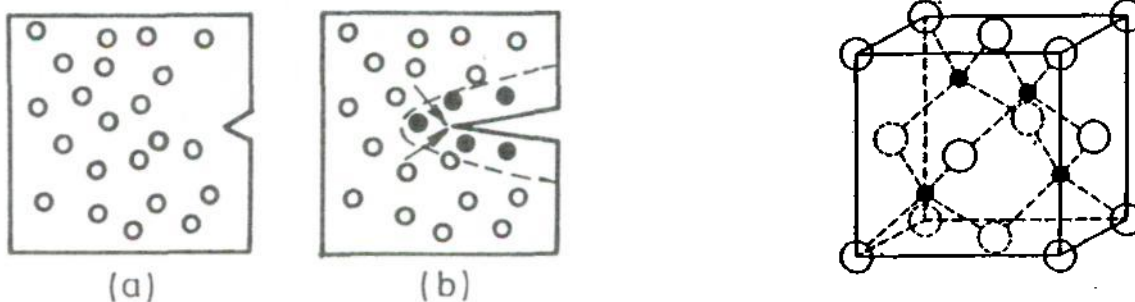
Druhým nejdůležitějším představitelem konstrukční oxidové keramiky je *oxid zirkoničitý* (ZrO_2). Vlastnosti této keramiky jsou úzce spjaty s fázovými transformacemi, které v ní závislosti na teplotě probíhají podle schématu.



Technicky významná je přeměna tetragonální fáze v monoklinickou, protože je doprovázena velkým zvětšením objemu (3 až 5%). Při křehkosti keramiky je tato objemová změna příčinou toho, že při ochlazení pod teplotu transformace ZrO_2 vlivem vzniklého vnitřního napětí popraská a prakticky ho nelze v kompaktní formě připravit. Této přeměně se zamezuje přidávkou oxidů, jako je CaO , MgO , Y_2O_3 , které tvoří s ZrO_2 tuhé roztoky a stabilizují kubickou mřížku až do normální teploty (plně stabilizovaný ZrO_2).

Mnohem menší význam však má *zirkoničitá keramika*, u které se objemové změny při transformaci tetragonální mřížky na monoklinickou využívá pro zvětšení lomové houževnatosti. Umožnila to příprava keramiky ze stabilizovaného ZrO_2 , ve které jsou dispergovány částice tetragonální modifikace (částečně stabilizovaný ZrO_2). Pokud jsou zrna tetragonální modifikace malá (50 až 100 nm) a je zajištěna dostatečně velká soudržnost mezi zrny obou modifikací, zůstávají tetragonální zrna stabilní i po ochlazení na normální teplotu. Při vzniku trhliny zrna tetragonální modifikace v jejím okolí transformují na monoklinickou

modifikaci, což je doprovázeno zvětšením objemu a vznikem tlakového napětí na čele trhliny, které působí proti jejímu šíření. Tento mechanismus (obr.5-7) vede ke zvětšení pevnosti i lomové houževnatosti a využívá se ho i u jiných typů keramik, např. u korundové, kdy jsou v základní matici Al_2O_3 rozptýleny částice tetragonálního ZrO_2 . Obecně se tyto keramiky nazývají transformačně zpevněné.



Obr.5-7 (vlevo) Princip transformačního zpevnění keramiky; (a) stadium iniciace trhliny, (b) šíření trhliny

- tetragonální ZrO_2 v matici základní keramiky
- monoklinický ZrO_2 v okolí trhliny
- tlaková napětí působící proti šíření trhliny

Obr.5-8 (vpravo) Krystalová struktura karbidu křemíku (SiC - P)

5.2.2 Neoxidová keramika

Nejdůležitějšími druhy neoxidové keramiky jsou karbid křemíku (SiC) a nitrid křemíku (Si_3N_4).

Karbid křemíku

Jako konstrukční keramika má kubickou krystalovou strukturu diamantového typu, ve které je polovina atomů uhlíku nahrazena atomy křemíku (obr.5-8). Vazba mezi křemíkovým a uhlíkovým atomem má převážně kovalentní charakter. SiC patří mezi nejpevnější keramické materiály, jeho komerční využití v praxi je však založeno zejména na jeho vysoké tvrdosti. Má vynikající tepelnou vodivost při nízké teplotní roztažnosti, z čehož vyplývá i velká odolnost proti teplotním šokům. Elektricky se chová jako polovodič.

Nitrid křemíku

Také v nitridu křemíku převažuje kovalentní charakter vazeb mezi atomy. Krystalovou strukturu má Si_3N_4 hexagonální. Proti kovovým materiálům má výhodu ve vyšší pevnosti při teplotách nad $1000^\circ C$, lepší odolnost proti oxidaci a korozním změnám. Celkově se Si_3N_4 vyznačuje unikátní kombinací vysokoteplotní stability mechanických vlastností, odolnosti proti oxidaci a teplotním šokům. Mechanické vlastnosti jsou silně závislé na technologii zpracování prášků.

Směsná keramika

Ze směsné keramiky zasluhuje pozornost *Sialon* s obecným chemickým složením $Si_6-zAl_zO_zN_{8-z}$. Jedná se o substituční tuhý roztok SiO_2 , Al_2O_3 a AlN v Si_3N_4 . Vyznačuje se vynikající odolností proti tečení a oxidaci.

Vlastnosti uvedených konstrukčních keramik jsou porovnány v tab. 5—II.

Tabulka -II Porovnání vlastností nejdůležitějších konstrukčních keramik

Vlastnost	Al ₂ O ₃	ZrO ₂	SiC	Si ₃ N ₄	Sialon
p [g.cm ⁻³]	3,9 až 4,0	5,9 až 6,1	3,1 až 3,2	3,3	3,2
a [10 ⁻⁶ K ⁻¹]	8,0 až 9,0	9,0 až 11,0	4,5 až 4,8	3,0 až 3,5	3,0 až 3,7
K [Wm ⁻¹ K ⁻¹]	30	1,7 až 3,3	50 až 170	20 až 40	15 až 22
R _{mo} [MPa]	300 až 350	700 až 1200	400 až 700	400 až 1200	750 až 800
E [GPa]	320 až 370	150 až 250	400 až 480	250 až 330	300
H [1]	1500	1300	2400	1400 až 1700	2000
K _{IC} [MPa m ^{-1/2}]	2,0 až 3,0	8 až 15	3 až 5	5 až 8	6 až 8

5.3 Výrobní a zpracovatelské technologie

5.3.1 Plasty

Základními surovinami pro výrobu polymerů jsou v současné době převážně produkty zpracování ropy. Mezi hlavní patří např. etylen, propylen, butadien, benzen, xylen. Některé jsou již přímo monomery schopným polymerace (kap. 2.1.3), jako je etylen, propylen a butadien a nebo se z nich monomery získávají chemickými reakcemi s dalšími látkami. Například monomer vinylchlorid (pro výrobu PVC) se připravuje reakcí etylénu s chlorem. *Polymerace monomerů* se provádí kontinuálním nebo diskontinuálním způsobem v reaktorech za příslušného tlaku a teploty, obvykle za přítomnosti speciálních chemických sloučenin, tzv. iniciátorů polymerace. Polymery se proto po přidání aditiv granulují v granulacním zařízení.

Tváření

Podstatou většiny technologií zpracování plastů na výrobky a polotovary je tváření. Je to výrobní postup, při kterém polymerní matrice ve stavu taveniny nabývá tvaru výrobku působením síly. Taveninou se rozumí stav dosažený ohřevem nad teplotou tání částečně krystalických termoplastů a nad teplotu viskózního toku amorfních termoplastů. Reaktoplasty se tváří jako lineami nebo částečně sesítěné polymery s nízkou molární hmotností, které jsou buď tekuté nebo je lze ohřevem převést do stavu viskózního toku. Přejít taveniny neprobíhá u polymerů při jedné teplotě jako u kovů, nýbrž v určitém více nebo méně širokém teplotním intervalu. Pro tváření mají rozhodující význam tokové (reologické) vlastnosti taveniny, jejíž základní charakteristikou je viskozita (kap. 3.1.3).

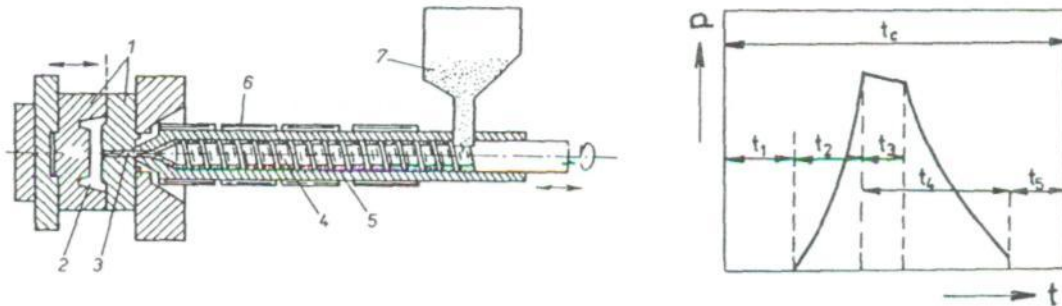
Základním zpracovatelským parametrem tváření termoplastů je teplota taveniny. Energie potřebná pro roztavení se do plastu dostává jednak z vnějšího zdroje ve zpracovatelském zařízení, jednak vzniká vnitřním třením. Teplota má zásadní význam pro viskozitu tavenin. Ta s rostoucí teplotou klesá, což na jedné straně zlepšuje zatékání taveniny ve formě, na druhé straně se zvětšuje zatékání taveniny ve formě, na druhé straně se zvětšuje doba chlazení při tuhnutí taveniny. U reaktoplastů s rostoucí teplotou roste rychlost vytvrzování a tedy i nebezpečí předčasného vytvrzení, kdy není ještě dokonale vyplněna forma. U obou skupin plastů je proto důležité teplotu tváření optimalizovat. Horní teplotní hranice je přitom omezena teplotou rozkladu polymeru.

Na principu tváření jsou založeny tyto základní zpracovatelské technologie: vstříkování, vytlačování, válcování a lisování.

Vstříkování

Plast je v roztaveném stavu vstříkován pod tlakem do tvarové dutiny kovové formy, kde ztuhne a zaujme tvar požadovaného výrobku. Tímto způsobem se v převážné míře zpracovávají termoplasty, v menší míře reaktoplasty a kaučukové směsi.

Většina vstřikovacích strojů je založena na principu šneku pohybujícího se ve válcové tavící komoře (obr.5-9). Tavenina je pod tlakem několika desítek MPa vstřikována do dutiny formy. Teplota formy se u běžných termoplastů obvykle volí mezi 20 a 50°C, některé konstrukční termoplasty vyžadují pro dosažení optimálního strukturního uspořádání vyšší teplotu formy, v některých případech i nad 100°C. Vstřikovací cyklus nejlépe znázorňuje časová závislost tvářecího tlaku p (v dutině formy), která je uvedena na obr. 5-10.

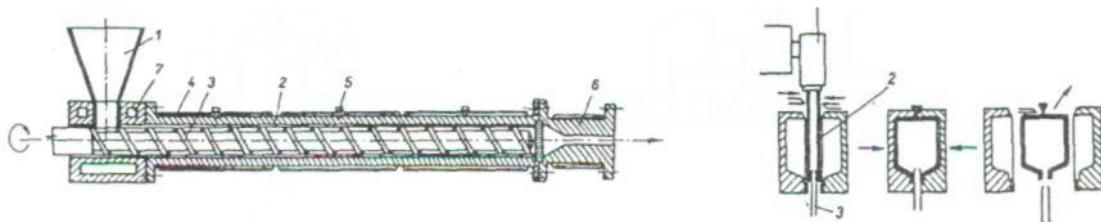


Obr. 5-9 (vlevo) Schéma šnekového vstřikovacího stroje
1-forma, 2-tvarová dutina formy, 3-vstřikovací tryska, 4-šnek, 5-tavící komora, 6-elektrické vytápění tavící komory, 7-násepka granulátu.

Obr. 5-10 (vpravo) Schéma vstřikovacího cyklu
 t_c -doba cyklu, t_1 -doba uzavírání formy, t_2 -doba vstřikování, t_3 -doba dotlaku (tlak udržovaný v dutině formy až do ztuhnutí vtokového ústí), t_4 -doba chlazení, t_5 -doba otevírání formy.

Vytlačování

Je to způsob tváření, při kterém se plast nebo kaučuková směs vytlačují ze stroje do volného prostoru (obr. 5-11). Vytlačený profil je po průchodu kalibračním zařízením ochlazován vzduchem nebo vodou a odtahován k řezačce, kde se dělí na požadovanou délku. Podle reologických vlastností a tepelné stability plastu se používá různých konstrukcí šneku. Vytlačovací hlava s hubicí je konstruována buď jako přímá pro výrobu trubek, tyčí, hadic a jiných profilů nebo příčná pro opláštění elektrických vodičů a pro vytlačování trubek. Trubky se v další operaci vyfukují stlačeným plynem na dutá tělesa (obr. 5-12).



Obr. 5-11 (vlevo) Schéma vytlačovacího stroje
1-násepka granulátu, 2-tavící válec, 3-šnek, 4-elektrické topení, 5-termočlánky, 6-Vytlačovací hlava s hubicí, 7-chladicí kanál násypného prostoru.

Obr. 5-12 (vpravo) Princip vyfukování dutých předmětů
1-příčná hlava vytlačovacího stroje, 2-vytlačená trubka (tzv. parizon, obecně se tak nazývá polotovar určený pro vyfukování dutých předmětů), 3-přívod stlačeného vzduchu.

Válcování

Válcování neboli kalandrování je tváření plastů a kaučukových směsí mezi otáčejícími se vyhřívanými válci. Počet i uspořádání válců mohou být různé, nejčastěji se však používají čtyřválcové stroje.

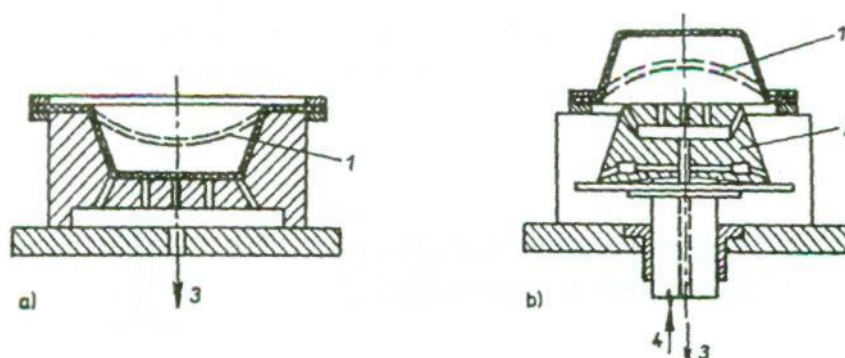
Válcováním se vyrábějí folie, desky a laminované vícevrstvé materiály nánosováním např. na textilní podložku (zejména PVC).

Lisování

Používá se převážně pro tváření reaktoplastů a kaučukových směsí. Při lisování je lisovací hmota převedena ve vyhřívané formě (150 až 180°C) za působení tlaku do stavu viskózního toku při současném vyplňování dutiny formy. Ve formě poté dochází u reaktoplastů kvytvrzení, u kaučukových směsí k vulkanizaci (kap. 5.1.2). Technologicky náročnějším druhem lisování je přetlačování, při němž je materiál roztaven v tlakové komoře a teprve poté přetlačen do dutiny formy vyhřívané na teplotu potřebnou kvytvrzení reaktoplastů nebo vulkanizaci kaučukové směsi. Oproti prostému lisování je přetlačování výhodné tím, že materiál zaplňuje dutinu formy již v plně tekutém stavu, což umožňuje výrobu tvarově členitých a rozměrově přesných technických výlisků a výlisků tenkostěnných.

Tvarování

Je to výrobní postup, při kterém z polotovaru vzniká za tepla konečný výrobek bez dalšího přemísťování částic hmoty. Nejdůležitějším technologickým parametrem je teplota tvarování. Plast musí mít při tvarování dostatečnou tažnost a přitom ještě takovou pevnost, aby odolal bez porušení působícím tvarovacím silám. Amorfnní termoplasty se tvarují vkauchkovité oblasti (nad teplotou skelného přechodu), částečně krystalické polymery vyžadují teploty blízké teplotě tání. Polotovarem pro tvarování jsou nejčastěji desky, které se na požadovaný tvar přeměňují silou vyvozenou mechanicky nebo pneumaticky. Podle tvaru formy ve vztahu ke tvaru výrobku se rozeznává negativní a pozitivní tvarování (obr. 5-13). Nejpoužívanějším způsobem je podtlakové tvarování. Pro hluboké výtažky a k dosažení větší rovnoměrnosti tloušťky stěny se deska před vlastním tvarováním předtvaruje přetlakem vzduchu, mechanicky tvárníkem, popřípadě kombinací obou způsobů.



Obr. 5-13 Schéma podtlakového tvarování
a-negativní, b-pozitivní s předtvarováním tvárníkem a přetlakem vzduchu
1-tvarovaná deska, 2-tvárník, 3-odsávání, 4-přívod stlačeného vzduchu

Tvarováním se nejvíce zpracovávají amorfnní termoplasty, jako jsou neměkčený PVC a kopolymery, houževnatý PS, terpolymer ABS, PMMA a deriváty celulózy, v menší míře pak krystalické termoplasty jako PE a PP.

Spojování plastových dílů

V praxi mají největší význam nerozebíratelné spoje vytvořené svařováním a lepením.

Svařování

Podstatou svařování plastových dílů je jejich spojování za působení tepla a přítlačného tlaku. Teplo potřebné k roztavení plastu se do místa svaru přivádí buď z vnějšího zdroje nebo vzniká přímo v místě svaru přeměnou jiného druhu energie. Svařovat je možno pouze termoplasty.

Na přívodu tepla do místa sváru z vnějšího zdroje je založeno svařování horkým plynem a indukční svařování. Při svařování horkým plynem se materiál ohřívá proudem horkého plynu, který je do místa sváru přiváděn současně se svařovacím drátem ze stejného materiálu jako svařované díly. Tvary svárů jsou podobné jako při svařování kovů. Naproti tomu při indukčním se svar vytvoří přitlačením svařovaných ploch předem natavených dotykem s vytápěným tělesem. Takovéto svary téměř neobsahují vnitřní napětí a dosahují vysoké pevnosti.

Pro ohřev teplem vznikajícím v místě svaru se využívají různě fyzikální principy. Při svařování třením se potřebné teploty dosahuje třením ploch svařovaných dílů vzájemně přitlačovaných ve styčné ploše, při svařování ultrazvukem přeměnou energie kmitů vyvolaných ve svařovaném místě sonotrodou ultrazvukového generátoru a při vysokofrekvenčním svařování dielektrickými ztrátami v materiálu vyvolanými elektrickým proudem o vysokém kmitočtu (15 až 40 MHz). Vysokofrekvenční svařování je možné jen u těch plastů, které mají ve vysokofrekvenčním elektrickém poli dostatečně velké dielektrické ztráty. Nejvíce se tohoto způsobu používá u foliových materiálů na bázi PVC, u kterých je možné v jedné operaci provádět i velmi členité svary rozložené ve velké ploše. Svařování teplem vznikajícím v místě svařuje ve srovnání se svařováním teplem z vnějšího zdroje velmi rychle, doba svařování se pohybuje řádově v sekundách.

Lepení

Lepením se rozumí spojování materiálů za pomoci přídavné látky - lepidla. Podstatou lepící schopnosti těchto látek jsou adheze a koheze.

Adheze je souhrn povrchových sil, kterými se navzájem poutají lepidlo a povrchy lepených dílů. Adhezní síly mohou být povahy chemické (vznik chemických vazeb mezi lepidlem a lepeným dílem), fyzikální (přitažlivé síly elektrostatického charakteru) a mechanické (zakotvení lepidla v nerovnostech lepeného povrchu). Největší význam má fyzikální adheze způsobená přitažlivými silami mezi polárními skupinami v molekulách lepidla a lepeného plastu. Proto se nepolární plasty jako PE nebo PTEE lepí velmi obtížně a jejich povrch se musí před lepením upravit tak, aby v povrchové vrstvě molekul vznikly polární skupiny. Předpokladem účinného působení adhezních sil je dobrá smáčivost povrchu lepidlem.

Koheze je souhrn přitažlivých sil mezi atomy a molekulami lepidla v tuhém stavu a její velikost je závislá na chemickém složení lepidla. Lepidla se rozdělují na nereaktivní ve formě roztoků, disperzí a tavenin termoplastů a reaktivní na bázi sesíťovaných pryskyřic.

5.3.2 Keramika

Celkový postup výroby monolitické konstrukční keramiky zahrnuje tyto technologické kroky: *přípravu keramického prášku a jeho úpravu, tvarování, zhutňování a konečnou stavu povrchu.*

Velmi důležité jsou vlastnosti keramického prášku, protože rozhodující měrou ovlivňují vlastnosti konečného výrobku. Základními charakteristikami prášku jsou *alotropická modifikace, čistota a velikost zrna*.

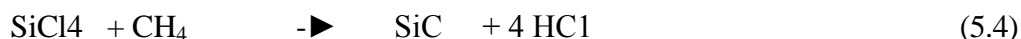
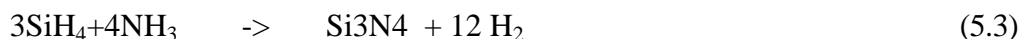
Různé alotropické modifikace jednoho typu keramiky se liší ve svých vlastnostech v některých případech velmi značně. Např. hexagonální nitrid boru je měkký a svojí strukturou a anizotropií vlastností připomíná grafit, zatímco jeho kubická modifikace má podstatně větší hustotu a vysokou tvrdostí je podobná diamantu.

Čistota prášku výrazně ovlivňuje vlastnosti keramiky, zejména její chování za vysokých teplot. Anorganické příměsi jiného chemického složení než základní keramika segregují na hranici zrn, kde vytvářejí skelnou fázi, která za vysokých teplot měkne a zhoršuje tak pevnost keramiky a zejména její odolnost proti tečení.

Velikost zrna a její distribuce má spolu se způsobem jeho slinování vliv na pórovitost konečného produktu. Jemné zrno (< 1 μ m) a optimální distribuce velikosti vedou k větší hustotě keramiky, která se vyjadřuje v procentech teoretické hustoty (teoretická hustota je hustota keramiky bez pórů).

Pokud příprava prášku vychází z přírodních surovin, nelze obvykle dosáhnout vysoké čistoty prášku. Např. u korundového prášku vyrobeného klasickým způsobem z nerostu bauxitu se dosahuje maximálního obsahu Al₂O₃ - a 99,7%.

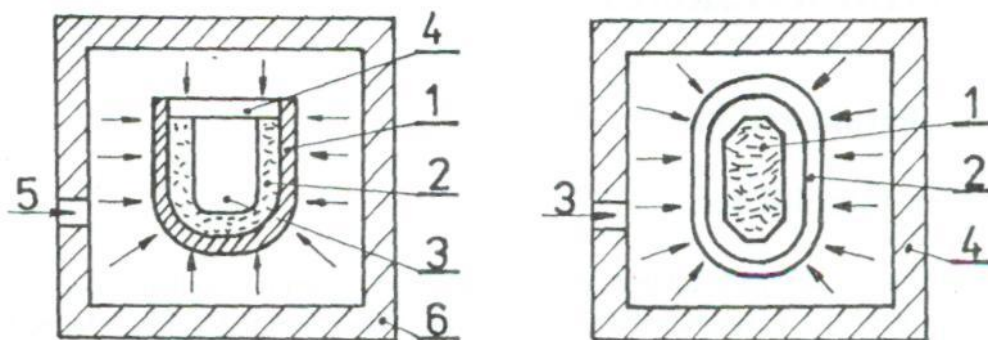
Velmi jemné a vysoce čisté keramické prášky (99,999%) se připravují chemickými reakcemi ze sloučenin s definovaným stechiometrickým složením. Nejmodernější technologie jsou založeny na reakcích v plynné fázi probíhajících v plazmových nebo laserových reaktorech. Tímto způsobem se např. vyrábí prášek Si₃N₄ ze silanu (SiH₄) a amoniaku (NH₃) nebo SiC a chloridu křemičitého (SiCl₄) a metanu (CH₄) podle rovnic



Keramické prášky se mísí s přísadami, které umožňují jeho následné zpracování. Mezi hlavní přísady patří pojiva, lubrikanty (snižují třecí odpor prášku při tvarování), slinovací prostředky (usnadňují difuzní procesy při slinování) a plastifikátory (zajišťují potřebné reologické vlastnosti).

Technologie zpracování prášku na výrobek je možno obecně rozdělit na dvě základní schémata:

1. Tvarování a následné zhutňování v peci při teplotě slinování
Základními způsoby tvarování jsou jednoosé lisování, vytlačení, injekční vstřikování a lití suspenze, technologie v principu podobné jako zpracování plastů. Poslední dva způsoby jsou vhodné především pro výrobky složitějších tvarů. Nevýhodou nestejně hustoty lisovaných výrobků odstraňuje tzv. izostatické lisování (všestranným tlakem). Jehož schéma je na obr. 5-15.
2. Zhutňování prášku slinováním za současného působení tlaku a to lisování za horka nebo izostatickým lisováním za horka, kterým se dosáhne homogennější struktury. Při izostatickém lisování musí být předem připravený předlisek zapouzdřen do tepelně odolného materiálu např. do skla, které při slinovací teplotě změkne a vytváří lisovací membránu.



Obr. 5-15 (vlevo) Schéma izostatického lisování
 1-pryžvová lisovací membrána, 2-keramický prášek, 3-kovový trn, 4-těsnicí deska, 5-přívod tlakového media, 6-tlaková komora

Obr. 5-16 (vpravo) Schéma izostatického lisování za horka
 1-předlisek z keramického prášku, 2-skleněné pouzdro, 3-přívod tlakového media, 4-vysokoteplotní tlaková komora

Speciální technologií je reakční slinování keramiky z SiC a SiC₃N₄. Při výrobě reakčně slinovaného SiC se směs prášku SiC, grafitu a polymerního pojiva předem vytvaruje a poté se impregnuje roztaveným křemíkem, který reaguje s grafitem za vzniku SiC. Nově vytvořeným SiC se zrna prášku spojí v kompaktní celek ve kterém jsou zbylé póry zaplněny křemíkem. U reakčně slinované keramiky z Si₃N₄ se vychází z křemíkového prášku, který se vytvaruje a nechá reagovat při teplotě 1200 až 1400°C s dusíkem za vzniku Si₃N₄.

Způsob zpracování keramických prášků má vliv zejména na pórovitost a rozměrovou přesnost výrobku. Konečné opracování povrchu keramických výrobků se provádí metodami mechanickými (broušení, leštění), chemickými (leptání) a tepelnými (pomocí laseru).

6. KOMPOZITNÍ MATERIÁLY

6.1 Obecná charakteristika

6.1.1 Definice a klasifikace

Kompozitní materiály jsou složeny ze dvou nebo více chemicky odlišných složek (fází). Tvrdší, tužší a pevnější nespojitá složka se nazývá *výztuž*, spojitá a obvykle poddajnější složka, která zastává funkci pojiva výztuže, se *nazývá se matrice*.

Kompozitní materiály mohou obsahovat vyztužující fáze různých rozměrů. Ve strojírenství mají největší význam *mikrokompozitní materiály*, u kterých největší příčné rozměry výztuže se pohybují v rozmezí 10^0 až 10^2 μm . *Makrokompozity* jsou používány především ve stavebnictví (železobeton vyztužený ocelovými pruty, polymerbetony obsahující drcené kamenivo a písek a pod.). *Nanokompozity* obsahují částice, jejichž největší rozměr je v nm.

Další *dělení mikrokompozitů je možné podle materiálu matrice*, která může být:

- polymerní
- kovová
- uhlíková
- skleněná
- sklokeramická
- keramická

Podle *tvaru výztuže* dělíme mikrokompozity (dále jen kompozity) na dvě základní skupiny:

1. vláknové kompozity

- a) s kontinuálními vlákny
- b) s krátkými vlákny

2. částicové kompozity

- a) sférické částice (izometrické)
- b) destičkovité částice (anizometrické)

6.1.2 Charakteristiky výztuže

Vlákna jsou vždy mnohem pevnější než stejné materiály v kompaktní podobě (Tab.6-I). Pevnost vláken roste se zmenšujícím se průřezem, protože přirozené defekty struktury jsou u vláken malých průměru také malé a navíc příznivě orientované svým delším rozměrem ve směru osy vlákna. Pevnost vlákna závisí také na jeho délce. Části vzniklé porušením vlákna při tahovém namáhání mají větší pevnost než vlákno původní, protože k prvnímu lomu došlo z největšího defektu vlákna. Většina vyráběných vláken má kruhový průřez o průměru od 5 do 20 μm . Menší průměry se nepoužívají z technologických důvodů - produkty s velmi tenkými vlákny se obtížně prosycují maticemi.

Tab.6-I Porovnání mechanických vlastností vláken a kompaktních materiálů

Materiál	modul pružnosti [GPa]	pevnost v tahu [MPa]
skleněné vlákno typu E	73	2500
sklovina E	73	100
uhlíkové vlákno	230 až 950	2000 až 6000
polykrystalický grafit	10	20
keramické vlákno SiC	300	3000
SiC monolitický	410	500
UHMW polyethylenové vlákno	90 až 170	3000
lineární polyethylen	0,4	26

Pro kompozity jsou vyráběna vlákna:

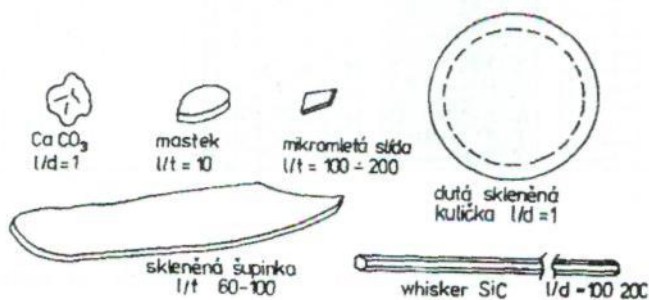
- skleněná
- uhlíková
- polymerní
- keramická
- kovová

Všechna vlákna se dodávají navinutá na válcovité cívice (roving) nebo v podobě textilií.

Polymerní matrice se nevytuzují kovovými nebo keramickými vlákny nejen z cenových důvodů, ale také proto, že jde o vlákna s větší hustotou. Pro kovové a keramické matrice zase nelze použít vlákna s malou chemickou a tepelnou odolností. Rozlišujeme proto vlákna pro polymerní matrice (skleněná, uhlíková a polymerní) vlákna pro vysokoteplotní aplikace (uhlíková, keramická a kovová)

Částice se přidávají do polymerních matric pro zvětšení tuhosti. Částice sférického tvaru by neměly být příliš velké, aby negativně neovlivňovaly pevnost, ale ani příliš jemné, protože potom je obtížné dosáhnout jejich rovnoměrného rozptýlení. Nejvhodnější částice s rozměry v rozmezí 1 až 10 μm , jsou považovány za tzv. *velké částice*. Anizometrické částice (tvar destiček, jehlic, disků) mohou matrice nejenom vyztužovat, ale také významně zpevňovat - jsou to tzv. *aktivní částice*. Poměr největšího rozměru částice k minimálnímu rozměru (u destičkovitých částic tloušťka) udává *aspektivní (štíhlostní) poměr*.

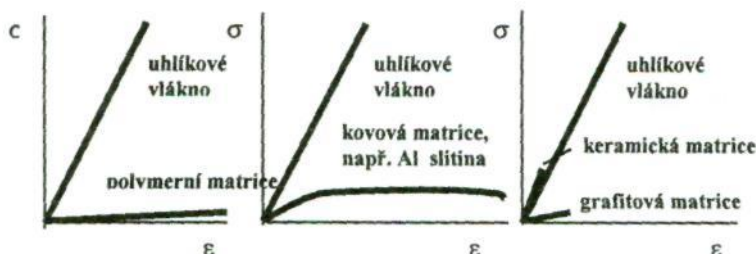
Největší aspektivní poměry mají krátká vlákna a whiskery s poměrem délky ku průměru až 200. *Whiskery* mají oproti krátkým vláknům jednu výhodu - vzhledem ke vysoké tahové pevnosti a malým příčným rozměrům (0,1 až 1 μm) nedochází při ohybovém namáhání, kterému jsou vystaveny při přípravě kompozitu, k jejich lámání. Na obr. 6-1 jsou znázorněny částice pro vyztužení polymerních matric a whisker SiC.



Obr. 6-1 Tvary a rozměry částic používaných k vyztužení kompozitu s polymerní matricí.

6.1.3 Charakteristiky matric

Hlavní úlohou matrice je spojovat vyztužující fázi a chránit ji před vlivy okolí. Funkci pojiva by si matrice měla udržet i po prvních poruchách vláknové výztuže. Mezní poměrné prodloužení matrice při tahovém namáhání by mělo být větší než mezní prodloužení vláken. Tento požadavek však splňují pouze polymerní a kovové matrice. Keramické, skelné, sklokeramické a uhlíkové matrice mají mezní prodloužení při lomu menší než vlákna. Na obr. 6-2 jsou schematicky znázorněny křivky napětí - poměrné prodloužení různých matric v porovnání s chováním uhlíkového vlákna se středními hodnotami modulu pružnosti a pevnosti v tahu (tab.6-I).



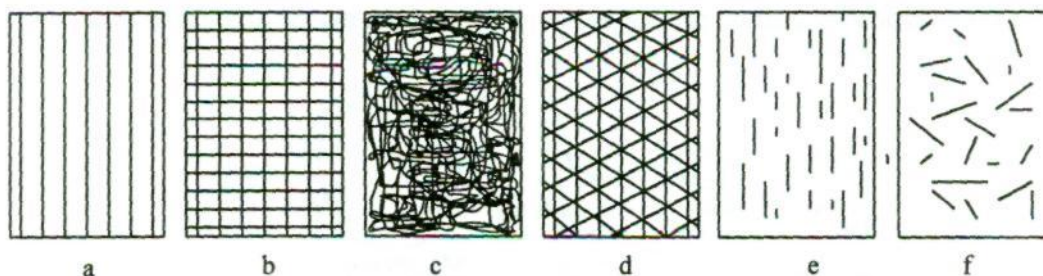
Obr.6-2 Schematické znázornění rozdílů v křivkách napětí - poměrné prodloužení různých matric v porovnání s chováním standardního uhlíkového vlákna.

Nejsnadněji se kompozity připravují, jestliže matici lze převést do kapalného stavu. K základním charakteristikám kapalného stavu, které ovlivňují technologii přípravy kompozitu, patří povrchová energie viskozita

Podmínkou dobré *smáčivosti* výztuže je, aby pro výztuž s vysokou povrchovou energií měla kapalná matrice povrchovou energii co nejmenší.

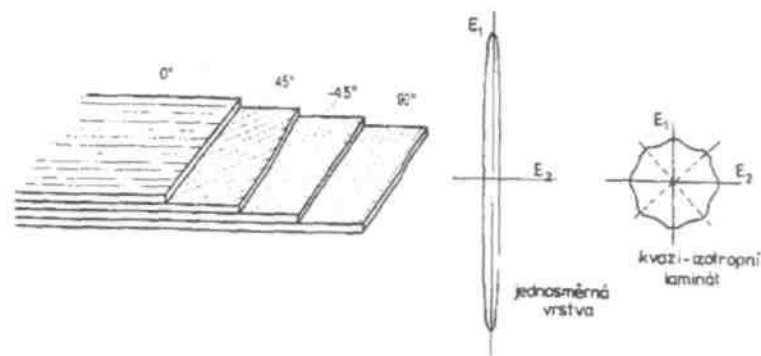
6.1.4 Struktura a vlastnosti vláknových kompozitů

Kompozity s kontinuálními vlákny mohou mít *výztuž orientovanou jednosměrně, dvouose, víceose* nebo *nahodile uspořádanou*. Také krátká vlákna a whiskery mohou být orientovány přednostně nebo nahodile. Příklady uspořádání vláknové výztuže jsou na obr. 6-3.



Obr.6-3 Příklady uspořádání vláknové výztuže v kompozitech: a) jednosměrné uspořádání, b) tkanina, c) rohož, d) víceosá výztuž z kontinuálních vláken, e) krátká vlákna jednosměrně orientovaná, f) krátká vlákna s nahodilou orientací.

Potřebná tloušťka stěny kompozitních dílů vyztužených kontinuálními vlákny se obvykle vytváří z elementárních vrstev. Vzniká tak *laminát* s vlastnostmi závislými na orientaci vláken v jednotlivých vrstvách. Jsou-li vlákna v elementární vrstvě jednosměrně orientována, stává se laminát téměř izotropní, tzv. *kvazi-izotropní*, až při skladbě vrstev znázorněné na obr. 6-4.



Obr.6-4 Skladba laminátu vyrobeného z jednosměrně vyztužených vrstev. Vpravo je v polárních souřadnicích znázorněna anizotropie modulu pružnosti v rovině jedné vrstvy a téměř dokonalá izotropie laminátu se skladbou $[0/+45/-45/90]$. Číslo označuje úhel, pod kterým jsou vlákna v jednotlivých vrstvách orientována.

Lamináty se většinou navrhují *symetrické kolem střední roviny* nebo *střední vrstvy*. Při namáhání tahovými silami působícími v rovině laminátu nedochází u symetrického laminátu k přídavným ohybovým nebo torzním deformacím a je zaručena tvarová stabilita laminátu při změnách okolní teploty.

Významnou vlastností vláknových kompozitů je skutečnost, že negativní mechanické vlastnosti složek se u výsledného materiálu neprojevují. Kompozit obsahující křehká vlákna uložená v křehké matici má dobrou odolnost proti křehkému lomu. Oproti homogennímu materiálu mohou být poruchy vláken i matrice četnější a přesto nevedou ke katastrofickému lomu. Příčinou je odlišný mechanismus šíření poruch. Při šíření trhlin v matici ve směru kolmém k osám vláken dochází k otupování vrcholů trhlin mechanismem znázorněným na obr.6-5. Trhlina se po interakci s vláknem šíří po mezifázovém rozhraní.



Obr.6-5 (vlevo) Mechanismus interakce trhliny matrice s vláknem.

Obr. 6-6 (vpravo) Jednosměrně vyztužená (orthotropní) vrstva.

Kompozit dosahuje lepších vlastností, než by odpovídalo průměru odvozenému z vlastností složek. Jde o tzv. *synergický efekt* (synergismus = spolupůsobení několika složek vedoucí k zesílení účinku).

Mnoho kompozitních struktur je možno pokládat za soustavu elementárních vrstev vyztužených vlákny a vzájemně spojených pouze maticí. Pomocí mikromechanických výpočtů lze určit tuhosti a pevnosti elementární vrstvy kompozitu.

Nejednodušší je výpočet vlastností vrstvy vyztužené jednosměrně uspořádanými vlákny (viz obr.6-6):

Elastické konstanty orthotropní vrstvy jsou

- 1) modul pružnosti v tahu ve směru vláken E_1
- 2) modul pružnosti v tahu ve směru kolmém E_2
- 3) modul pružnosti ve smyku G_{12}
- 4) Poissonův poměr ν_{12} určovaný při jednoosém tahovém zatížení jako poměr příčné poměrné deformace k poměrnému prodloužení, tj. $-\nu_2/\nu_1$

Modul pružnosti vrstvy v tahu ve směru vláken (směr 1) je dán směšovacími pravidly

$$E_1 = E_f v_f + E_m (1 - v_f) \quad (6-1)$$

kde E_f je modul pružnosti vláken (index f, „fiber“ (amer. angl.), „fibre“ (britská angl.), E_m modul pružnosti matrice (index m, „matrix“) a v_f je *objemový podíl* vláken. Směšovací pravidlo je rovnicí přímky v souřadnicích $E_1 - v_f$

Hodnotu v_f lze stanovit buď ze známých hustot vláken a matrice a experimentálně stanovené hustoty kompozitu (předpokládá se, že kompozit neobsahuje dutiny) pomocí směšovacího pravidla

$$\rho_k = \rho_f \cdot v_f + \rho_m \cdot (1 - v_f) \quad (6-2)$$

nebo ze známého hmotnostního podílu výztuže w_f

$$v_f = \frac{\rho_k}{\rho_f} w_f \quad (6-3)$$

Pro moduly vrstvy E_2 a G_{12} lze použít například Chamisovy vztahy:

$$E_2 = \frac{E_m}{1 - \left(1 - \frac{E_m}{E_{f2}}\right) \sqrt{v_f}} \quad (6-4)$$

$$G_{12} = \frac{G_m}{1 - \left(1 - \frac{G_m}{G_{f12}}\right) \sqrt{v_f}} \quad (6-5)$$

kde E_{f2} je modul pružnosti vlákna ve směru kolmém k ose vlákna a G_{f12} modul pružnosti vlákna ve smyku. Uvedené vztahy jsou rovnicemi hyperbol. Pro Poissonův poměr ν_{12} platí směšovací pravidlo

$$\nu_{12} = \nu_1 \cdot v_f + \nu_m (1 - v_f) \quad (6-6)$$

Poissonův poměr ν_{21} není nezávislá elastická konstanta, ale lze jej vypočítat ze vztahu

$$\nu_{21} = \nu_{12} \cdot E_2 / E_1 \quad (6-7)$$

Pro modul pružnosti E_1 kompozitu vyztuženého *jednosměrně orientovanými krátkými vlákny* lze použít upravené směšovací pravidlo (6-8)

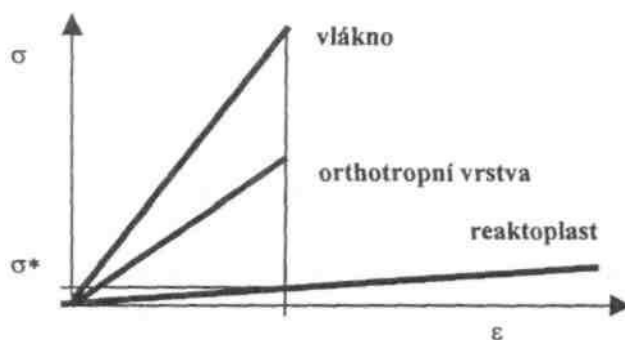
$$E_1 = \eta E_f \cdot v_f + E_m (1 - v_f) \quad (6-8)$$

kde η je *součinitel redukce modulu pružnosti*. Jeho hodnota je vždy menší než 1 a závisí na délce a aspektivním poměru krátkých vláken. U kompozitu s krátkými vlákny bývá v_f maximálně 0,4, kdežto u vrstvy jednosměrně vyztužené kontinuálními vlákny může dosahovat až hodnoty 0,75 (maximální teoretická hodnota $v_f=0,9$ pro hexagonálně uspořádaná vlákna s kruhovým průřezem je dosahována v případě, že se vlákna vzájemně dotýkají - tento případ u kompozitu nesmí nastat, vlákna musí být oddělena vrstvou matrice).

Pevnost v tahu jednosměrně vyztužené vrstvy ve směru kontinuálních vláken σ_{ptl} je možno přibližně určit směšovacím pravidlem za předpokladu, že mezní poměrné prodloužení matrice je větší než mezní prodloužení vláken:

$$\sigma_{ptl} = \sigma_{Pf} v_f + \sigma^* (1 - v_f) \quad (6-9)$$

Protože kompozit se při tahovém namáhání poruší v okamžiku přetržení vláken, není druhý člen σ^* ve vztahu (6-9) pevnost matrice, ale napětí v matrici v okamžiku porušení vláken a tedy i vrstvy. Tahové křivky vlákna, matrice a jednosměrně vyztužené vrstvy jsou schematicky znázorněny na obr.6-7, kde je též vyznačena hodnota σ^*



Obr.6-7 Pracovní diagramy zkoušky v tahu vlákna, matrice a kompozitu.

Na přenosu sil působících na kompozit ve směru rovnoběžném s vlákny se matrice podílí úměrně své tuhosti. Protože málo pevné polymerní matrice ($\Sigma_B=60-90$ MPa) jsou zároveň i velmi poddajné ($E=3-5$ GPa), zajišťují přenos sil v kompozitu jen v nejnepříznivějších případech. Například po porušení kontinuálního vlákna za předpokladu, že soudržnost matrice a vlákna je dobrá, se smykovým napětím působícím v mezifázovém rozhraní na vlákno přivede opět původní tahové napětí. I málo pevná matrice tak pomáhá při přerozdělování napětí u lokálních koncentrátorů napětí. Kompozity mají malou vrubovou citlivost.

Pevnost v tahu u jednosměrně vyztuženého kompozitu ve směru kolmém k vláknům je menší než pevnost samotné matrice, protože v matrici ležící mezi tuhými vlákny vzniká víceosá napjatost usnadňující vznik trhlin matrice.

6.2 Kompozity s polymerními matricemi

Vláknové kompozity

Většina dnes vyráběných kompozitů má polymerní matici vyztuženou vlákny. Vysoké hodnoty poměrů modulu pružnosti k hustotě (měrný modul E/ρ_k) a pevnosti v tahu ke hustotě (měrná pevnost R_m/ρ_k) činí z polymerních kompozitů velmi vhodné materiály pro dopravní prostředky.

Vláknové kompozity s polymerní maticí i další přednosti: odolnost proti půdní korozi, dobrou chemickou odolnost, dobré dielektrické vlastnosti a nevodivost (kompozity se skleněnými a polymerními vlákny).

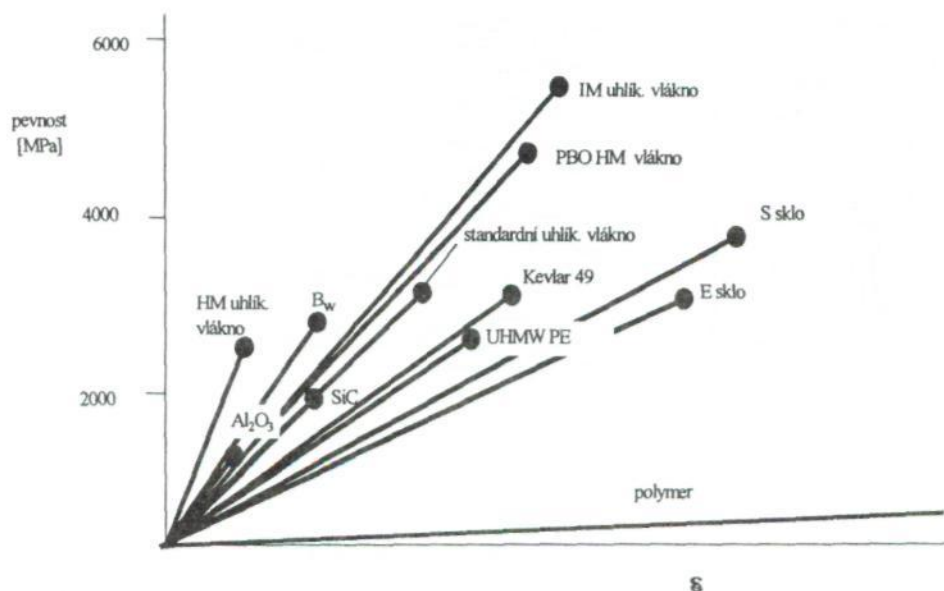
Jako matrice jsou nejvíce používány *reaktoplasty*. Nejlevnější jsou nenasyčené *polyesterové pryskyřice* (UP), jejichž viskozitu je možno ovlivňovat podílem reaktivního rozpouštědla (obvykle styrenu), ztužujícími přísadami a plnivy (kapitola 6.4.1). Doba vytvrzování UP lze měnit v širokém rozmezí volbou vytvrzovacího systému a vytvrzovací teploty. Krátké doby vytvrzování dovolují využít UP pryskyřice i v hromadné výrobě. Chemicky i tepelně odolnější jsou *vinylesterové pryskyřice* (VE). Nejlepší mechanické vlastnosti a větší tepelnou i chemickou odolnost mají *epoxidové pryskyřice* (EP). *Laminační fenolformaldehydové pryskyřice* (PF) jsou nehořlavé a při výstavě ohni vykazují malý vývin toxických zplodin a kouře. Jsou proto používány pro interiéry letadel, vozů metra a pod. Největší tepelnou odolnost mají *pryskyřice na bázi imidových polymerů* (*bismaleimidy* BMI, reaktoplastické polyimidy Pi).

V hromadné výrobě jsou stále více používány polotovary s termoplastickými maticemi. *Termoplastické kompozity* umožňují velmi produktivní výrobu kompozitních dílů. Doba výrobního cyklu je kratší než při použití pryskyřic, které je nutné vytvrdit. Termoplastickou maticí stačí po vstříknutí do formy (termoplasty vyztužené krátkými vlákny) nebo po tvarování kompozitní desky za tepla pouze ochladit pod teplotu tvarové stálosti za tepla.

Nejlevnější jsou termoplastické matrice *polypropylénové* (PP). Dražší *polyamidy* (PA6, PA6.6, PA6.10, PA4.6, PA12) a *lineární polyester* (PET, PBT) vyztužené krátkými vlákny jsou nyní používány pro tvarově komplikované (sací potrubí automobilových motorů) a mechanicky namáhané díly (pouzdra a kryty agregátů a ručního nářadí, automobilové pedály). Chemicky a tepelně velmi odolné termoplasty jako *polyfenylensulfidy* (PPS), vstříkovací typy polyimidů (*polyamidoimid* (PAT) a *polyetherimid* (PEI)), *polyetherketony* (PEEK, PEK, PEKK) a termoplastické *polyimidy* (Pi) vyztužené vlákny lze použít i pro značně tepelně a mechanicky namáhané díly. Maximální pracovní teplota však nepřesahuje 300 °C.

Pevnost a tuhost různých vláken jsou zřejmé z obr.6-8.

Skleněná vlákna jsou *amorfní*. Jejich vlastnosti v podélném i příčném směru se předpokládají shodné. Pevnost v tahu je značně závislá na stavu povrchu. Vzájemné poškozování vláken při sdrůžování do pramenů a adsorpce vzdušné vlhkosti snižuje pevnost čerstvě vytaženého vlákna až o 50 %. Pro ochranu před vzájemným poškozováním je nutno skleněná vlákna chránit povlaky nanášenými ještě před sdrůžením vláken do pramene. Tzv. *lubrikace* (vosky, maziva) je používána pro vlákna určená pro textilní zpracování na technické tkaniny. Pro kompozitní díly se vlákna opatřují *vazebnými prostředky* pro zlepšení adheze polymeru k vláknům. Pro vlákna ze skla E jsou to organické silany. Vlákna ze skla viny S, která jsou určena pro dynamicky namáhané kompozity s epoxidovými maticemi, jsou opatřena povlakem speciální epoxidové pryskyřice.



Obr.6-8 Schematické znázornění pevností a tuhostí různých vláken

Vysvětlivky k obr.6-8:

HM uhlík - vysoce tuhé uhlíkové vlákno ($E=400-800$ GPa)

B_w - bórové vlákno CVD („Chemical Vapour Deposition“), průměr 100-250 μ m ($E=400$ GPa)

Al_2O_3 a SiC - keramická vlákna vyrobená z polymerních prekursorů ($E=380$ GPa a $E=300$ GPa)

IM uhlík - „středněmodulové“ vlákno s vysokou pevností ($E=290$ GPa)

PBO HM - polymerní vlákno poly-para-fenylbenzobisoxazolu s vysokou ($E=280$ GPa)

standardní uhlíkové vlákno ($E=230$ GPa)

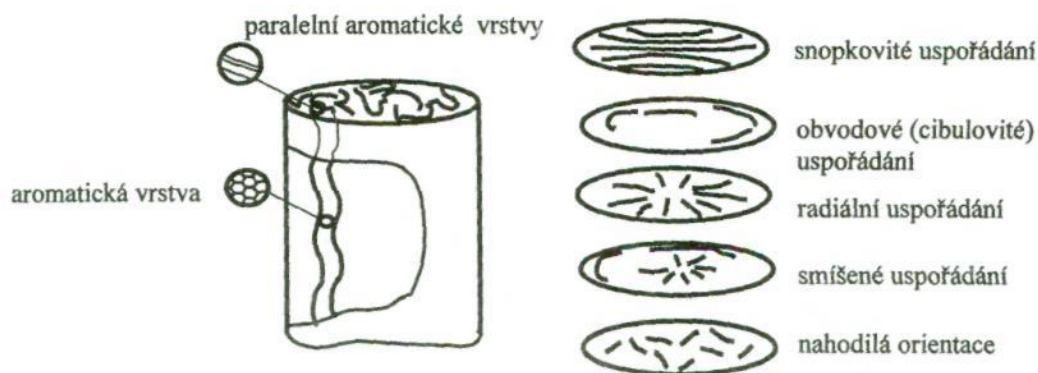
Kevlar®49 - polymerní aramidové vlákno od firmy Du Pont ($E=130$ GPa)

UHMW PE - polymerní vlákno z PE s vysokou molární hmotností (Spectra®1000 má $E=170$ GPa)

S sklo - skleněné vlákno s větší podílem SiO_2 a Al_2O_3 ($E=85$ GPa)

E sklo - skleněné vlákno $E=73$ GPa)

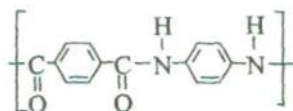
Uhlíková vlákna jsou krystalická. Na rozdíl od polykrystalického grafitu s nahodilou orientací krystalů (aromatické roviny jsou bazální roviny šesterečné mřížky) jsou aromatické roviny ve vláknu orientovány přednostně ve směru podélné osy vlákna, jak ukazuje obr.6-12. Aromatické roviny však nejsou uspořádány v hexagonální mřížce, jde o tzv. *turbostratický uhlík*. Vlastnosti vláken závisí na paralelnosti aromatických rovin s osou vlákna, na velikosti a dokonalosti krystalů a na obsahu vnitřních defektů (dutin, vměstků, trhlin). Uhlíková vlákna mají největší rozsah vlastností. Přednostní orientace aromatických rovin v uhlíkovém vláknu ve směru podélné osy způsobuje, že vlákna jsou vysoce anizotropní. Koeficient teplotní roztažnosti ve směru osy vlákna je záporný, kolmo k ose vlákna kladný. Hodnoty tepelné a elektrické vodivosti jsou také směrově závislé. Vlastnosti kompozitu je možno vhodnou orientací vláken měnit v širokém rozmezí. Lze například vyrobit díl s minimálními rozměrovými změnami při střídání teplot v rozsahu -200 až $+200^\circ C$.



Obr.6-9 Schematický obrázek uspořádání aromatických rovin v uhlíkovém vláknu vyrobeném z PAN (vlevo) a ze smol (vpravo, pouze pněné řezy).

Uhlíková vlákna jsou křehčí než vlákna skleněná. Ohebnost potřebnou pro textilní zpracování je zaručena jejich menšími průměry (obvykle 6 až 8 μm). Pro zvýšení odolnosti vláken proti vzájemnému poškozování při dalším zpracování a pro lepší soudržnost spolymerními matricemi se uhlíková vlákna také povrchově upravují. Nevíc často je použita elektrochemická úprava povrchu. Proti vzájemnému poškození při sdružení do pramene se uhlíková vlákna opatřují povlakem ze speciálních epoxidových pryskyřic.

Polymerní vlákna jsou krystalická. Pro kompozitní konstrukce musí mít pevnost a tuhost alespoň srovnatelnou s vlákny skleněnými. Pro kompozity jsou nejvhodnější vlákna z aromatického polyamidu (*aramidu*) se strukturálním vzorcem



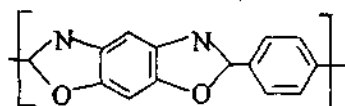
Produkty firmy Du Pont (USA) mají obchodní značku **Kevlar®**, japonská firma Teijin vyrábí aramidy **Twaron®** a **Technora®**. Vysoké tuhosti a pevnosti aramidového vlákna je dosaženo téměř dokonalou orientací tuhých lineárních makromolekul v podélném směru. Ve směru kolmo na osu vlákna působí mezi makromolekulami jen slabší mezimolekulární síly, tzv. vodíkové můstky a pevnost a tuhost v tomto směru je srovnatelná s vlastnostmi obyčejného polymeru. Při tlakovém namáhání ve směru kolmo na osu se vlákno snadno plasticky deformuje.

Polyetylenová vlákna z lineárního UHMW PE začala být na trh dodávána v devadesátých letech pod obchodními značkami **Dyneema®** (firma DSM, Holandsko) a **900 Spectra®** a **Spectra® 1000** (Honeywell International, Inc., USA). Nevýhodou vláken z UHMW PE je malá teplota tání krystalů (140 °C). Kompozity vyztužené vlákny UHMW PE mají velmi vysoké hodnoty měrné pevnosti.

Polymerní vlákna z *lineárních aromatických kopolyesterů* (mezinárodní zkratka pro tyto polymery je LCP, „Liquid-Crystal-Polymers“) na obr.6-11 nejsou. Vlákna lze vyrábět přímo z taveniny. Lze předpokládat, že tato vlákna budou levnější než ostatní polymerní vlákna. Komerční produkt značky Ekonol® (firma Sumitomo, Japonsko) má při hustotě 1,3 g/cm^3 hodnotu modul pružnosti v tahu 138 GPa a pevnost v tahu 3500 MPa.

Firma Toybo Co. vyrábí zpoly-para-fenylenebisoxazolu (PBO) vlákna pod obchodním názvem **Zylon®**. PBO má ze všech polymerních vláken největší tepelnou odolnost, neboří a ani v ohni nemění svůj tvar (nesmršťuje se), pevnost a modul pružnosti má zhruba dvojnásobný oproti špičkovým typům aramidových vláken a velmi dobrou chemickou

odolnost. Vlákna PBO mají ze všech polymerních vláken největší tepelnou odolnost, nehoří a ani v ohni nemění svůj tvar (nesmršťuje se), pevnost a modul pružnosti má zhruba dvojnásobný oproti špičkovým typům aramidových vláken, velmi dobrou chemickou odolnost (neabsorbují vlhkost jako aramidy). Strukturální vzorec PBO je:



Částicové kompozity s polymerní maticí

Polymerní matrice se vyztužují především anorganickými částicemi. Částicový kompozit má oproti polymeru větší tvarovou stálost za tepla, menší smrštění, větší tepelnou vodivost a menší tepelnou roztažnost. Používají se *mikromleté minerály*. Složením jsou to především hlinitokřemičitany (mastek, kaolin), vrstevnaté hlinitokřemičitany (slídy) a uhličitany (vápenec a těživec). Pro zlepšení kluzných vlastností a ořezuvzdornosti je možno kombinovat kovové částice bronzu s částicemi grafitu, sulfidu molybdenu nebo polytetrafluoretylenu. Hořlavé polymery s vysokým podílem anorganických částic mají sníženou hořlavost. Polyolefiny (PE a PP) vyztužené částicemi $Mg(OH)_2$ nebo $Al(OH)_3$ jsou dokonce samozhášivé, protože při expozici v plameni se z hydroxidu uvolňuje chemicky vázaná voda.

6.3 Kompozity s keramickými a kovovými maticemi

Vláknové kompozity

První kompozit s kovovou maticí obsahoval bórová vlákna (vyrobená metodou CVD na wolframovém vlákně) v hliníkové matici. Aby při styku vláken s roztaveným hliníkem nedošlo k narušení jejich povrchu, je nutné na povrch vláken napařit vrstvu SiC nebo B_4C . Docílí se tím i lepší smáčivosti vláken roztaveným kovem, neboť upravená vlákna mají větší povrchové napětí.

Uhlíková vlákna typu HM jsou také použitelná pro výztuž hliníkové nebo hořčíkové matrice. Malá smáčivost uhlíkových vláken roztavenými kovy je řešena jak jejich povrchovou úpravou (lze například použít povlak z SiC), tak přísadou vhodného prvku do roztaveného kovu, který sníží jeho povrchovou energii

Vláknové kompozity s keramickými maticemi (SiC , Si_3N_4 , Al_2O_3) a keramickými vlákny SiC a Si_3N_4 svou žárupevností předčí slitiny Ni.

Částicové kompozity s kovovou a keramickou maticí

Pro vyztužení a zároveň zpevnění lehkých kovů jsou vhodné pouze synteticky připravované keramické částice (oxidy, karbidy, nitridy). Přítomnost velmi jemných keramických částic (s rozměry 10^0 až 10^2 nm) v kovové matici vede k významnému zvýšení tvrdosti, mez kluzu a pevnosti materiálu. Technologií práškové metalurgie je vyráběn například disperzně zpevněný hliník (označení SAP) ve kterém submikroskopické částice (podíl do 10 %) účinně brzdí pohyb dislokací. Pro kompozity s keramickými maticemi jsou vhodné jehličkovité částice nebo whiskery.

6.4 Výrobní a zpracovatelské technologie

Při členění technologií do základních skupin lze vycházet ze skupenství matrice. 6.

4.1 Impregnace výztuže kapalnou fází

Kompozity s reaktoplastickou polymerní matricí

Nejdostupnějším postupem přípravy kompozitních dílů vyztužených kontinuálními vlákny je ruční *laminace za mokra* (kontaktní laminace) Tekutou pryskyřicí, která obsahuje tvrdidlo (resp. iniciátor polymerace) a případně urychlovač, se prosycují vrstvy výztuže v podobě tkaniny nebo rohože. Menší tvarově členité výrobky lze připravovat *metodou RTM* („Resin Transfer Moulding“), při níž předem vytvarovaná výztuž - preforma (vlákna spojena vazebným prostředkem) je uzavřena v dutině formy a prosycována tekutou pryskyřicí obsahující tvrdidlo. Plnění formy zajišťují nízkotlaká čerpadla. Pro rychlejší výrobní cyklus lze pryskyřici i vstříkovat, ale výztuž musí být chráněna proti posunutí tlakem proudu, například silnější vrstvou vazebného prostředku vláken, který pryskyřice rozpouští.

Duté díly s konkávními povrchy (nádrže, potrubí, nosníky, kabiny železničních vagónů) se vyrábějí technologií navíjení *rovingů* nebo pásů tkaniny *prosycených* tekutou pryskyřicí (navíjení za mokra) nebo *prepregů* (navíjení za sucha) na kovovou formu. Tvary s konvexními povrchy se navíjejí s použitím rovingových prepregů na CNC strojích.

Při metodě zvané *pultruze* se do tvarovací části pultruzního stroje vtahují rovingy (případně tkaniny nebo rohože) prosycené tekutou pryskyřicí. V zužujícím se otvoru se odstraní přebytek pryskyřice a ve vytápěné části se pryskyřice vytvrdí. Některé pultruzní stroje vstříkují pryskyřici přímo do tvarovací části. Pultrudované profily nacházejí uplatnění především ve stavebnictví.

Mechanicky značně namáhané konstrukce (kompozity pro letecký průmysl) je nutno připravovat tak, aby nezbytné minimum pryskyřice bylo udržováno na konstantní hodnotě. Používají se proto prepregy. *Prepregy* s jednosměrně orientovanými vlákny (přesněji jednosměrně uloženými rovingy nebo s jednosměrnými tkaninami) umožňují zvýšit objemový podíl vláken až na 0,75. V sériové výrobě se pro vrstvení prepregů používají speciální kladecí stroje (CNC stroje). Prepreg obsahuje mírný přebytek pryskyřice, která je v částečně vytvrzeném stavu. Jeho tloušťka je 0,1-0,15 mm. Prepregy s reaktoplastickou pryskyřicí mají omezenou dobu skladovatelnosti a uchovávají se v mrazicích boxech. Pro vytvrzování dílu vyrobeného z prepregů se používá je před umístěním do autoklávu opatřen řadou technologických vrstev (separační filmy, autoklávu. Díl „odtrhová“ fólie, perforovaná fólie, vrstva odsávající přebytek pryskyřice, odvzdušňovací vrstvy) a hermeticky uzavřen (fólií nebo vakem z elastomeru). V autoklávu se díl evakuuje, ohřeje na teplotu vytvrzování reaktoplastu, potom se v autoklávu zvýší tlak a reaktoplast se nechá vytvrdit. Po vytvrzení následuje pomalé ochlazování.

Pro hromadnou výrobu dílů, například v automobilovém průmyslu, je vhodná *technologie SMC* („Sheet Moulding Compound“) využívající rychlé vytvrzovací reakce polyesterových pryskyřic (UP). Polotovár v podobě ohebných měkkých plátů obsahuje směs polyesterové pryskyřice, krátkých vláken (délky kolem 25 mm), plniv, ztužujících a dalších přísad. Vhodné pastovité konzistence směsi se dosáhne získána až po zrání směsi, při kterém dojde k reakci ztužující přísady (obvykle MgO) s nenasycenou polyesterovou pryskyřicí. SMC technologie vyžaduje hydraulický lis a dvoudílnou vytápěnou ocelovou formu.

Při injektážních metodách s jednostrannou formou je pryskyřice rozváděna speciální vrstvou *{metoda SCRIMP®*, „Seeman Composite Resin Infusion Moulding Process“) nebo vzlíná vláknovou výztuží (*VBM*, „Vacuum Bag Moulding“). Reaktivní rozpouštědlo UP a VE

se nemůže odpařovat, protože forma je z druhé strany uzavřena fólií nebo pryžovým vakem.

Při *injekční metodě R-RIM* („Reinforced Reaction Injection Moulding“) je směs polyurethanové (PU) pryskyřice a krátkých vláken vstřikována do dutiny formy. Technologie *S-RIM* spočívá v injektování PU pryskyřice do uzavřené formy obsahující výztuž. Nejstarší technologií je *lisování za tepla (metoda BMC*, „Bulk Moulding Compound“). Polotovarem je směs reaktoplastu, plniv a krátkých vláken.

Kompozity s termoplastickou póly měrní maticí.

Při výrobě kompozitních dílů s termoplastickou maticí je dosahováno větší produktivity než s reaktoplastovými maticemi. Další výhodou je možnost skladovat prepregy za normální teploty.

Kompozitní díly a konstrukce lze vyrábět vrstvením *termoplastických prepregů* vyztužených kontinuálními vlákny. Používá se speciálních kladečích (díly pro letecký průmysl) nebo navíjecích strojů (výroba golfových holí, rybářských prutů, trubek pro rámy jízdních kol). Spojení jednotlivých vrstev prepregů je umožněno natavením termoplastické matrice. Při kladení je nutno prepreg k předchozím vrstvám přitlačit kladkou pokrytou povlakem fluorouhlovodíkového polymeru.

Polotovary v podobě termoplastických desek obsahující rohožejsou používány pro technologii *GMT* („Glass Mat Thermoplastics“). Vlákna v desce jsou obklopena termoplastickou maticí a desky se tvarují za tepla bez nutnosti jejího natavení. Před vyjmutím z lisu se hotový díl pouze ochladí pod teplotu tvarové stálosti za tepla matrice.

V Evropě se nyní přibližně 30 % produkce skleněných vláken spotřebovává pro termoplasty vyztužené krátkými vlákny, které se zpracovávají vstřikováním na běžných vstřikovacích strojích pro plasty. Zpracovatel kupuje kompozit v granulích, které se připravují míšením taveniny polymeru a sekaných rovingů v granulacním stroji. Krátká vlákna se však při výrobě granulí poškodí (nalámou se na délky 10^{-1} až 10^0 mm oproti původní délce sekaných vláken 6 mm. Výhodnější je proto vyrobit granule sekáním struny vyztužené kontinuálními vlákny. Vlákna potom mají délku granule (kolem 12 mm, používá se termín „dlouhá“ vlákna) a lámou se až ve vstřikovacím stroji.

Kompozity s kovovými maticemi

Při použití kontinuálních vláken je možno předem vytvarovanou výztuž umístěnou do formy zalít roztaveným kovem. Polymerní vazebný prostředek vláken, který umožnil předtvarování výztuže (tzv. preforma) a zabraňuje posunutí vláken výztuže proudem roztaveného kovu, se spálí.

Směs taveniny kovu a krátkých keramických nebo uhlíkových vláken (SiC/Al) nebo whiskerů se může odlévat případně vstřikovat. Při licích technologiích je nutno zvláštními postupy zajistit, aby vlákna byla v odlitku rovnoměrně dispergována, protože vzhledem k menší hustotě mají tendenci vyplouvat na povrch taveniny kovu.

6. 4. 2 Práškové metody

Podstatou těchto metod je kombinace vláknové nebo částicové výztuže s maticí v podobě prášku.

Polymerní matrice.

Práškové metody se využívá především pro výrobu termoplastických prepregů s kontinuálními vlákny. Na výztuž (tkaninu nebo rohož) se elektrostatickými silami přichytí jemný termoplastický polymerní prášek. Pro pevnější uchycení lze použít vhodný vazebný

prostředek. Získaný polotovar je ohebný a tvarovatelný téměř jako samotná tkanina. K roztavení polymerního prášku a vytvoření spojitě matrice dojde až při konečné operaci, tj. při lisování dílu.

Kovové matrice

Prášková metoda se používá při výrobě disperzně zpevněných kovů. Kompaktní výrobek je získán postupy práškové metalurgie. Typickým příkladem je hliník zpevněný velmi jemnými částicemi oxidu hliníku (Al_2O_3), zirkonia (Zr_2O) nebo karbidu křemíku (SiC).

Keramické matrice

Nejvýznamnější uplatnění má prášková metoda při výrobě kompozitu s keramickými maticemi, protože podstatou výroby samotné konstrukční keramiky je zhutnění a následné slinutí prášků oxidů (Al_2O_3 , MgO , ZrO_2), karbidů (SiC) nebo nitridů (Si_3N_4). Částice keramické matrice je možno na kontinuální vlákna nanášet v podobě vodné suspenze, eventuálně s přidávkem polymerního vazebného prostředku, který se při slinování vypálí. Silnostěnné díly se připravují slinováním předem připravených tenčích vrstev. Whiskery se vmíchají do prášku keramické matrice.

6. 4. 3 Infiltrace výztuže plynou fází

Při metodě označované jako *CVI* (anglicky "Chemical Vapour Infiltration") je výztuž prosycována parami vzniklými tepelným rozkladem prekurzorů matrice. Na ohřátých vláknech výztuže dochází ke kondenzaci přesycených par a vzniku tuhé fáze. V případě keramické matrice na bázi SiC se jako prekurzor používá například metyltrichlorsilan. Metoda dává kompozit s velkým podílem pórů. Pro dosažení dobré pevnosti kompozitu je nutno celý postup několikrát opakovat.

6. 4. 4 Ostatní metody

Plasmatové nástřiky.

Vyztužující vlákna uložená v tenké vrstvě je možno pokrýt kovovou nebo keramickou maticí pomocí plasmatového nástřiku. Získané vrstvy se dále spojují žárovým lisováním (keramické matrice) nebo tvářením za tepla ve vakuu (kovové matrice).

Lisování za tepla ve vakuu.

Jde o dnes již běžnou metodu výroby vrstevnatých kompozitu s kovovou maticí vyztuženou kontinuálními vlákny. Díl je vyroben prokládáním vláknové výztuže kovovými fóliemi a ke vzájemnému spojení obou složek dojde difusními pochody při lisování ve vakuu.

Pyrolýza prekurzorů matrice.

Keramickou nebo uhlíkovou maticí lze získat prosycením výztuže kapalným prekurzorem a jeho chemickou přeměnou za vysokých teplot - pyrolýzou. Během pyrolýzy dochází k úbytku hmoty prekurzorů a při ochlazování výrobku v důsledku smršťování matrice v ní vznikají trhliny. Celý postup se musí několikrát opakovat, aby podíl pórů a počet nezacelených trhlín byl co nejmenší. Pro keramickou maticí je používán polymerní prekurzor, pro uhlíkovou maticí buď polymer (PF pryskyřice) nebo ropná mesofázová smola (u kompozitu uhlík - uhlík se místo pojmu pyrolýza používá karbonizace a grafitizace).

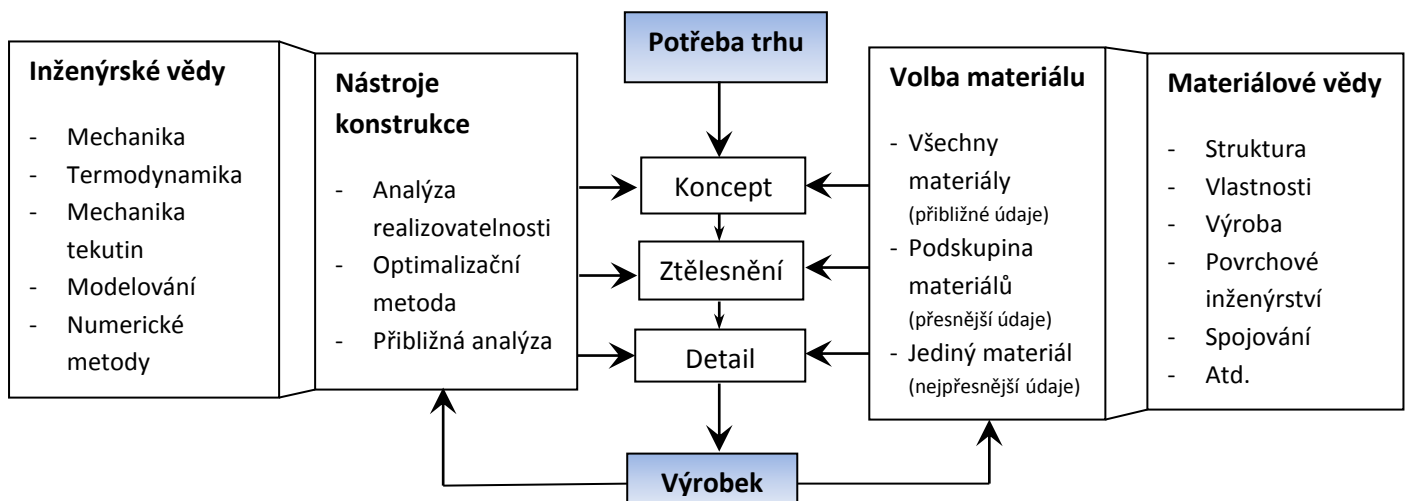
Nauka o materiálu
7. VOLBA MATERIÁLU

7. VOLBA MATERIÁLU

Zvolit z obrovské škály materiálů pro daný účel ten nejvhodnější je obtížná úloha - z celého procesu vývoje a výroby nového výrobku ta nejobtížnější. Budoucí materiáloví inženýři se všemi aspekty volby materiálu seznamují v dalších specifických materiálových předmětech. Následující podkapitoly jsou pouze stručnými úvodními kroky do této zajímavé problematiky.

7.1 Konstrukce a výběr materiálu

Návrh nového výrobku je interaktivní proces, který začíná nápadem (nebo potřebou trhu) a končí výrobkem, který naplňuje původní myšlenku nebo požadavek. Mezi počátkem a koncem tohoto procesu jsou tři stadia (obr. 7-1) - koncepční, ztělesňující a detailní návrh. V koncepčním návrhu konstruktér zvažuje všechny alternativní pracovní principy nebo schémata funkcí, které vytváří systém, jejich kombinaci či separaci apod. Ztělesňující návrh zkoumá funkční strukturu a zhruba analyzuje jednotlivé činnosti, včetně návrhu rozměru dílců. Tato etapa končí projektem (výkresem sestavy) jako podkladem pro detailní návrh. Levá strana vývojového diagramu na obr. 7-1 ukazuje nástroje a vědní disciplíny, které má konstruktér k dispozici. Do každé z uvedených etap vstupuje, jak je z pravé části obrázku patrné, výběr vhodného materiálu.



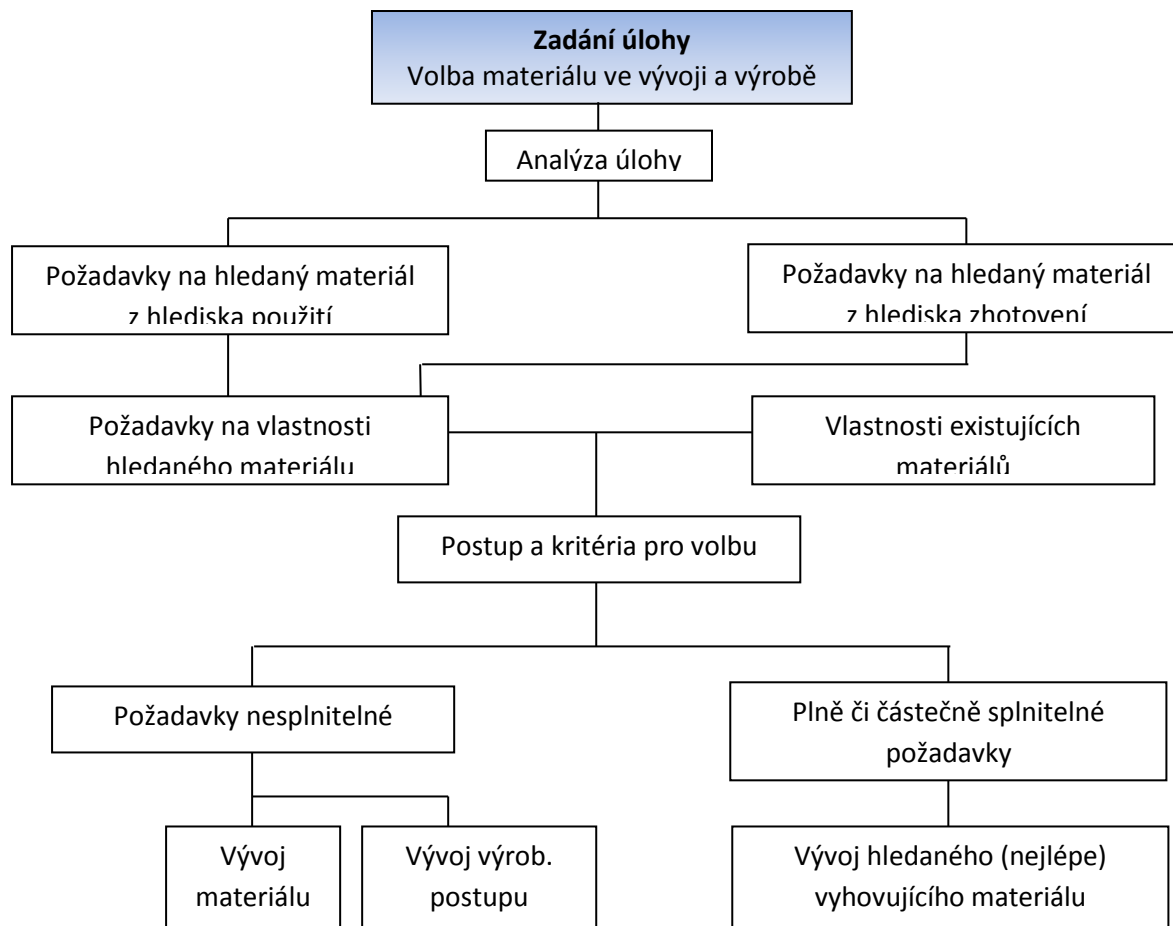
Obr. 7-1 Etapy a komponenty procesu navrhování nového výrobku

Správný přístup k volbě materiálu z tohoto hlediska naznačuje obr. 7-2. Pokud požadavky návrhu nespĺňuje žádný z dostupných materiálů, je třeba vyvinout materiál nový, případně parametry existujícího zlepšit úpravou výrobního postupu.

Je zřejmé, že výběr materiálu probíhá v souladu s konstrukčním návrhem ve třech úrovních (obr. 7-1), s cílem vybrat materiál optimálně zabezpečující užité vlastnosti při vhodné cenové relaci. V etapě koncepčního návrhu je to široká skupina (případně skupiny) materiálů, splňující základní podmínky a omezení, např. pracovní teplotu, odolnost proti korozi v daném prostředí apod. V dalším kroku se

Nauka o materiálu
7. VOLBA MATERIÁLU

vybírání zúžená skupina materiálů, které nejlépe vyhoví požadavkům např. na nejlevnější technologii tváření, svařování, povrchovou úpravou, cenu atd. V rámci detailního návrhu pak se seznam kandidátů zúží na jeden, případně několik nejlépe vyhovujících materiálů. Každému z těchto kroků odpovídají jiné nároky na úroveň materiálových dat. V etapě koncepčního návrhu konstruktér požaduje přibližné údaje o co největším množství materiálů, zvažuje různé koncepční varianty (např. kov či polymer).



Obr. 7-2 Vzájemné vztahy mezi materiálem a technologií výrobku a jeho funkcí a tvarem

Ve druhé etapě pracuje s přesnějšími údaji, které poskytují materiálové databáze v počítačové nebo knižní podobě. Ve fázi detailního návrhu jsou zapotřebí co nejpřesnější údaje o jediném, případně několika materiálech.

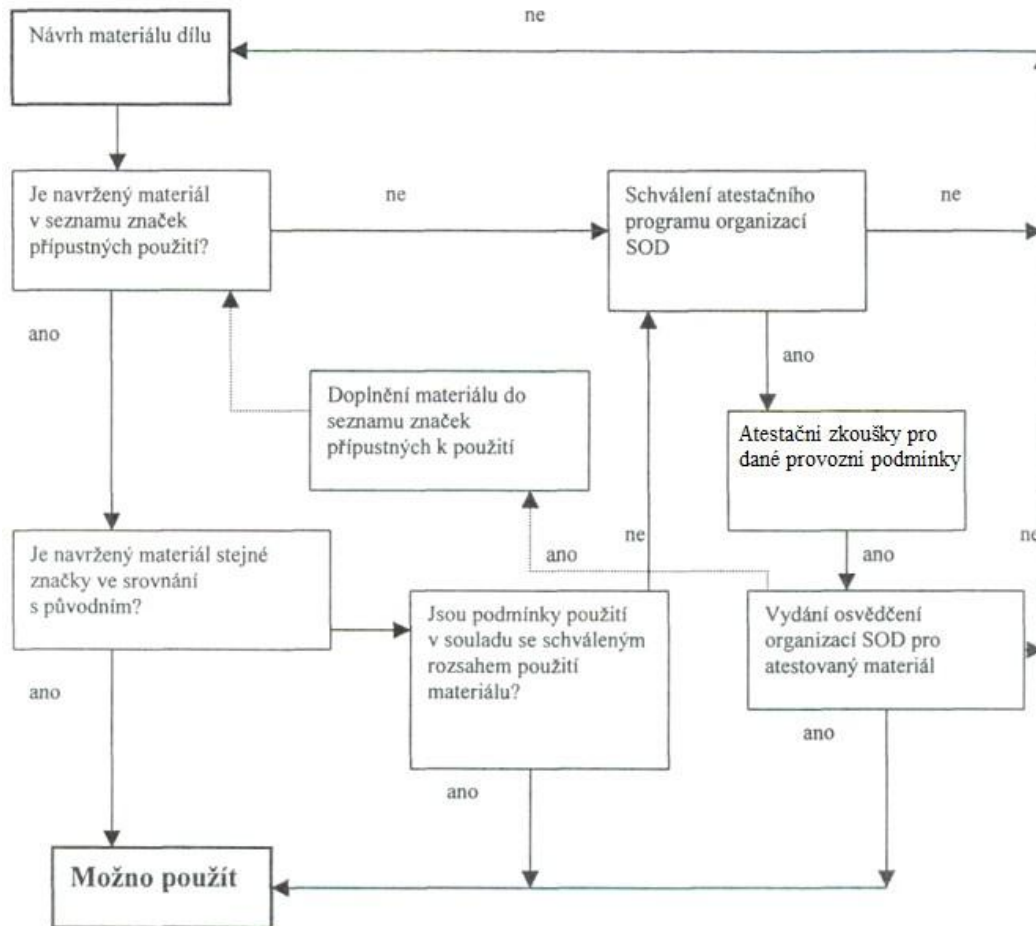
V některých případech nepostačí údaje z norem či od výrobce a je třeba informace doplnit např. vlastními laboratorními zkouškami. I tak se ovšem může stát, že výrobek v provozu nevyhoví funkčně nebo z důvodu nevhodného materiálu a celý proces návrhu se vrací s informacemi, které havárie poskytla, o jednu či více úrovní zpět.

Postup při volbě materiálu, pokud dojde ke změně výrobního sortimentu nebo při opravě či rekonstrukci zařízení v *jaderné energetice* ukazuje uvedený postup. Státní odborný dozor (SOD)



Nauka o materiálu
7. VOLBA MATERIÁLU

schvaluje původní projektovou dokumentaci a povoluje ekvivalentní nové materiály. **Celý postup je znázorněn na následujícím schématu:**



7.2 Základní úvahy při volbě materiálu

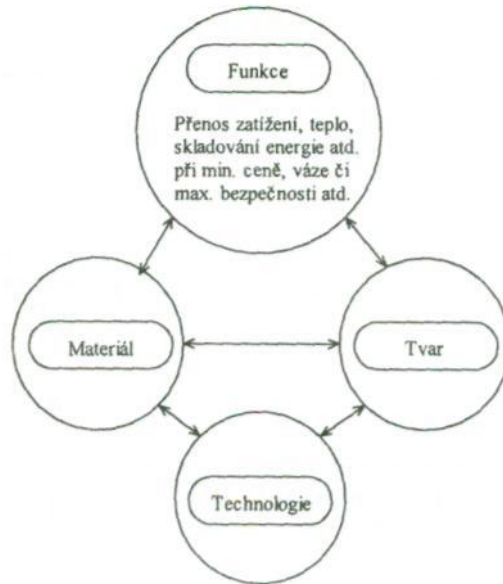
Optimální volba materiálu je problém široký, komplexní a závažný - na úspěšnosti volby materiálu do značné míry závisí užité vlastnosti budoucího výrobku. K řešení tohoto problému je nutno přistupovat z řady hledisek. Kromě samozřejmých úvah o vlastnostech, které by zvolený materiál ve vztahu k funkci navrhované součásti měl mít (např. pevnost, houževnatost, odolnost proti korozi, působení nízké či vysoké teploty, odolnost proti opotřebení apod.) jsou nezbytné i úvahy o ekonomičnosti dané volby materiálu, např. energetické a surovinové náročnosti, dopadu na životní prostředí atd.

Volba materiálu nemůže probíhat nezávisle na technologii jeho zpracování nutné k vytvoření finálního výrobku (jeho tvaru, povrchu, použité technologii spojování atd.).

Funkce součásti, její konstrukce (tvar), materiál a technologie vzájemně obousměrně interagují (obr. 7-3).

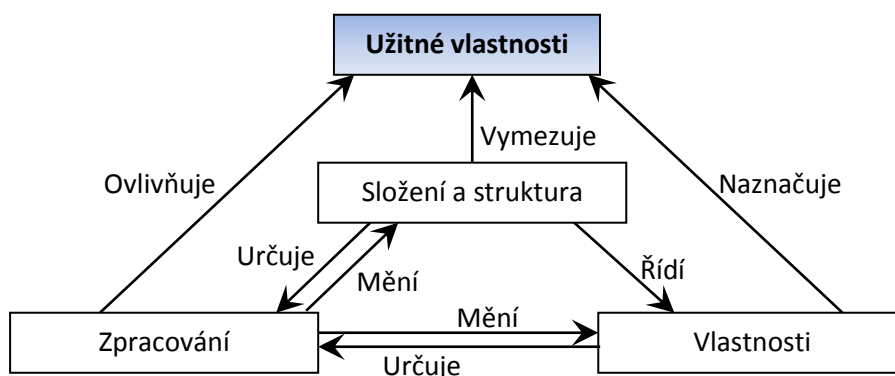


Nauka o materiálu
7. VOLBA MATERIÁLU



Obr. 7-3 Vývojový diagram pro volbu materiálu

Funkce diktuje výběr materiálu, který je schopen splnit požadované parametry. Technologie je ovlivněna materiálovými vlastnostmi (slévatelností, tvařitelností, obrobitelností, svařitelností, možností tepelného zpracování, atd.). Technologie ovlivňuje tvar součásti, dosažitelnou přesnost tvaru, kvalitu povrchu a samozřejmě cenu. Specifikace tvaru limituje výběr materiálu a použitelné technologie, čím je návrh komplikovanější, tím je specifikace užší a interakce větší. Interakce materiálu, konstrukce, technologie a funkce jsou srdcem celého procesu volby materiálu. Zejména v oblasti kovových materiálů a speciálně ocelí ovlivňuje technologie vlastnosti materiálu prostřednictvím vlivu na složení a strukturu, což se samozřejmě projeví podstatnou měrou i na užitných vlastnostech výrobku, jak je patrné z obr. 7-4. Pod pojmem *užité vlastnosti* je třeba rozumět nejen jeho provozní parametry, funkci (např. přenos sil, tepla apod.) či životnost, ale také jeho celkové estetické vyznění (tvar, hladkost povrchu, barva), které u řady výrobků spolurozhodují o tržní úspěšnosti výrobku.



Obr. 7-4 Vzájemné vztahy mezi strukturou, složením, zpracováním a vlastnostmi výrobku



Jak obr. 7-4 naznačuje, vlastnosti materiálu jsou určeny složením a strukturou, mění se použitou technologií zpracování, naznačují užité vlastnosti výrobku a diktují výběr technologie. Technologie výroby je určena složením, strukturou a vlastnostmi materiálu (klasické příklady - svařitelnost, tvařitelnost za studena) a naopak sama tyto parametry materiálu může výrazně měnit (např. zpevnění při tváření za studena) a tím i výrazně ovlivňovat užité vlastnosti. Složení a struktura materiálu limitují dosažitelné užité vlastnosti výrobku, určují dosažitelné vlastnosti materiálu a použitelnou technologii zpracování. Jsou dány primárními a sekundárními technologiemi. Užité vlastnosti jsou naznačeny vlastnostmi materiálu, limitovány složením a strukturou materiálu a ovlivněny technologií jeho zpracování. Do celého systému interakcí užitečných vlastností technologie – složení, struktura a vlastnosti materiálu pak vstupují ekonomické parametry (cena materiálu, technologie) a samozřejmě dopad všech interagujících prvků na životní prostředí.

7.3 Hlediska pro volbu materiálu

Primárním požadavkem při volbě materiálu pro danou aplikaci je téměř vždy (s výjimkou dekorativních prvků) pevnost materiálu. Pro splnění tohoto požadavku má konstruktér k dispozici obrovskou paletu materiálu. Například hodnota meze kluzu u kovů se pohybuje v rozmezí přibližně 5 MPa (cín a jeho slitiny) až 2000 MPa (vysokopevné oceli, slitiny Co), u polymeru je pevnost v tahu v rozmezí cca 8 až 200 MPa.

Při výběru proto musí spolurozhodovat další kritéria a to především:

- *Materiálové charakteristiky.* K těm patří především houževnatost, odolnost proti opotřebení, působení teplot, únavové vlastnosti, odolnost proti korozi atd. Zvažování těchto charakteristik je podmíněno typem vyžití daného dílce (zatěžování statické, dynamické, cyklické, působení nízké i zvýšené teploty, korozní prostředí atd.). Dobrým vodítkem pro jejich zvažování mohou být různé materiálové databáze. Velmi dobrý přehled poskytuje literatura Guide to Selecting Engineering Materials.
- *Technologie výroby.* Kromě samozřejmě podmínky realizovatelnosti technologie pro daný výrobek by měly být při výběru materiálu uplatňovány zejména poznatky o vlivu technologie na složení, strukturu a mechanické vlastnosti. Přednost by měly dostávat - pokud to dovolí další kritéria - bezodpadové technologie, např. prášková metalurgie, přesné lití, umožňující maximálně využít materiálu a potlačit na minimum obrábění, tedy technologii spojenou s nejvyššími náklady.
- *Materiálové a výrobní náklady.* Ekonomičnost volby je komplexní problém a zdaleka se netýká jen ceny zvoleného materiálu a technologie jeho zpracování. I když se lze v literatuře setkat s pokusy o kvantifikaci tohoto procesu (např. použitím vzorců, na základě kterých lze rozhodnout, zda se vyplatí nahradit stávající materiál materiálem dražším), neexistuje obecný návod na jeho řešení. Uvažme alespoň dva příklady. Cena



7. VOLBA MATERIÁLU

vysoce legovaného materiálu (např. oceli maraging) může být velmi významná při výrobě rozměrného, hmotného výrobku a zcela zanedbatelná u výrobku malého, u kterého se např. navíc projeví pozitivní aspekty volby (vyšší životnost, zejména jde-li o součásti, jejichž výměna je spojena s odstávkou výroby, prostoji pro seřízení stroje, snadné dosažení komplikovaného tvaru objemovým tvářením, odpadnutí tepelného zpracování apod.). Náhrada oceli slitinou hliníku nebo polymerním materiálem se na prvý pohled může jevit nepříliš cenově výhodná. Do výpočtu ekonomičnosti volby je nutné zahrnout ale i např. náklady na dopravu, povrchovou úpravu, obrábění (např. i z titulu použití bezodpadové technologie vstřikováním).

- *Ekologičnost použití zvoleného materiálu.* Opět se jedná o mnohostranný problém. Dopad zvoleného materiálu na životní prostředí (přímý nebo nepřímý) má mnoho aspektů a je obtížně kvantifikovatelný.
- *Jiná kritéria.* Dále je třeba zvážit sortiment polotovarů, omezení daného výrobního zařízení, věrohodnost vstupních dat tj. do jaké míry zkouška definuje vlastnosti materiálu, jak dobře vzorek simuluje poměry v reálné součásti, znalost zatížení a prostředí atd.

7.4 Nástroje pro volbu materiálu

Při obrovském a stále rostoucím sortimentu materiálů má i ten nejzkušenější odborník problém zvolit správný materiál při zvážení všech kritérií a optimálním využití vlastností materiálu. Naštěstí existují určité cesty k usnadnění toho problému.

První pomůcka vychází z mnohaletých zkušeností konstruktérů a materiálových odborníků v různých oblastech výrobních činností. Ve výrobě existují různé formy kategorizace konstrukčních materiálů naznačující prioritní oblasti jejich použití. Materiály jsou členěny podle průmyslových odvětví, třeba materiály pro energetiku, pro chemický průmysl, elektroniku, letectví, atd. nebo podle vlastností (vysokopevné, otěruvzdorné, žáropevné, korozivzdorné atd.). Takto uspořádané je nalezneme v různých příručkách, knižních či počítačových databázích apod. Taková kategorizace v sobě skrývá i velká nebezpečí, jsou to v podstatě jakési klapky na očích, které mohou způsobit přehlédnutí materiálu pro daný účel vhodnějšího.

Již zmíněné knižní a zejména počítačové databáze jsou dalším z nástrojů pro volbu materiálu. Nejjednodušší, pasivní databáze jsou v podstatě poněkud pohodlnější formou „listování“ v příručce - umožňují získat údaje o vybraných materiálech (obvykle řazených podle určité kategorizace, např. některé z výše uvedených) a provádět převody z ČSN na normy zahraniční. Vyšší formou jsou databáze, které můžeme označit jako aktivní, dovolující provádět průnik vybraných parametrů, tj. hledat vhodný materiál na základě zadané množiny vlastností (např. vyhledat ocel o mezi kluzu 900 MPa, svařitelnou a odolnou proti působení vodního prostředí). Nejvyšší, bohužel zatím vzácnou, formou databáze jsou inteligentní databázové systémy, specializované na určitou problematiku (např. jadernou energetiku), obsahující obvykle několik typů databází (např. materiálovou databanku, výsledky zkoušek oceli pro jaderné reaktory, korozní databázi apod.) a také expertní systém. Takový

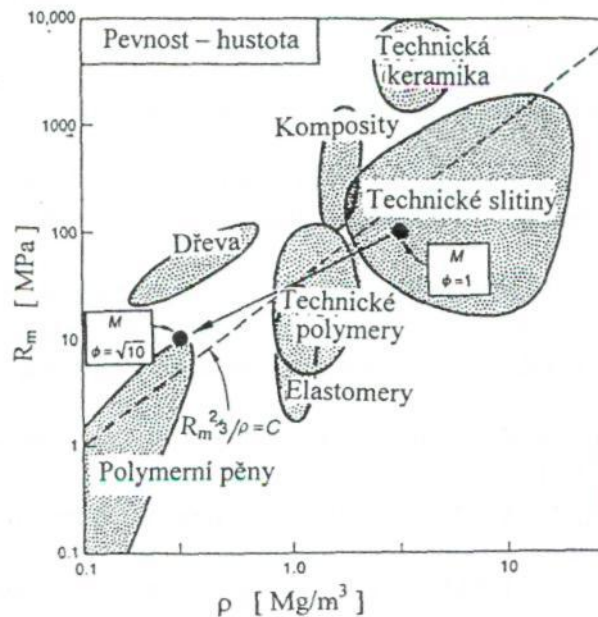
Nauka o materiálu
7. VOLBA MATERIÁLU

databázový systém dovolí, byť jen pro určitou specifickou oblast, optimální volbu materiálu při zvažování téměř všech hledisek.

Problém volby enormně zjednoduší **ukazatel užitných vlastností** (M. F. Ashby). Tak např. při volbě materiálu pro *lehký, tuhý nosník na dvou podpěrách*, zatížený silou uprostřed, lze z rovnic pro hmotnost nosníku a jeho průhyb lehce odvodit, že jeho hmotnost bude minimální (a užité vlastnosti maximální) pro nejvyšší hodnotu:

$$M_1 = \frac{\sqrt{E}}{\rho}. \quad (7.1)$$

Užité vlastnosti obvykle závisí na dvou či více materiálových vlastnostech a ukazuje se výhodné zvýrazňovat jednu vůči druhé, např. poměr pevnosti k hustotě R_m/ρ nebo tuhost vůči relativní ceně na jednotku objemu apod. Vyneseme-li tyto vlastnosti v logaritmických souřadnicích, pak přes jejich velký (často řádový) rozdíl v rámci jedné materiálové skupiny, dostáváme mapu, na které jednotlivé skupiny tvoří uzavřená pole. Obr. 7-5 ukazuje jednu z takových možných závislostí. V Ashbyho publikacích nalezneme desítky podobných map (např. lomová houževnatost vůči hustotě, E vůči pevnosti, koeficient lineární tepelné roztažnosti vůči tepelné vodivosti, tvrdost vůči teplotě tavení či toleranční rozsah vůči drsnosti povrchu). Ashby tyto mapy sestavil i pro volbu optimální technologie či optimální konstrukci kompozitního materiálu. Obr. 7-5 ukazuje zjednodušenou mapu. Skutečné diagramy umožňují i poměrně detailní informace o umístění jednotlivých typů materiálů v rámci pole. Takto je možné např. vybrat materiály o určité hodnotě R_m při požadované hustotě ρ .



Obr. 7-5 Příklad Ashbyho materiálové mapy



Nauka o materiálu

7. VOLBA MATERIÁLU

Tvarový faktor φ dovoluje upřesnit volbu pro případ, kdy bude výhodné místo plného profilu (kruhového, obdélníkového apod.) s hodnotou tvarového faktoru $\varphi = 1$, použít např. I profil nebo trubku, s výrazně vyšší hodnotou tvarového faktoru ($\varphi = \sqrt{10}$). Výše uvedený vztah (7.1) pak nabývá hodnoty

$$M = \frac{(\varphi \cdot R_m)^{2/3}}{\rho}, \quad (7.2)$$

což výrazně mění volbu použitého materiálu. Např. pro lehký a pevný nosník obdélníkového plného profilu vychází jako optimální materiál polymerní pěna případně dřevo, použití I profilu posouvá optimální volbu do skupiny kovů.