

Fakulta
strojn

VYDAVATELSTVÍ

ČVUT



ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE



PRŮVODNÁ O MATERIÁLU

Doc. Ing. Jiří Ptáček, DrSc.

Doc. Ing. Jiří Ptáček, DrSc.

Doc. Ing. Jiří Ptáček, DrSc.

Doc. Ing. Jiří Ptáček, DrSc.

Doc. Ing. Jiří Ptáček, DrSc.

Doc. Ing. Jiří Ptáček, DrSc.

Doc. Ing. Luděk Ptáček, CSc.

Doc. Ing. Josef Steidl, CSc.

Ing. Karel Šperlík, CSc.

Prof. Ing. Jiří Švejcar, CSc.

Prof. Ing. Karel Macek, DrSc.

Prof. Ing. Petr Zuna, CSc.

Kolektiv:

Doc. Ing. Jiří Cejp, CSc.

Doc. Ing. Jiří Janovec, CSc.

Doc. Ing. Zdeněk Kořínek, CSc.

Doc. Ing. Luděk Ptáček, CSc.

Doc. Ing. Josef Steidl, CSc.

Ing. Karel Šperlink, CSc.

Prof. Ing. Jiří Švejcar, CSc.

NAUKA O MATERIÁLU

1999

Vydavatelství ČVUT

© Karel Macek, Petr Zuna a kolektiv, 1996
ISBN 80-01-01507-6

P Ř E D M L U V A

Předmět Nauka o materiálu má základní význam pro všechny studijní obory, protože poskytuje nejen teoretické znalosti nezbytné pro pochopení fyzikální podstaty vlastností a zpracování technických materiálů, ale také informuje o vhodném použití standardních kovových a nekovových materiálů pro součásti strojů a zařízení.

Skriptum Nauka o materiálu je určeno především studentům I. a II. ročníku Fakulty strojní ČVUT v Praze. Nahrazuje celostátní učebnici Pluhař, J. a kol.: Nauka o materiálech (Praha, SNTL/ALFA 1989), která je již na trhu zcela rozebrána. Koncepce skriptu se od uvedené učebnice liší zejména omezením rozsahu textu asi na jednu třetinu, přičemž obsah předmětu je zachován a inovován. Autoři doufají, že toto pojetí skriptu nalezne u studentů příznivý ohlas, ale doporučují sledovat rozšiřující a doplňující audiovizuální výklad textu na přednáškách. Pro aplikace teoretických poznatků o struktuře a vlastnostech materiálů, zvláště pak po stránce metod jejich zkoumání a zkoušení vyučovaných ve cvičeních, jsou určena jiná skriptu.

Podle zkušeností autorů nechybějí studentům ani tak jednotlivé faktické znalosti poměrně obsáhlé látky, jako schopnost uvádět tato fakta do vzájemných příčinných souvislostí. Ke zlepšení provázanosti svých vědomostí nalezne čtenář v textu četná odvolání na předchozí nebo následující části kapitol.

Rozšiřující se technicko-ekonomické styky se zeměmi EU vyžadují v nezbytné míře i znalosti evropských technických norem včetně způsobu označování různých druhů materiálů. Přestavba Českých státních norem v uvedeném smyslu byla teprve zahájena, což se do textu skriptu promítlo prozatím pouze v **č**ruzích ocelí.

Autoři děkují Doc. Ing. Václavu Benešovi, CSc., který recenzoval předlohu skriptu, za jeho připomínky a korektury textu, paní Jiřině Beníčkové za nakreslení pérovek a paní Marii Slavíkové za zhotovení strojopisu a další technické práce.

Za autorský kolektiv K. Macek a P. Zuna

Praha, květen 1996

O b s a h

1. ÚVOD (P.Zuna, K.Macek, K.Šperlink, J.Švejcar)	7
1.1 Vývoj, rozdělení a charakteristika technických materiálů	7
1.2 Technicko-ekonomické a ekologické aspekty výroby, zpracování a použití materiálů a výrobků	8
2. TEORETICKÉ ZÁKLADY NAUKY O MATERIÁLU	13
2.1 Atomová a molekulární struktura (K.Macek, J.Steidl)	13
2.1.1 Struktura atomů	13
2.1.2 Vazby mezi atomy a molekulami	15
2.1.3 Atomy a molekuly v plynech, kapalinách a tuhých látkách	18
2.2 Krystalová mřížka a její poruchy (P.Zuna)	22
2.2.1 Krystalová mřížka	22
2.2.2 Poruchy bodové	24
2.2.3 Poruchy čarové - dislokace	25
2.2.4 Poruchy plošné a prostorové	27
2.3 Základní termodynamické pojmy a zákony (K.Macek)	27
2.4 Přenos tepla a hmoty (K.Macek)	30
2.4.1 Přenos tepla	30
2.4.2 Difúze	32
2.5 Fáze a fázové přeměny (K.Macek, P.Zuna)	34
2.5.1 Fáze v mnohosložkových soustavách	34
2.5.2 Obecná charakteristika fázových přeměn	36
2.5.3 Rovnovážné diagramy	45
2.6 Deformace, rekrytalizace a lomy materiálu (P.Zuna)	53
2.6.1 Napětí	53
2.6.2 Deformace	54
2.6.3 Rozvoj porušení a lom	61
2.6.4 Zotavení a rekrytalizace	65
3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ	68
3.1 Mikrostruktura a makrostruktura (K.Macek, J.Steidl)	68
3.2 Mechanické vlastnosti (J.Cejp, J.Janovec)	74
3.2.1 Zkoušení mechanických vlastností	74
3.2.2 Pevnost a plasticita při statickém zatěžování	75
3.2.3 Houževnatost	77
3.2.4 Únava materiálu	81
3.2.5 Tečení a relaxace	83
3.2.6 Tvrdost a mikrotvrdost	86
3.3 Fyzikální vlastnosti (L.Ptáček)	88
3.3.1 Měrná hmotnost a vlastnosti z oboru mechaniky	88
3.3.2 Elektrické a magnetické vlastnosti	91
3.3.3 Tepelné vlastnosti	93
3.4 Chemické vlastnosti (J.Steidl)	93
3.5 Technologické vlastnosti (L.Ptáček)	97
3.5.1 Slévárenské vlastnosti	97
3.5.2 Svařitelnost	98
3.5.3 Tvařitelnost	99
3.6 Povrchové a vnitřní vady výrobků (L.Ptáček)	101
3.6.1 Povrchové vady a jejich zkoušení	102
3.6.2 Vnitřní vady a metody jejich zjišťování	104
4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ	107
4.1 Technické slitiny železa (K.Macek, P.Zuna)	107
4.1.1 Slitiny železa s uhlíkem a vliv dalších prvků	107
4.1.2 Fázové přeměny a změny vlastností	114
4.1.3 Oceli	122
4.1.3.1 Nelegované oceli	122
4.1.3.2 Legované oceli	125
4.1.4 Litiny	131

4.2	Neželezné kovy a jejich slitiny (K.Šperlink)	137
4.2.1	Rozdělení a označování	137
4.2.2	Měď a její slitiny	138
4.2.3	Lehké kovy a jejich slitiny	143
4.2.4	Technicky významné neželezné kovy a slitiny	149
4.3	Výrobní a zpracovatelské technologie (J.Cejp, J.Janovec)	151
4.3.1	Klasické metalurgické procesy	151
4.3.2	Speciální metalurgické procesy	153
4.3.3	Prášková metalurgie	155
4.3.4	Tepelné zpracování	157
4.3.4.1	Tepelné zpracování slitin železa	157
4.3.4.2	Tepelné zpracování neželezných kovů a jejich slitin	164
4.3.5	Kombinované způsoby zpracování	165
4.3.5.1	Kombinované způsoby zpracování slitin železa	165
4.3.5.2	Kombinované způsoby zpracování neželezných kovů	169
5.	NEKOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ (J.Steidl)	170
5.1	Plasty	170
5.1.1	Termoplasty	170
5.1.2	Reaktoplasty	174
5.2	Konstrukční keramika	179
5.2.1	Oxidová keramika	179
5.2.2	Neoxidová keramika	180
5.3	Výrobní a zpracovatelské technologie	181
5.3.1	Plasty	181
5.3.2	Keramika	185
6.	KOMPOZITNÍ MATERIÁLY (Z.Kořínek)	187
6.1	Obecná charakteristika	187
6.1.1	Definice a klasifikace	187
6.1.2	Charakteristika výztuže	188
6.1.3	Charakteristiky matic	188
6.1.4	Struktura a vlastnosti kompozitů	190
6.2	Kompozity s polymerními maticemi	194
6.3	Kompozity s keramickými a kovovými maticemi	197
6.4	Výrobní a zpracovatelské technologie	198
6.4.1	Impregnace výztuže kapalnou fází	198
6.4.2	Práškové metody	201
6.4.3	Infiltrace výztuže plynou fází, pyrolýza polymerního prekurzoru	201
6.4.4	Ostatní metody	202
7.	VOLBA MATERIÁLU (J.Švejcar)	203
7.1	Konstrukce a výběr materiálu	203
7.2	Základní úvahy při volbě materiálu	204
7.3	Hlediska pro volbu materiálu	205
7.4	Nástroje pro volbu materiálu	207
LITERATURA		208

1. ÚVOD

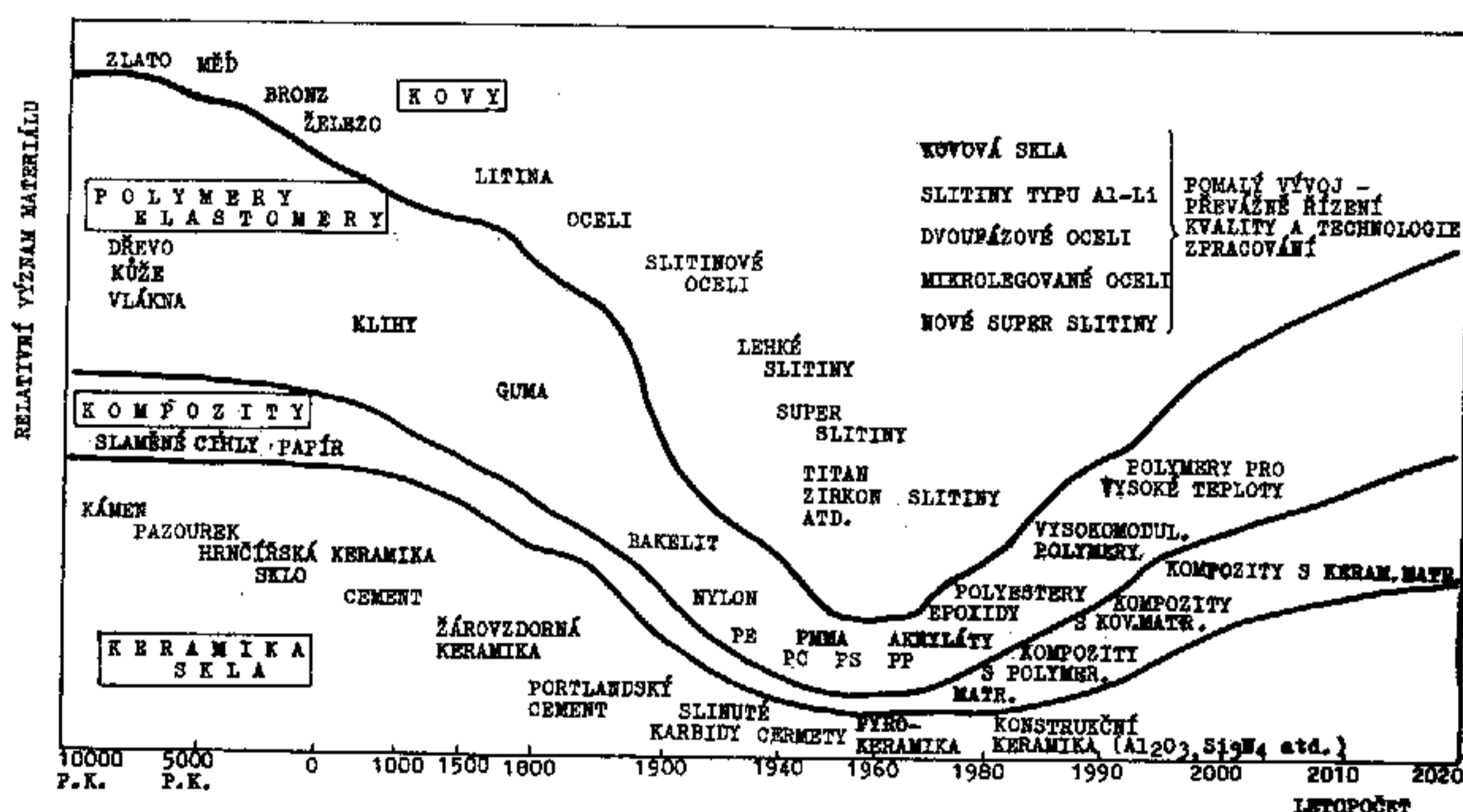
1.1 Vývoj, rozdělení a charakteristika technických materiálů

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 příštího tisíciletí.

V současné době mají inženýři k dispozici 40000 až 80000 různých materiálů. Přesto že je snaha standardizací toto množství snížit, kontinuální vývoj nových materiálů s požadovanými vlastnostmi toto spektrum dále 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 vyrábění je patrný z obr.1-1, nynější světová spotřeba vybraných materiálů je zachycena v tab.1-I.

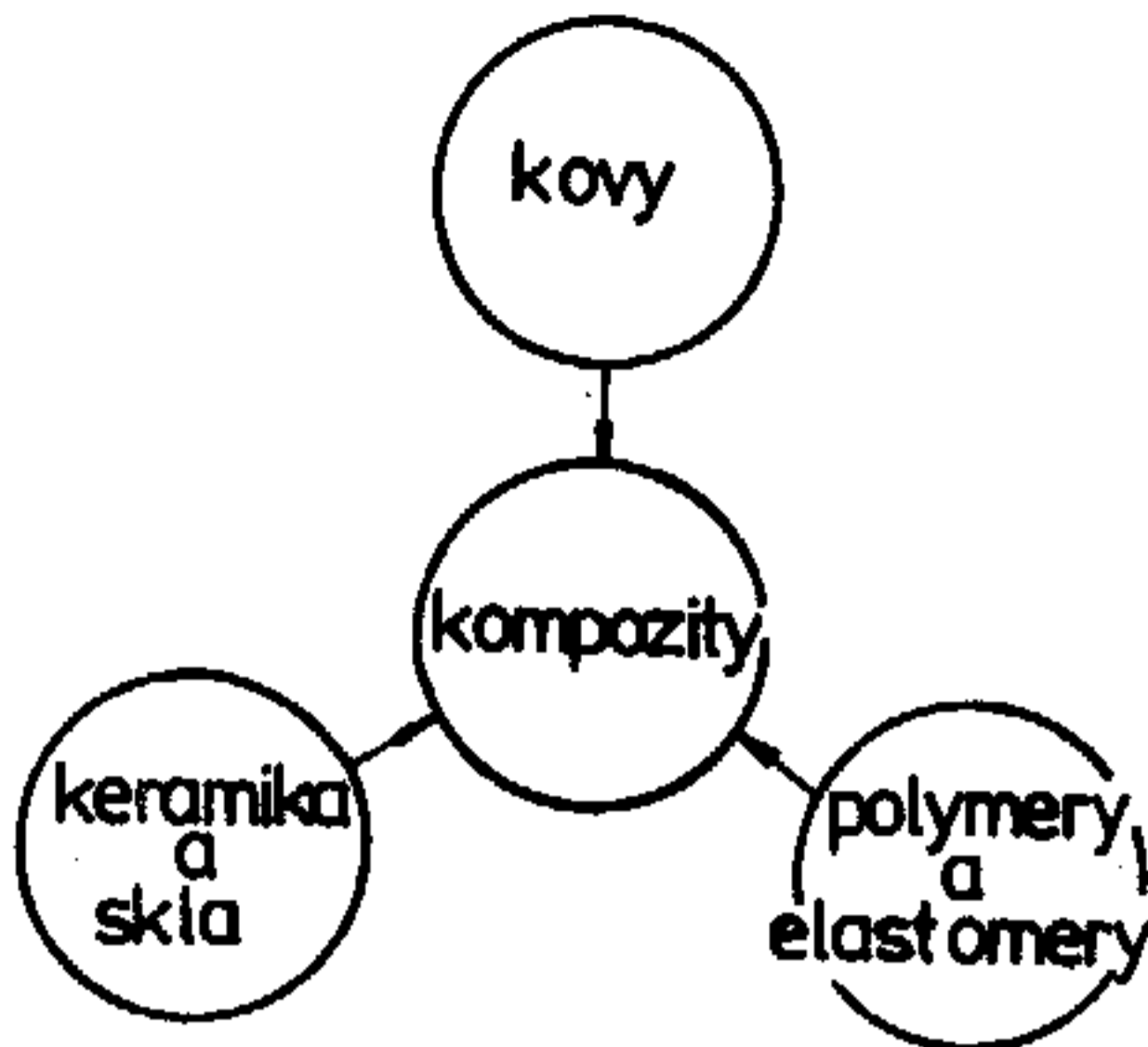


Obr.1-1 Vývoj relativního významu různých druhů materiálů

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 obdob-

nými aplikacemi.



Obr.1-2 Základní dělení inženýrských materiálů

Tabulka 1-I Roční světová spotřeba hlavních materiálů (1995)

Materiál	mil.tun
Beton	950
Ocel	730
Plasty	100
Hliník	18
Mangan	10,7
Měď	9
Zinek	7
Olovo	5
Chrom	2,4
Kompozity s polymerní matricí	2
Dřevo	2
Nikl	0,7
Hořčík	0,3
Cín	0,2
Titan (houba)	0,09
Molybden	0,09

Pro kovové materiály jsou charakteristické vysoké moduly pružnosti, možnost zpevnění legováním a tepelným zpracováním. 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.

Keramické a skleněné materiály mají rovněž vysoké moduly pružnosti, jsou však velmi křehké, což komplikuje jejich konstrukční použití. Vyznačují se všemi vysokou tuhostí, tvrdostí, odolností proti opotřebení a lze je využít i při vysokých teplotách, mají výbornou korozní odolnost. To je činí 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.

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

Detailní charakteristiky jednotlivých skupin materiálů jsou uvedeny v dalších kapitolách těchto skript.

Podrobnější rozdělení materiálu do podskupin je možno provést podle řady dalších kritérií, např. podle chemického složení, podle vlastností, podle tvaru, podle zpracování, podle průmyslových 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, je samozřejmě velmi rozdílný. Zcela jednoznačně dominují kovy, zejména oceli, jejichž roční spotřeba dosahuje přibližně 730 mil.tun. Více se spotřebuje jen betonu (950 Mt). Ve vyspělých zemích neustále roste spotřeba plastů, která v r.1995 činila 100 Mt. Vzhledem k nízké specifické hmotnosti plastů je jejich spotřeba co do objemu téměř srovnatelná se spotřebou ocelí. Rych-

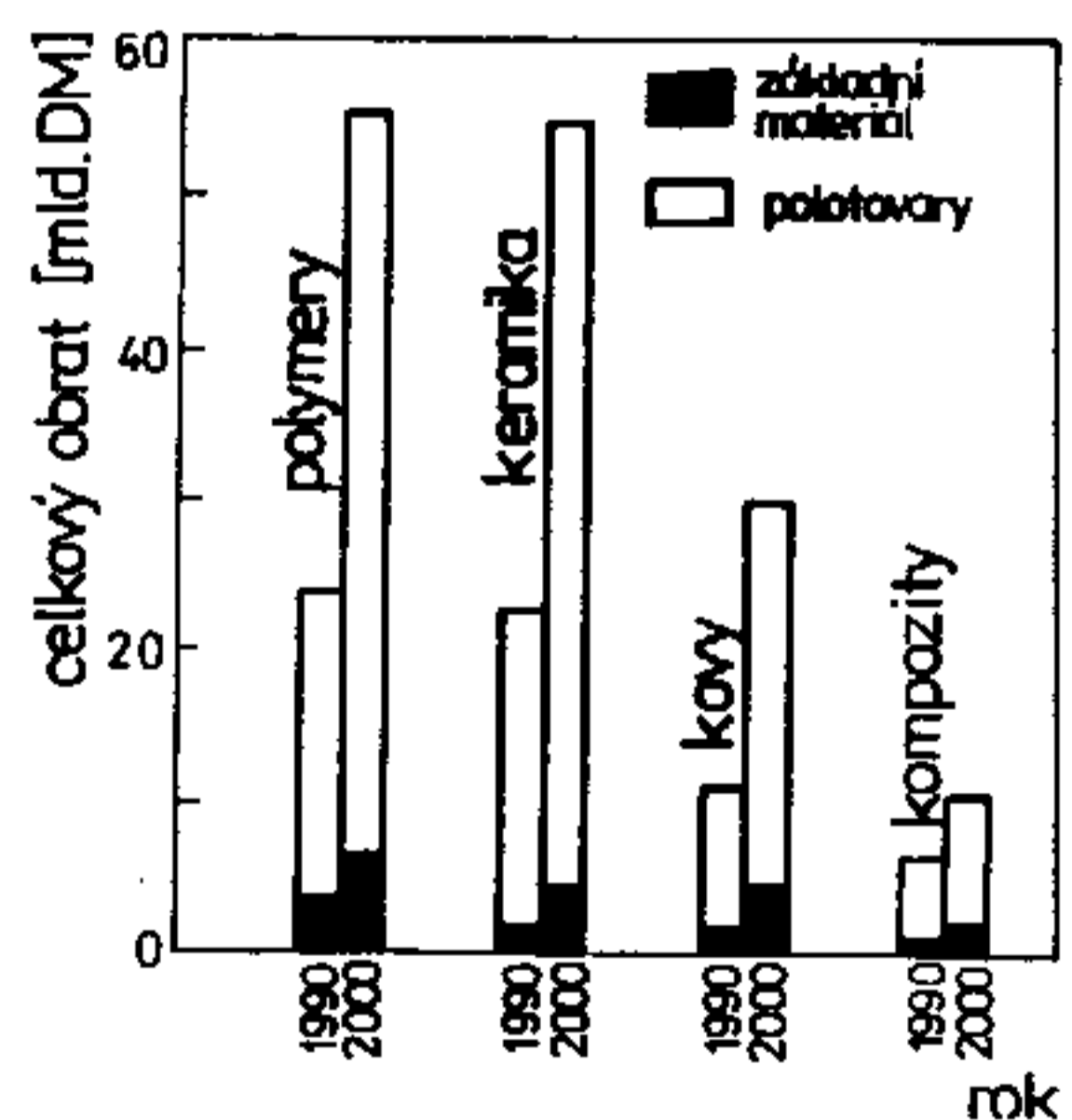
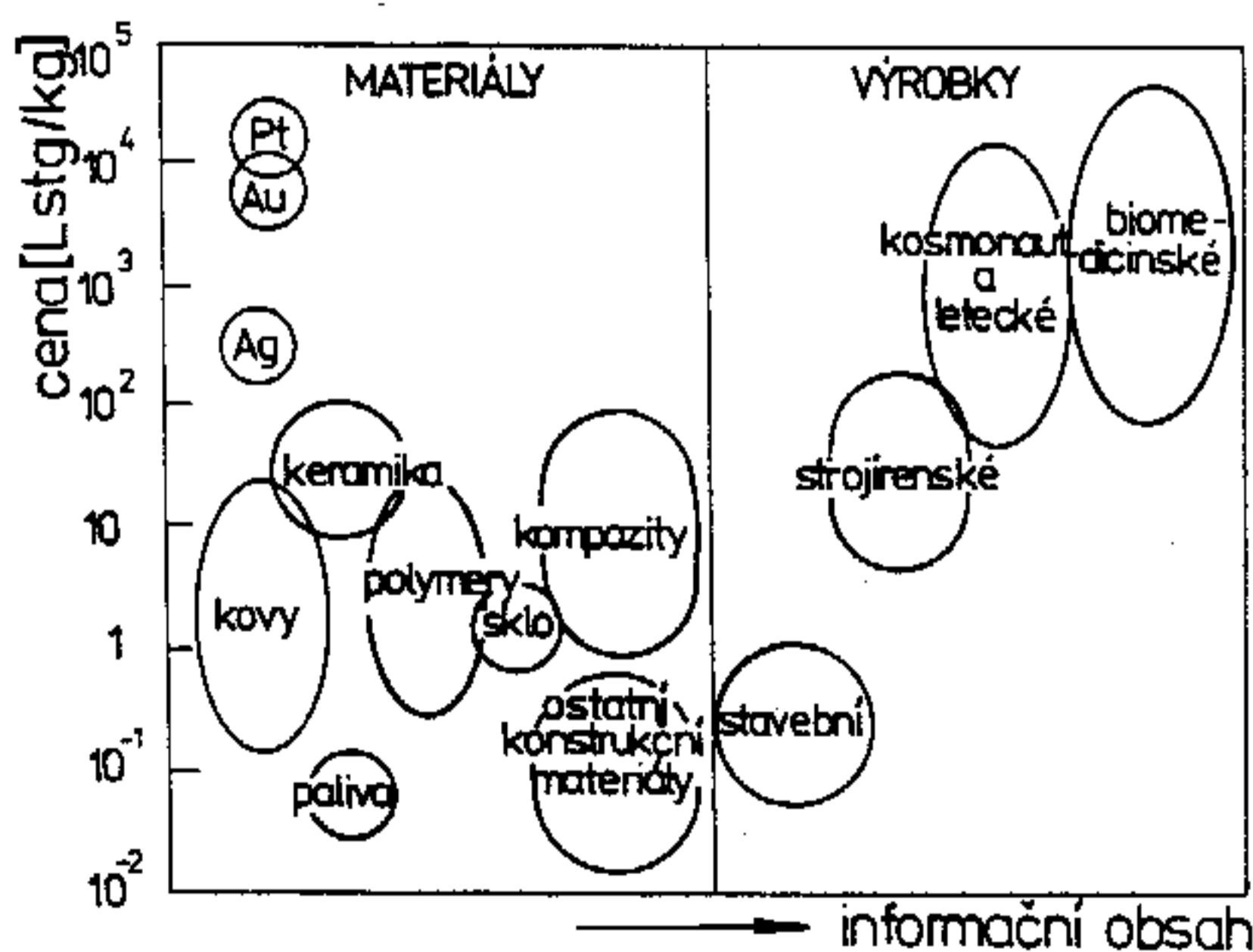
le se zvyšuje i spotřeba kompozitů s polymerní matricí, i když je dosud absolutně (2 Mt v roce 1995) poměrně malá.

Po roce 1990 prochází hutnictví v ČR zásadními strukturálními změnami souvisejícími s nezbytným omezením výroby oceli, v níž jsme do roku 1990 měli pochybné světové prvenství v přepočtu na jednoho obyvatele (1 t/obyv./rok). Pokles výroby oceli by se měl na konci tisíciletí zastavit 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 neobejde 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 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. Zatím co v roce 1990 se v ČR spotřebovalo cca 0,4 Mt hutních výrobků z neželezných kovů, v současné době je spotřeba téměř poloviční.

Zhruba 25 % kovového potenciálu se využívá v elektrotechnice, 13 % ve stavebnictví a dopravě, 11 % v potravinářském průmyslu, 10 % ve strojírenství a 5 % v hutnictví oceli. Až na výjimky (Pb, Ag, Au) se suroviny pro výrobu hutních výrobků z neželezných kovů musí dovážet. Proto roste význam zpracování a přepracování odpadů.

Současné cenové relace jednotlivých skupin technických materiálů včetně stavebnin a paliv ve srovnání s cenou výrobků vybraných průmyslových odvětví jsou patrné 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. Předpokládaný vývoj světového trhu v oblasti materiálů a polotovarů na přelomu tisíciletí je znázorněn na obr.1-4.

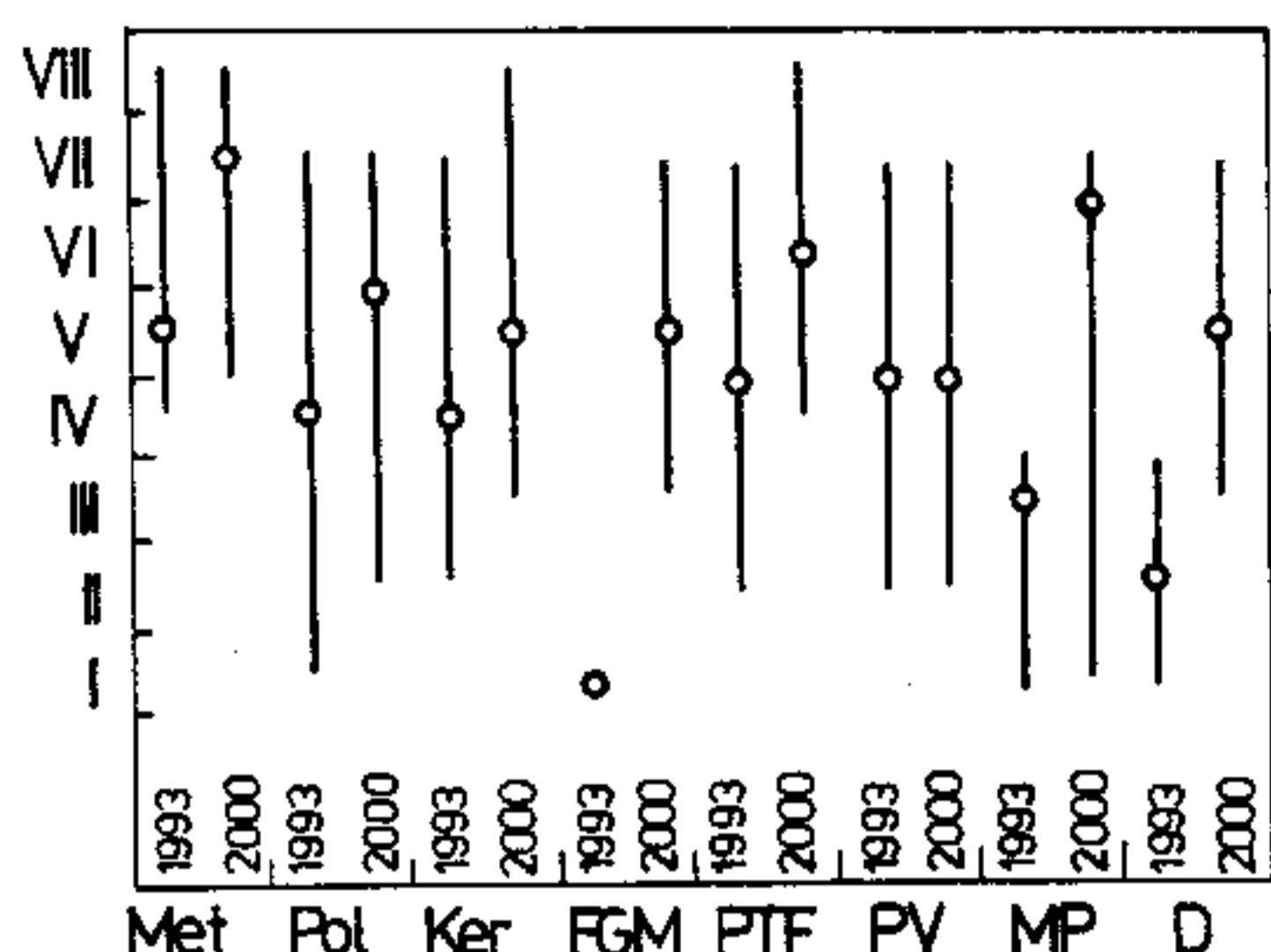


Obr.1-3 (vlevo) Současné cenové relace vybraných materiálů a výrobků

Obr.1-4 (vpravo) Předpokládaný vývoj světového trhu základních materiálů a polotovarů

Vývoj a 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. Proto jsou dělány na různých úrovních prognózy vývoje progresivních materiálů. Výsledky prognózy zpracované Fraunhoferovými instituty SNR jsou patrné z obr.1-5.



Obr.1-5 Předpokládané rozvojové trendy v oblasti nových materiálů a technologií
 Met-kovy, Pol-polymery, Ker-keramik, FGM-funkčně gradientní materiály, PTF-povrch.inženýrství a tenké filmy, PV-povrchové vrstvy, MP-molekulární povrchy, D-diamantové filmy
 I -počáteční stav základního výzkumu,
 II -stav již dobře založeného výzkumu,
 III -rozvinutí vědecko-výzkumné aktivity a první ukázka prototypu materiálu,

- IV -seznámení se s problémy spojenými s technicko-ekonomickým transferem poznatků,
- V -určitá stagnace v rozvoji vědecko-technického (resp.technologického) poznání v souvislosti s event.usměrněním orientace zaměření dalších vědecko-technických prací,
- VI -průmyslový výzkum a vývoj přináší další poznatky o nových možnostech,
- VII -dosáhne se první komerční aplikace a průmyslový výzkum a vývoj a ekonomický rozvoj se zrychluje,
- VIII-výrobek - materiál je úspěšně tržně realizován.

Nejpruďší vývoj lze předpokládat u funkčně gradientních materiálů a diamantových filmů, vývoj dovedený do brzké realizace se očekává především u kovových materiálů a molekulových filmů.

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 vždy negarantuje vznik nového výrobku nebo trhu. Zavedení nového materiálu do výroby není jednoduché (viz obr.1-5, údobí VI až VIII) 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 vlivy nepřímé 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.

Toxické vlastnosti má řada prvků i anorganických a organických sloučenin. Toxické účinky různých látek můžeme zásadně rozdělit na akutní či následné, když ve druhé skupině se dále rozlišují účinky mutagenní, karcinogenní a teratogenní. Podrobným studiem účinku kovů na lidský organizmus se stále rozšiřuje soubor těch, které jsou pro zdraví škodlivé. Vedle dávno známých toxických kovů, jakými jsou Hg, As a Pb, je dnes za škodlivé pokládáno nejméně dvanáct dalších kovů. K prokazatelně škodlivým již ve stopových množstvích patří As, Cd, Hg, Se a Th, zatím co 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. Narozdíl od některých extrémně toxických, ale i degradabilních sloučenin, jakými jsou např. kyanidy, omezují se možnosti zneškodnění kovových odpadů jen 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, metymetakrylát aj.), je nejdůležitější prvně uvedený 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.

Metalurgie, chemie a další průmyslová odvětví zatěžují životní prostředí odpady, které nemohou být recyklovány do základní technologie. Většina metalurgických postupů vytváří všechny druhy odpadů - plynné (oxidy uhlíku, dusíku a síry), tekuté (odpadní vody, kaly) a tuhé (strusky, prachové úlety). Jedním z ekologických parametrů pro posuzování průmyslových plynných emisí je měrná spotřeba primární energie, vztažená k určitému sortimentu výrobků, která je mírou emise oxidu uhličitého. Například pro válcované ocelové výrobky poklesla tato spotřeba v Německu od r. 1960 z 45 GJ/t o 45 % a emise CO₂ dokonce o 55 %. U ekologického hlediska mají tedy výše uvedená omezení hutní výroby a její přesun do méně zalidněných oblastí zásadně kladný vliv. Dalším ekologicky příznivým opatřením je zavádění výroby respektujících všechny způsoby recyklace, ať už jde o recyklaci materiálů, výrobků nebo energie.

Z jednotlivých skupin materiálů jsou prakticky zcela recyklovatelné oceli. To je však spojeno s řadou problémů a zvýšenými náklady např. v souvislosti s tříděním a čištěním odpadu třískového obrábění nebo tříděním vratného odpadu. Známým problémem vratného odpadu ocelí 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.) přidávaná pro zlepšení mechanických vlastností; termosety recyklovat nelze. Předpokládá se, že v roce 2000 se bude 60 % plastových odpadů recyklovat, 30 % spalovat a 10 % umísťovat 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 recyklovatelná bez větších problémů, což však neplatí o kompozitech s polymerní maticí.

Příslibem pro blízkou budoucnost (do deseti let) jsou ovšem výrobky usnadňující recyklaci. Ty musí splňovat několik následujících základních pravidel:

- používat materiály, které jsou recyklovatelné nebo použitelné pro jiný účel,

- minimalizovat počet materiálů v jednom výrobku, nebo používat z hlediska recyklace kombinovatelné materiály,
- nekombinovatelné materiály spojovat demontovatelným způsobem,
- označovat plasty.

Podstatné je propojování uvedených základních pravidel s požadavky na vlastnosti konstrukčního uzlu nebo zařízení. Malý počet materiálů a jednoduchá demontáž jsou často neslučitelné s požadavky na vysoký výkon, dlouhou životnost, atd. Určitým vodítkem pro posouzení demontovatelnosti jsou nároky na údržbu a opravy zařízení.

Novým vývojovým směrem jsou degradabilní materiály, především organické, tedy plasty, které se mohou začlenit do přírodního koloběhu látek. V degračním procesu se uplatňují hydrolytické, oxidační a fotodegradační mechanismy, které vedou k rozštěpení molekulárních řetězců na kratší útvary, které snadno podléhají biodegradaci působením mikroorganismů. Degradabilní plasty se mohou rozkládat kdekoliv ve volné přírodě, přednostně na suchozemských skládkách nebo na hladinách moří. K velmi účinné biodegradaci dochází při kompostování degradabilních plastů, která vede ke vzniku humusu. Kompostové hnojivo lze využít k pěstování některých zemědělských plodin, jež jsou základní surovinou právě pro výrobu degradabilního plastu, která je založena na kombinaci rostlinných a syntetických surovin. Tím se vhodný polymerní materiál začleňuje do uzavřeného přírodního cyklu bez škodlivých dopadů na ekologii. Omezení tohoto vývojového směru vyplývají z jeho rozporu s požadavkem dlouhodobé životnosti výrobku.

2. TEORETICKÉ ZÁKLADY NAUKY O MATERIÁLU

2.1 Atomová a molekulární struktura

2.1.1 Struktura atomů

Východiskem pro popis struktury hmoty na úrovni atomů a molekul (též vnitřní stavby hmoty) je klasický model atomu, který vytvořili Rutherford (1911) a Bohr (1913). Atom se skládá z jádra, okolo kterého se pohybují elektrony ve vzdálenosti asi 10^{-10} m. Jádro atomu je velmi malé (10^{-14} m) a 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 stejně velký jako kladný náboj protonu ($1,6 \cdot 10^{-19}$ C). Každý neutron je elektricky neutrální.

Každý prvek má vlastní atomové číslo Z , které udává jeho počet elektronů a také protonů. Některé prvky mají při stejném Z různý počet neutronů 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. Elektrony rotující kolem jádra musejí totiž podle zákonů elektrodynamiky vyzařovat elektromagnetické vlnění, což by nutně vedlo k energetickému zhroucení atomu (za 10^{-10} s) vyzářením jeho elektrostatické energie ve formě světla. Klasická mechanika rovněž neklade žádná omezení pro spojitě změny energie elektronu v určitém intervalu. Jestliže je mezi dvěma pohybovými stavy elektronu energetický rozdíl ΔE , vyzáří se (nebo absorbuje) určité kvantum elektromagnetického záření - foton, pro jehož frekvenci ν platí

$$h \cdot \nu = \Delta E \quad (2.1)$$

kde $h = 6,6 \cdot 10^{-34}$ J.s je Planckova konstanta. Kdyby ΔE mohlo nabývat libovolných hodnot, pak bychom ve světelném spektru nacházeli všechny hodnoty ν . Ve skutečnosti však pozorujeme diskrétní (ostré) spektrální čáry, které odpovídají pouze určitým hodnotám ΔE . Proto Bohr postuloval pro elektrony existenci určitých stabilních orbitalů, které vedou ke stacionárním pohybovým stavům, jež se s časem nemění.

Uvedené rozpory překonal kvantově-mechanický model atomu, který nejen uspokojivě vystihl pohybové stavy elektronů, ale také v aplikaci na makroskopické děje dává stejné výsledky jako klasická Newtonova mechanika. Podle Heisenbergova principu neurčitosti nelze přesně určit polohu a impuls elektronu, ale jen pravděpodobnost, že hodnoty obou veličin leží v určitých mezích. 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 , která se mění v závislosti na poloze elektronu. Pravděpodobnost výskytu elektronu \mathcal{P} mezi souřadnicí r a $r+dr$ je vázána k funkci ψ vztahem

$$d\mathcal{P} = \psi^2 \cdot dr \quad (2.2)$$

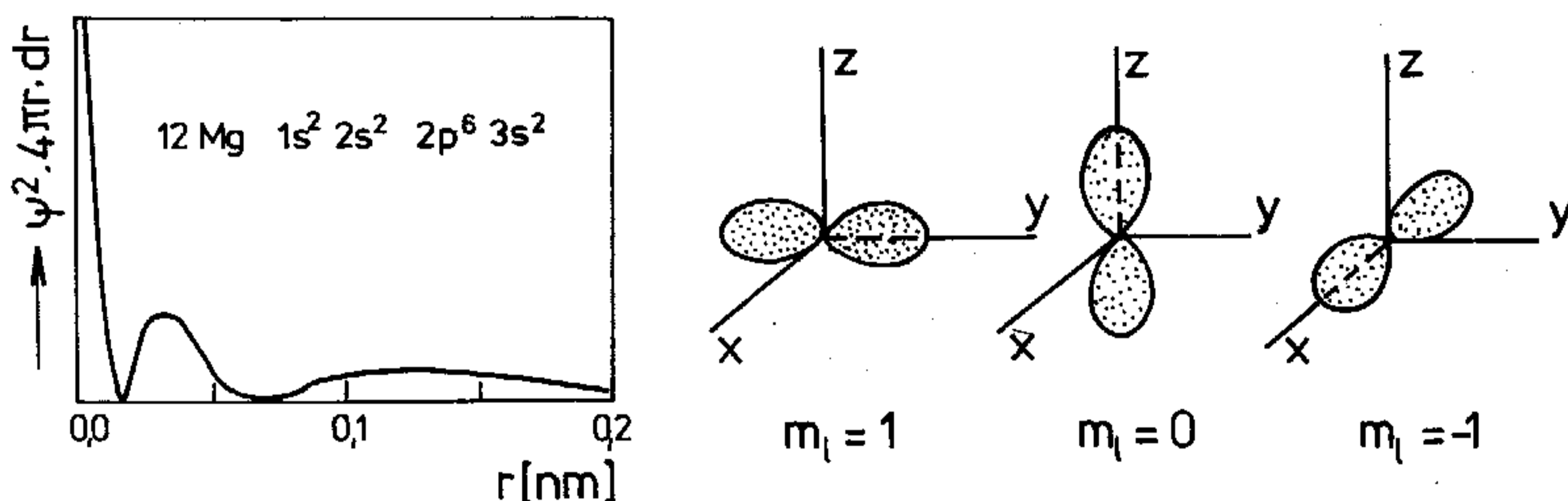
Funkce ψ je určena Schrödingerovou rovnicí, která je aplikací obecné vlnové rovnice na de Broglieho doprovodné vlny (1927) spjaté s pohybem každé částice. Pro vlnovou délku λ doprovodných vln platí

$$\lambda = \frac{h}{m \cdot v} \quad (2.3)$$

kde $m \cdot v$ je hybnost částice.

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 v tomto stavu je 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 $l = 0, 1, 2, 3, \dots (n-1)$. Stavy s $l=1, 2, 3$ se nazývají stavy p, d, f . Tudiž např. stav $3d$ má celkem 3 uzlové plochy: jednu sférickou v nekonečnu a dvě rovinné jdoucí jádrem. K úplnému stanovení pohybového stavu elektronu se používají další dvě kvantová čísla m_l a m_s . Pro jednu uzlovou rovinu stavu p existují 3 takové orientace (obr. 2-2), obecně může m_l nabýt číselných hodnot od $-l$ do $+l$ včetně nuly. Čtvrté kvantové číslo $m_s = \pm \frac{1}{2}$ nebo $-\frac{1}{2}$ charakterizuje spin elektronu.



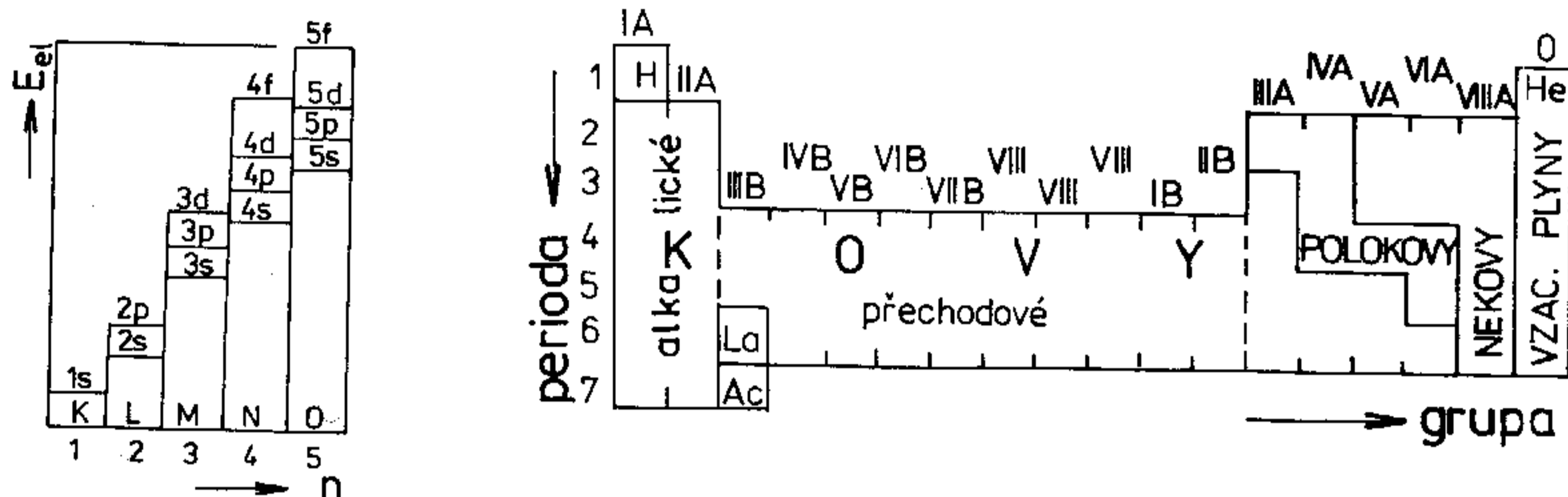
Obr. 2-1 (vlevo) Pravděpodobnost výskytu elektronu ve stavu $3s$ v závislosti na vzdálenosti od jádra atomu odvozená z vlnové funkce hořčíku

Obr. 2-2 (vpravo) Tři orientace orbitalů $2p$ v prostoru

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.2-3, 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 $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2$.

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.



Obr.2-3 (vlevo) Energie elektronu v různých kvantových stavech

Obr.2-4 (vpravo) Periodická tabulka prvků

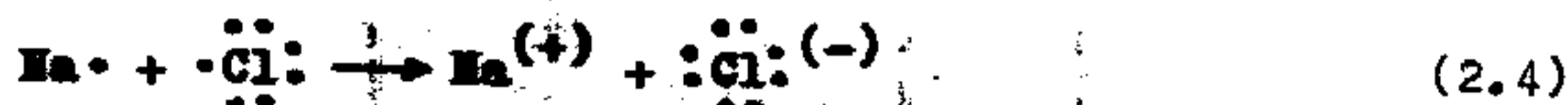
Podle postavení v periodické tabulce upravené pro fyzikální účely oddělením podskupin A a B všech sloupců (grup) se prvky dělí na kovy a nekovy, mezi nimiž je malá skupina přechodných prvků (polokovů) - obr.2-4. Většina prvků patří ke kovům, které jsou elektropozitivní s malým počtem valenčních elektronů (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 ($Al 3s^2 3p^1$, $Bi 6s^2 6p^3$) 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. Přenos valenčního elektronu mezi sodíkem a chlorem lze vyjádřit takto :



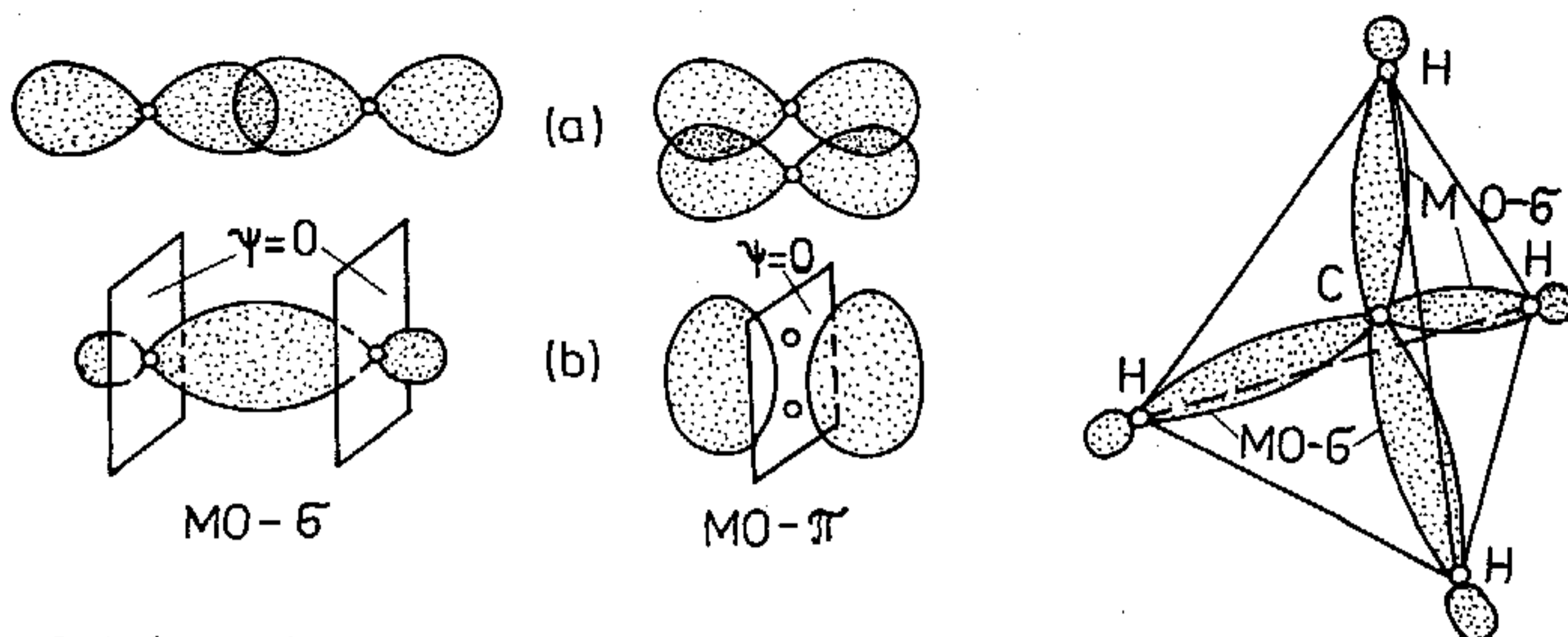
Kovalentní vazba je charakterizována narozdíl od iontové vazby sdílením jedné nebo více dvojic valenčních elektronů (vazba jednoduchá či vícenásobná). Čistá kovalentní vazba tj. mezi stejnými atomy je nepolární (např. H_2), ale při rozdílné polaritě zúčastněných atomů není dvojice elektronů stejně vzdálena 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) velně 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 el.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 orbitály příslušející vzniklé molekule (zkráceně molekulové orbitály MO). Rozlišujeme dva typy molekulových orbitalů (obr.2-5): $\text{MO}-\sigma$ vznikají při čelním překrývání AO, $\text{MO}-\pi$ vznikají při bočním překrývání AO. Vznik obou typů MO je na obr.2-5 ilustrován hybridizací 2p AO. V případě $\text{MO}-\sigma$ existují dvě uzlové roviny s nulovou vlnovou funkcí, které jsou rovnoběžné a každá prochází jádrem jiného atomu. Naproti tomu u $\text{MO}-\pi$ existuje jen jedna uzlová rovina jdoucí jádrem obou atomů. K hybridizaci může dojít i mezi dalšími AO, např. mezi pohybovými stavy elektronů 2s, 2p_x, 2p_y a 2p_z atomů uhlíku, čímž 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. Uvedená hybridizace může být také přípravným stadiem pro vznik čtyř $\text{MO}-\sigma$ v molekule metanu (obr.2-6), na němž se také podílejí 1s AO 4 atomů vodíku.

$\text{MO}-\sigma$ jsou podle kvantové mechaniky podstatou kovalentní vazby. Překrýváním elektronů ne zcela zaplněných AO p a d často vznikají $\text{MO}-\pi$, 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 fluktující elektrostatické pole vytvářené pohybem elektronů kolem jádra atomu.



Obr.2-5 (vlevo) Vznik molekulových orbitalů : (a) překrývání 2p AO, (b) MO- σ a MO- π

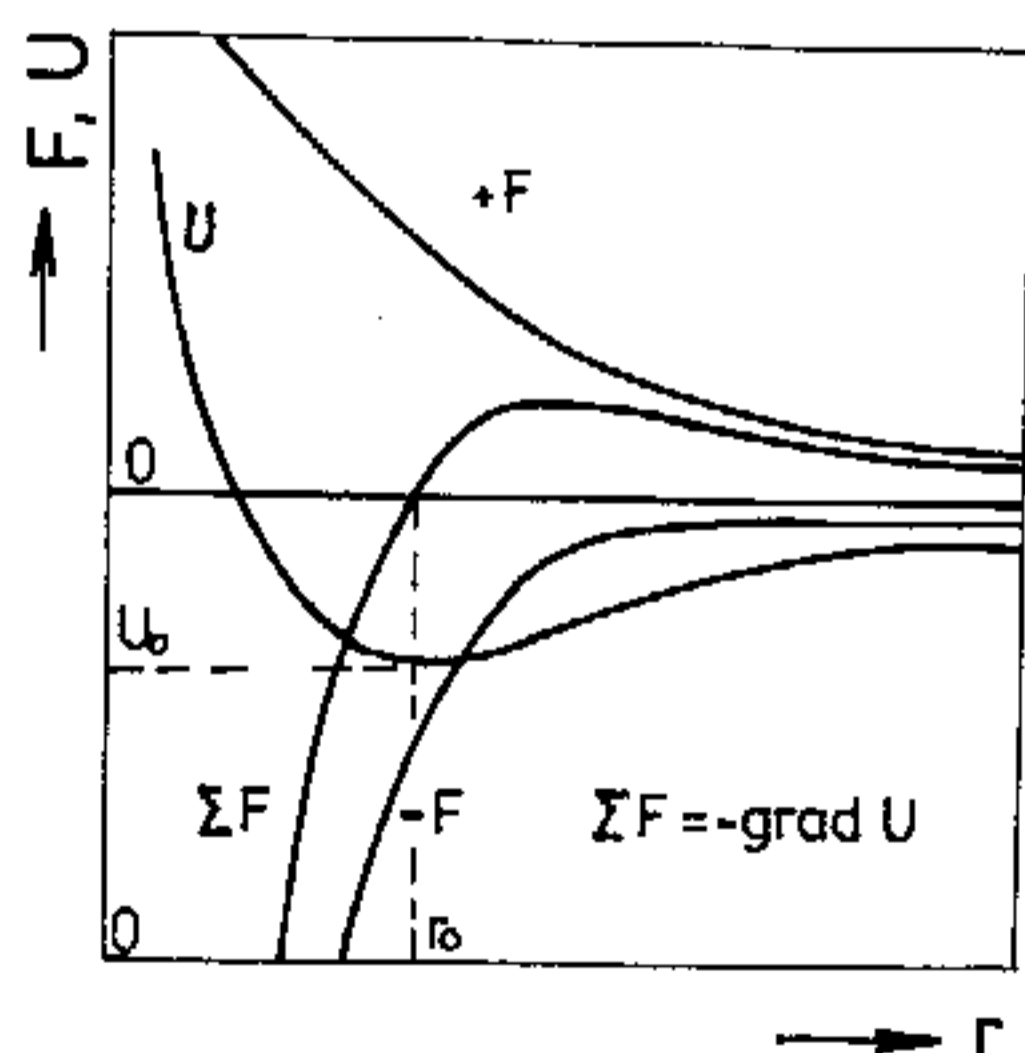
Obr.2-6 (vpravo) Molekula metanu (CH_4)

Energie vazeb

Síly působící mezi dvěma atomy můžeme rozdělit na přitažlivé, které jsou účinné na poměrně velkou vzdálenost a na síly odpuzivé, které jsou silami s krátkým dosahem. To znamená, že odpuzivá síla je na velkou vzdálenost menší, ale na krátkou vzdálenost větší než síla přitažlivá (obr.2-7). Vzdálenost, ve které jsou obě síly stejně velké je rovnovážnou vzdáleností dvojic atomů r_0 . Je-li výsledná síla ΣF 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 odpuzivá síla, která již převládá nad silou přitažlivou, práce se spotřebuje, potenciální energie roste. Závislost potenciální energie na vzdálenosti mezi atomy vyjadřuje vztah

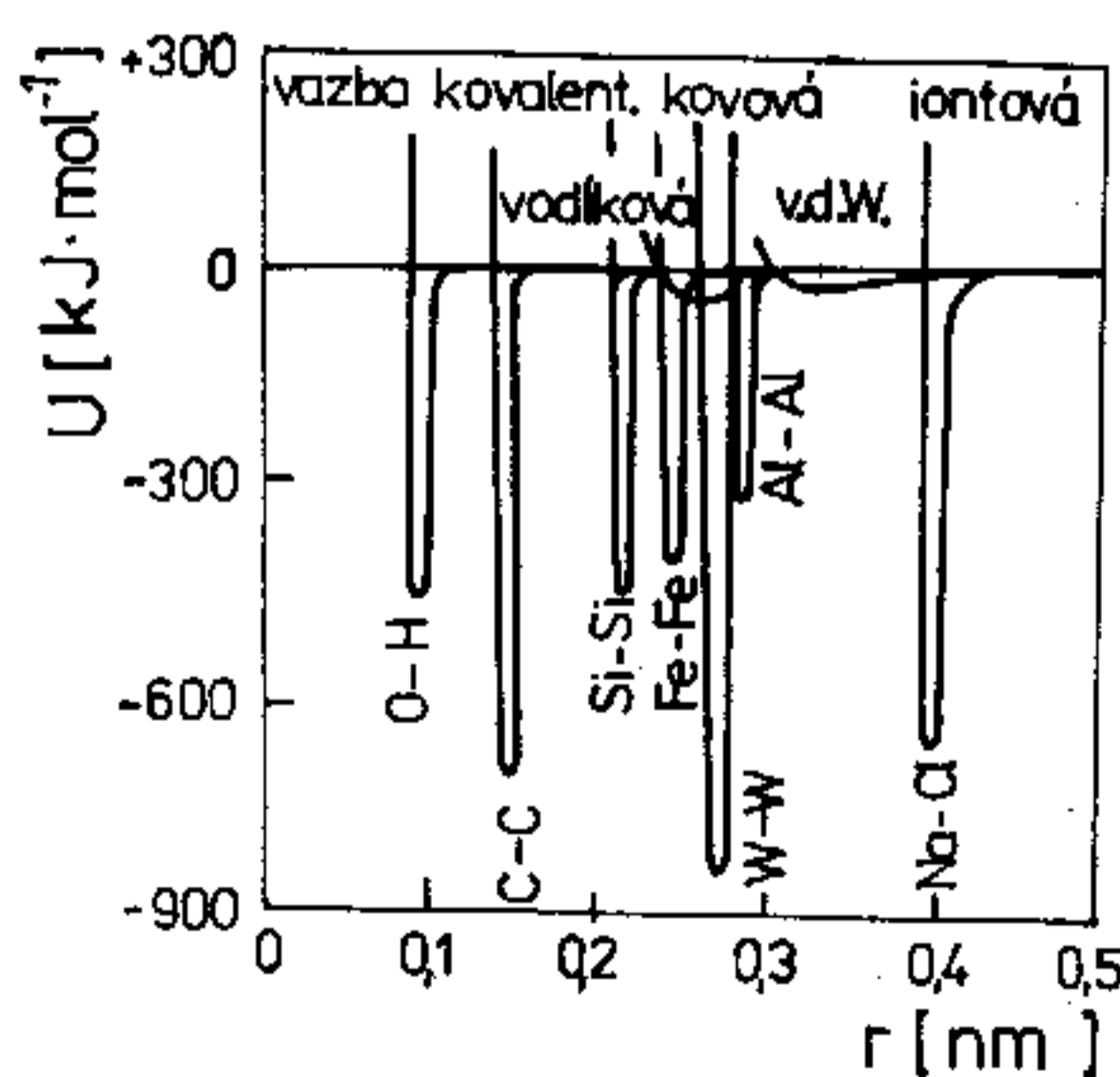
$$U = - \frac{A}{r^n} + B \cdot \exp\left(\frac{r}{\rho}\right) \quad (2.5)$$

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.



Obr.2-7 (vlevo) Schema závislosti vazebných sil a energie na vzdálenosti mezi dvěma izolovanými atomy (ionty)

Obr.2-8 (vpravo) Závislost potenciální energie dvou atomů (iontů) na jejich vzdálenosti pro různé druhy vazeb



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. 2-8 se týká diamantu. Nejmenší je energie vazby van der Waalsovy.

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 převýší 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).

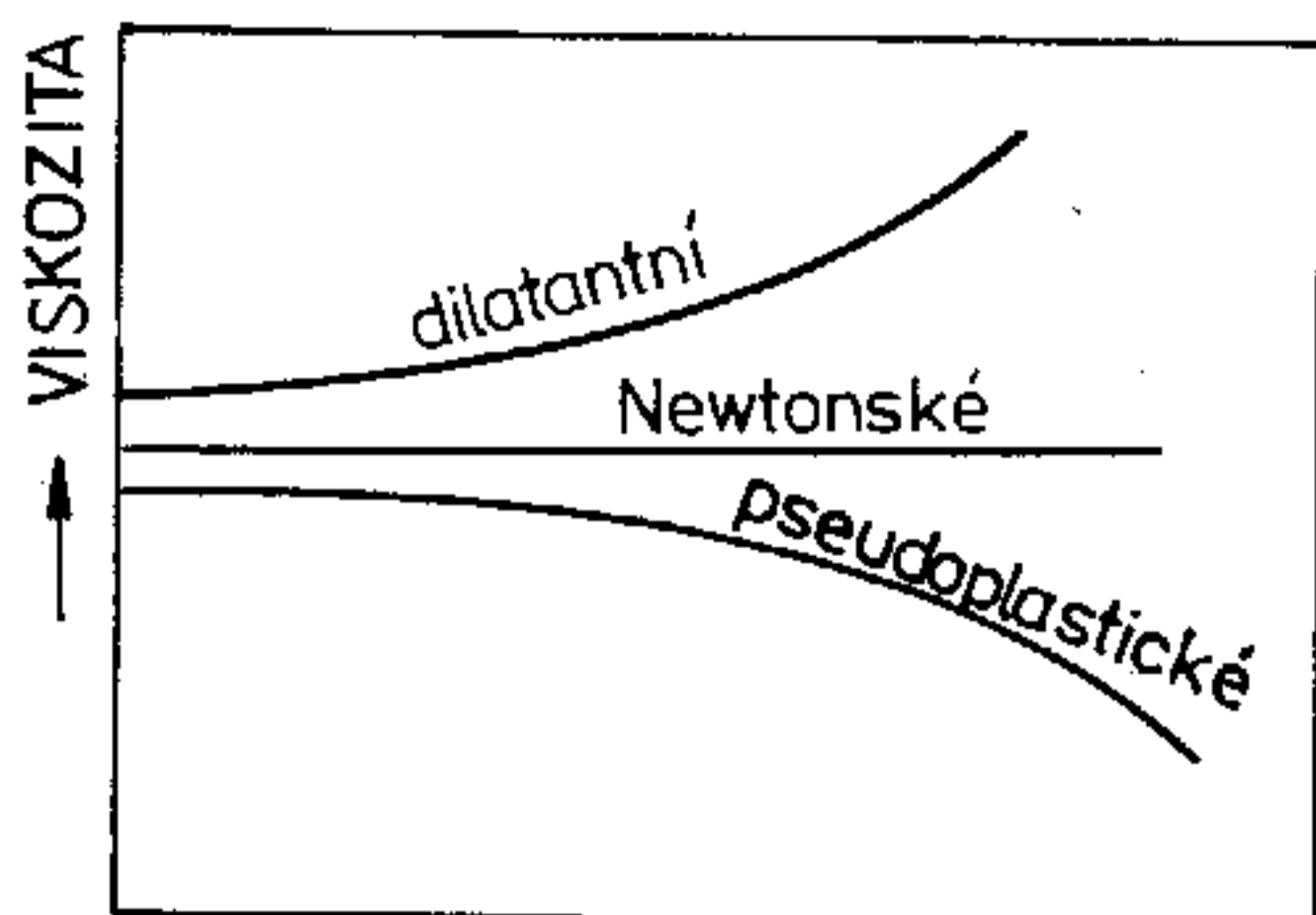
Pro reálné plyny, v nichž mají částice určitý objem a existují mezi nimi přitažlivé síly, platí stavová rovnice ve tvaru

$$\left(p + \frac{n^2 \cdot a}{V^2}\right) \cdot (V - n \cdot b) = n \cdot R \cdot T \quad (2.6)$$

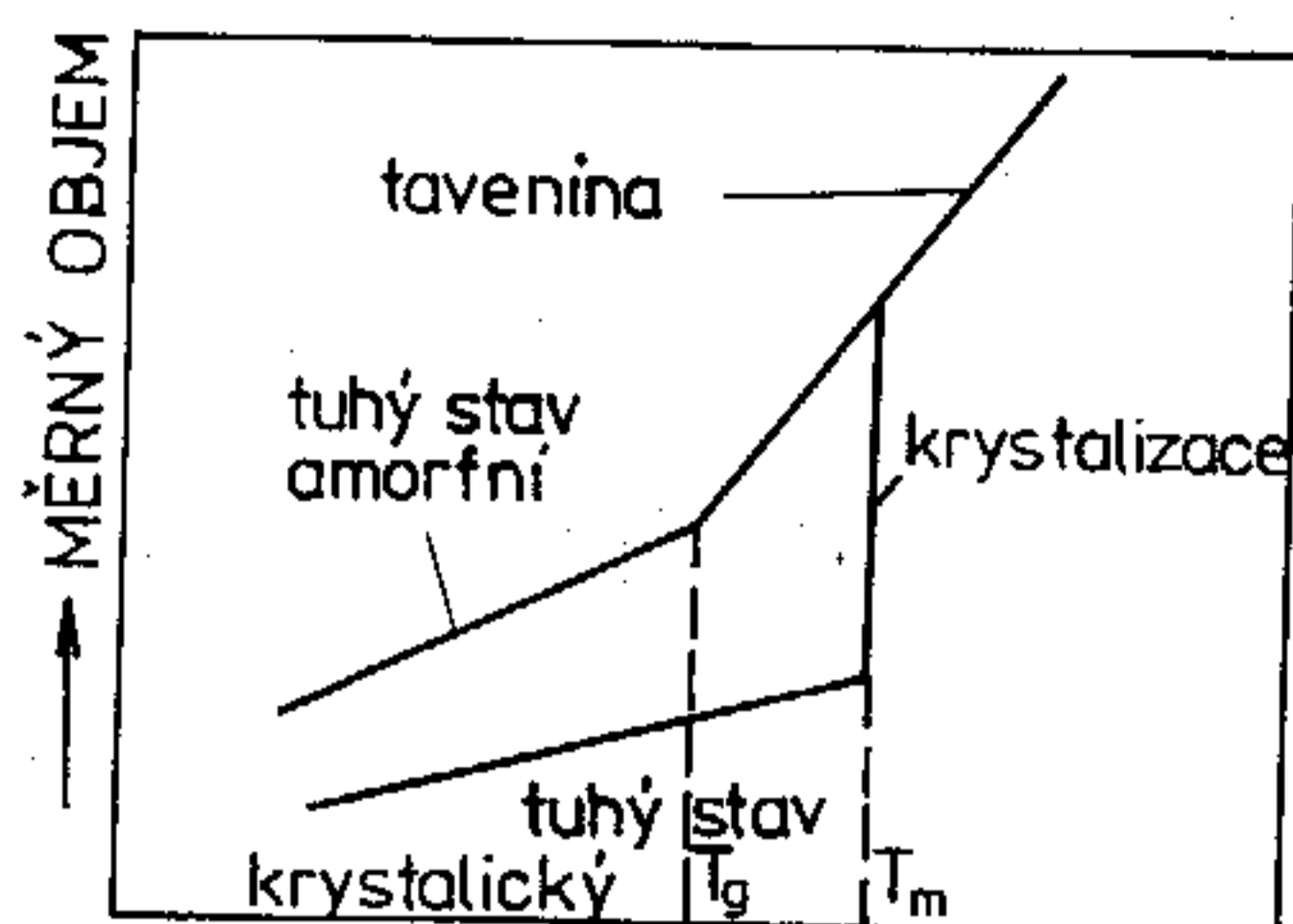
kde p je tlak plynu (Pa), V je objem (m^3), T teplota (K) a R univerzální plynová konstanta ($8,3143 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$), n je počet molů, člen $n^2 \cdot a/V^2$ je korekce na mezimolekulární přitažlivé síly, b je korekce na objem molekul reálného plynu. Konstanty a , b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



RYCHLOST SMYK. DEFORMACE



TEPLOTA

Obr.2-9 (vlevo) Tokové chování kapalin

Obr.2-10(vpravo) Teplotní závislost měrného objemu krystalizujících a nekrytalizujících látek

Viskozita hraje dominantní roli prakticky u všech zpracovatelských technologií polymerních materiálů. Polymerní taveniny se chovají jako pseudoplastické kapaliny. Souvisí to s řetězovým 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. Makromolekulární 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

$$\eta = A \exp(-B/T) \quad (2.7)$$

kde A a B jsou konstanty.

Teplotní závislost viskozity polymerních tavenin je ve srovnání s newtonskými kapalinami komplikovaná, protože se v ní uplatňují složitější strukturální 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 amorfni a typickým představitelem jsou skla. Tuhnutí taveniny u 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 procesu 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 řetězovitý tvar makromolekul, který způsobuje, že pouze určitý podíl celkového objemu taveniny zkrystalizuje, zatímco zbytek zůstane v amorfni stavu. Rozdíl v chování nekrytalizujících a krystalizujících látek

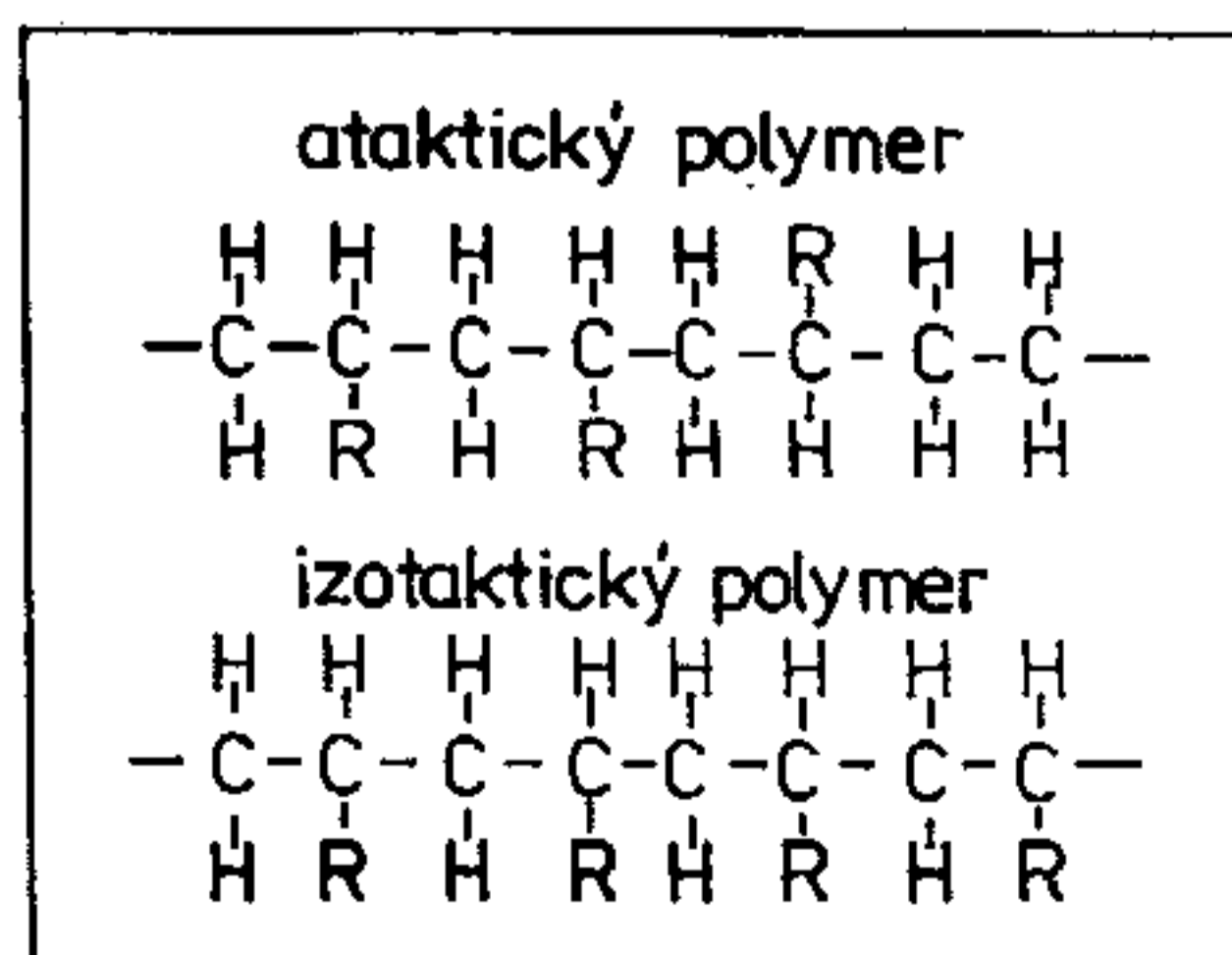
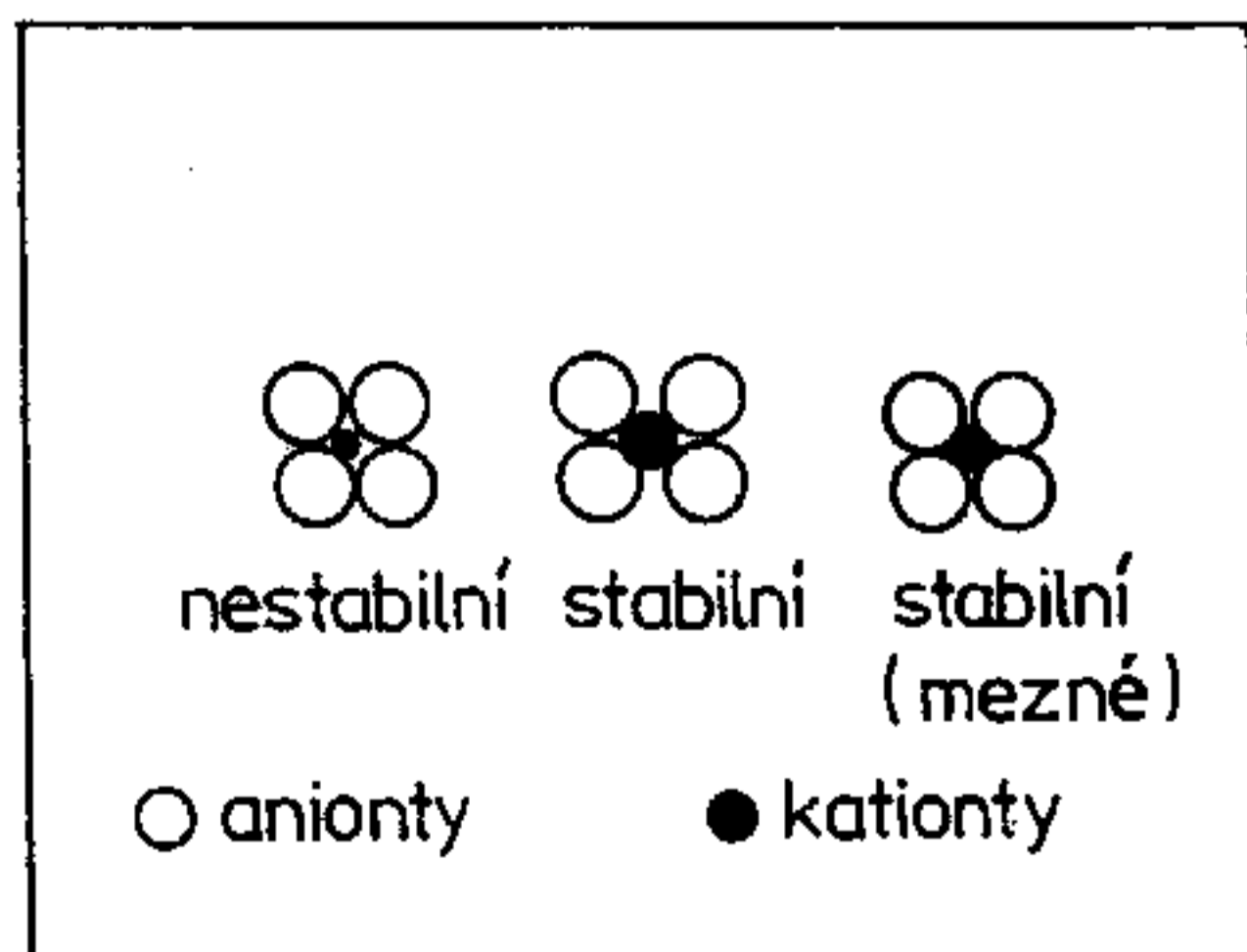
názorně ukazuje teplotní závislost jejich měrného objemu (obr.2-10). Zatímco teplota skelného přechodu T_g se na závislosti projevuje zlomem, teplota tání T_m skokovou změnou objemu.

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-I pro prvky tvořící polymery a keramiku. Vznikne-li vazba mezi dvěma atomy, jež se od sebe liší elektronegativitou, dojde k nahromadění záporného náboje na 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 $-N^{(-)}-H^{(+)}$. Je-li naopak molekula symetrická a obsahuje dipóly stejného typu, polymer se navenek jeví jako nepolární. Příkladem je polyetylen, jehož molekula je složena pouze ze skupin $-CH_2-$. 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	elektro-negativita	prvek	elektro-negativita	prvek	elektro-negativita
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.2-11 (vlevo) Způsoby vzájemného uspořádání iontů

Obr.2-12 (vpravo) Základní způsoby rozmístění postranních substituentů v polymerním řetězci

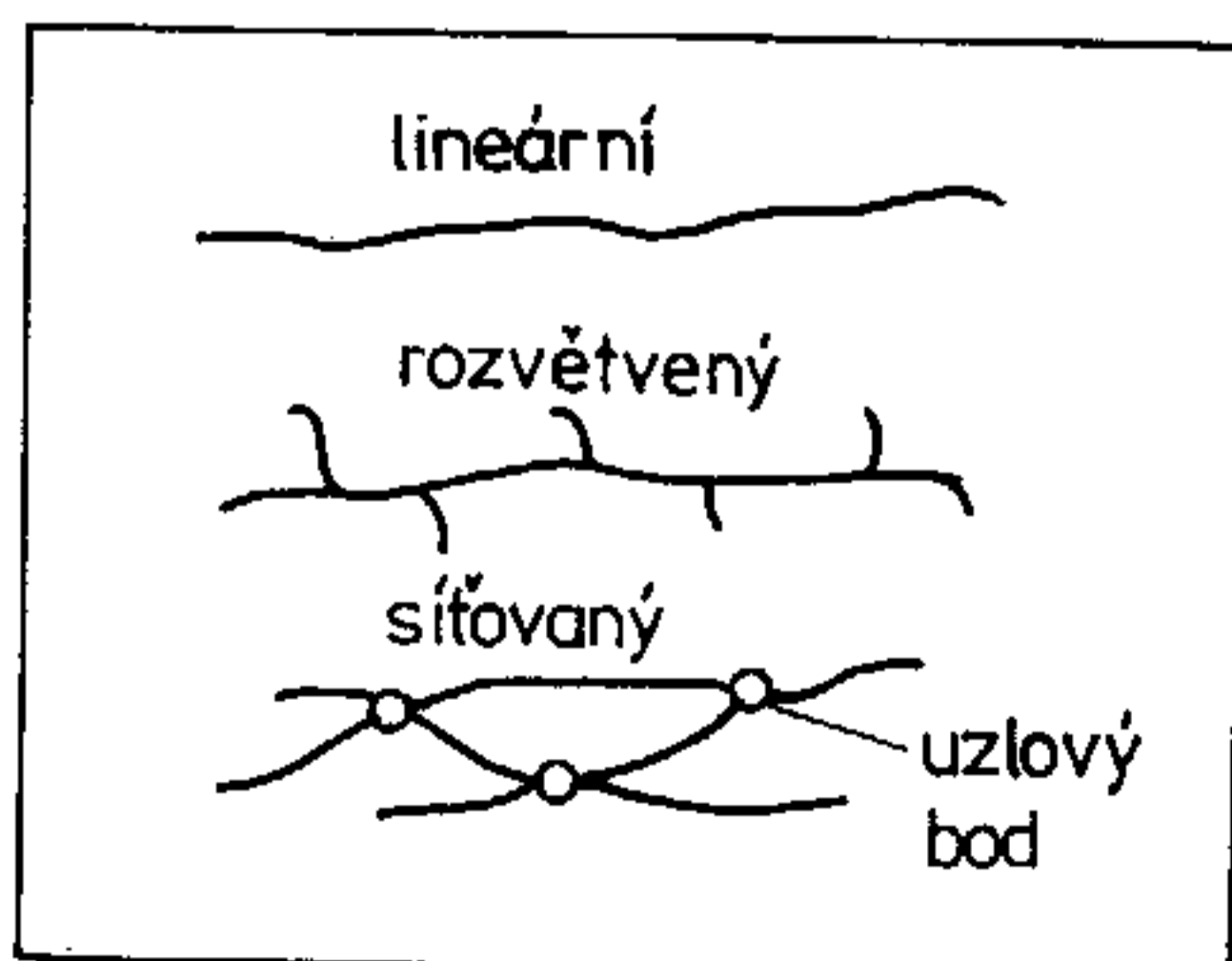
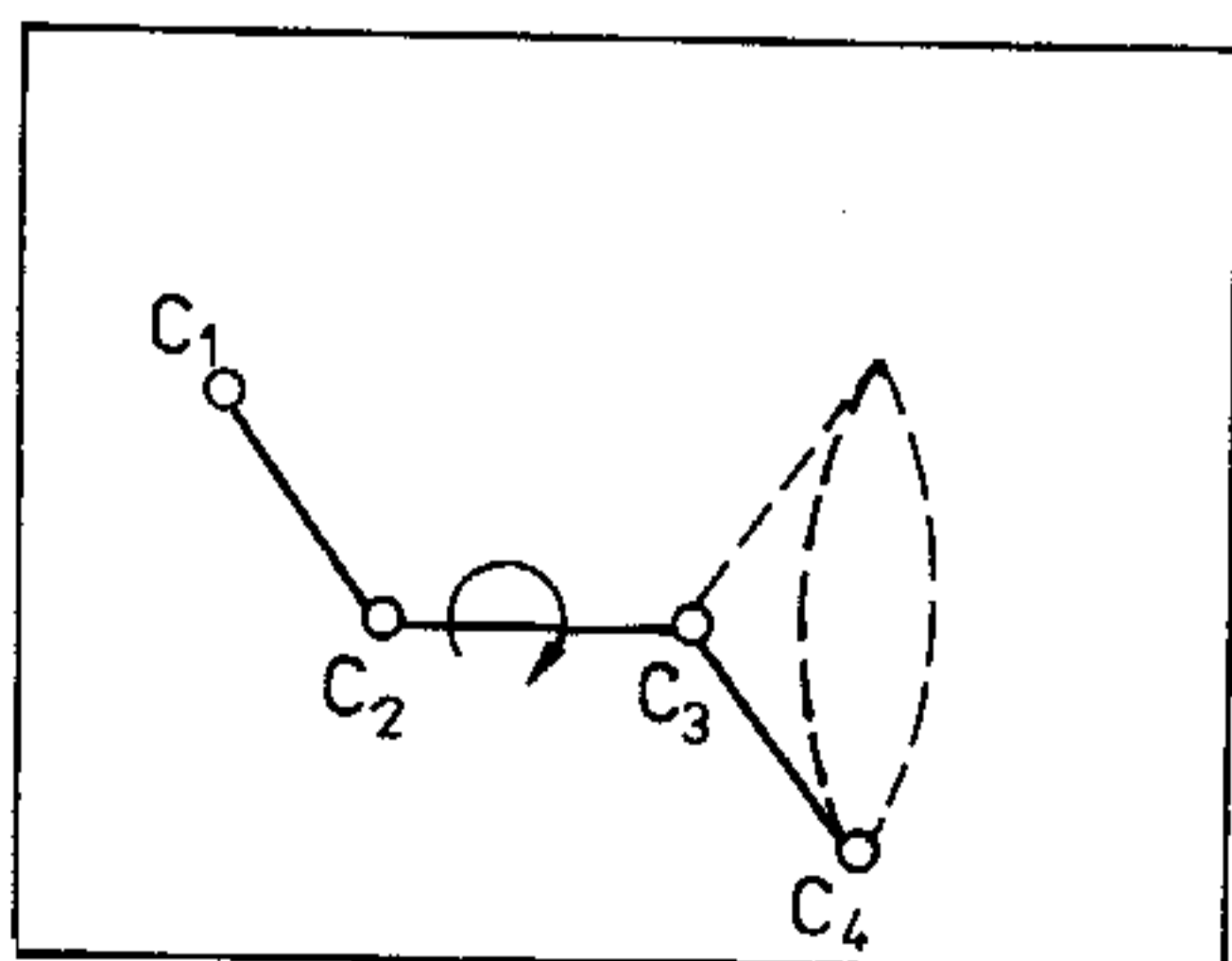
Důležitým faktorem ovlivňujícím výsledné strukturní uspořádání atomů, iontů nebo molekul je jejich velikost. U keramiky rozhoduje o způsobu uspořádání iontů do krystalové mřížky především poměr poloměrů kationtu a aniontu. Větší anionty se musí vždy dotýkat kationtů a mezní hodnoty poměru poloměrů se dosáhnou tehdy, když anionty natěsnané okolo kationtu jsou v dotyku jak s kationtem, 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 s molární hmotností 28 g.mol^{-1} , naproti tomu polyetylenová makromolekula může mít molární hmotnost 10^5 g.mol^{-1} a nebo také i 10^6 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 $\left[\begin{array}{c} \text{H} \quad \text{R} \\ | \quad | \\ \text{C} - \text{C}^x \\ | \quad | \\ \text{H} \quad \text{H} \end{array} \right]_n$, kde R je např. $-\text{CH}_2$ (u polypropylenu) $-\text{C}_6\text{H}_5$ (u polystyrenu) aj. Je-li rozmístění (konfigurace) substituentů -R na asymetrickém uhlíku C^x nahodilé směrem na jednu nebo na 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. Schema 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.2-13 (vlevo) Mechanismus rotace okolo jednoduché vazby

Obr.2-14 (vpravo) Schema 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

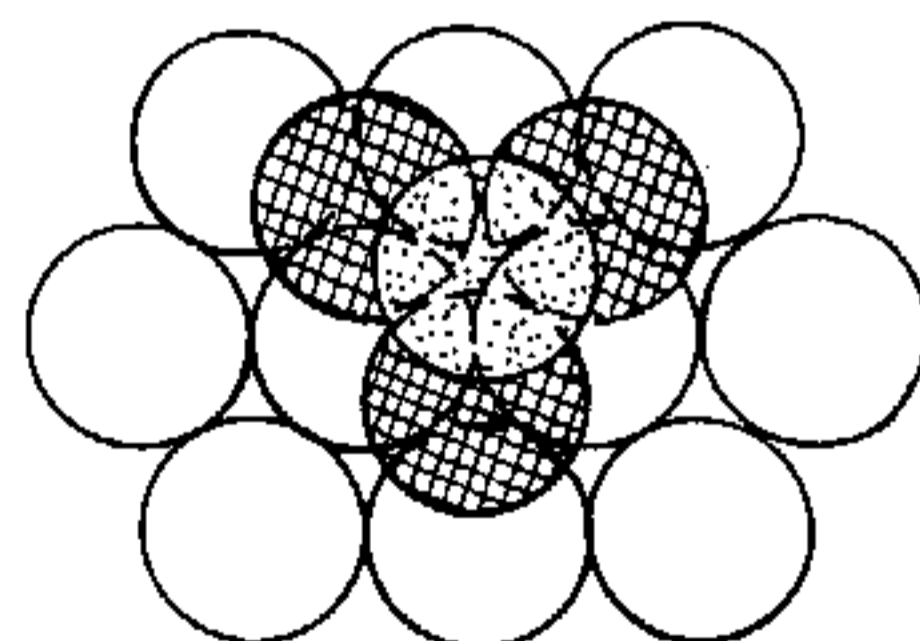
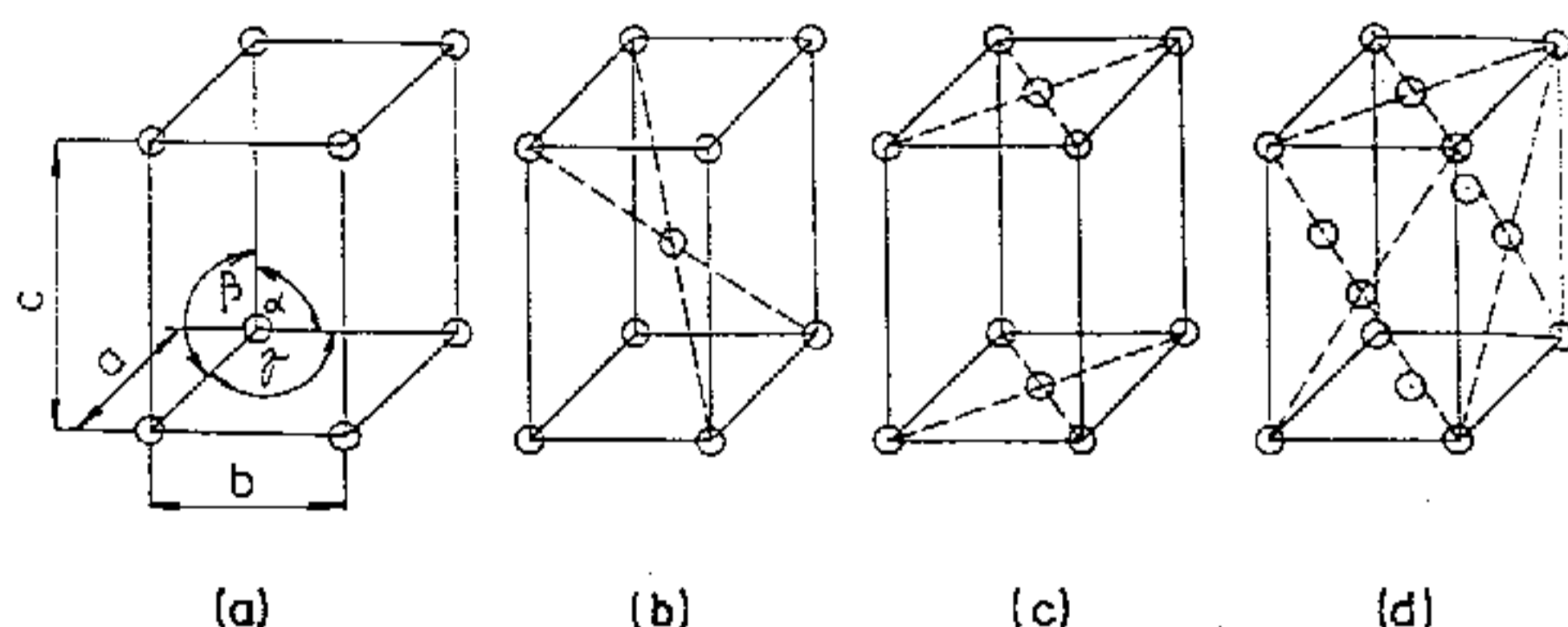
2.2.1 Krystalová mřížka

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 krystalových 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 (ortorombické) soustavě zachycuje obr.2-15. Z něho je patrné i označení základních parametrů mřížek.

Tabulka 2-II Sedm krystalových soustav

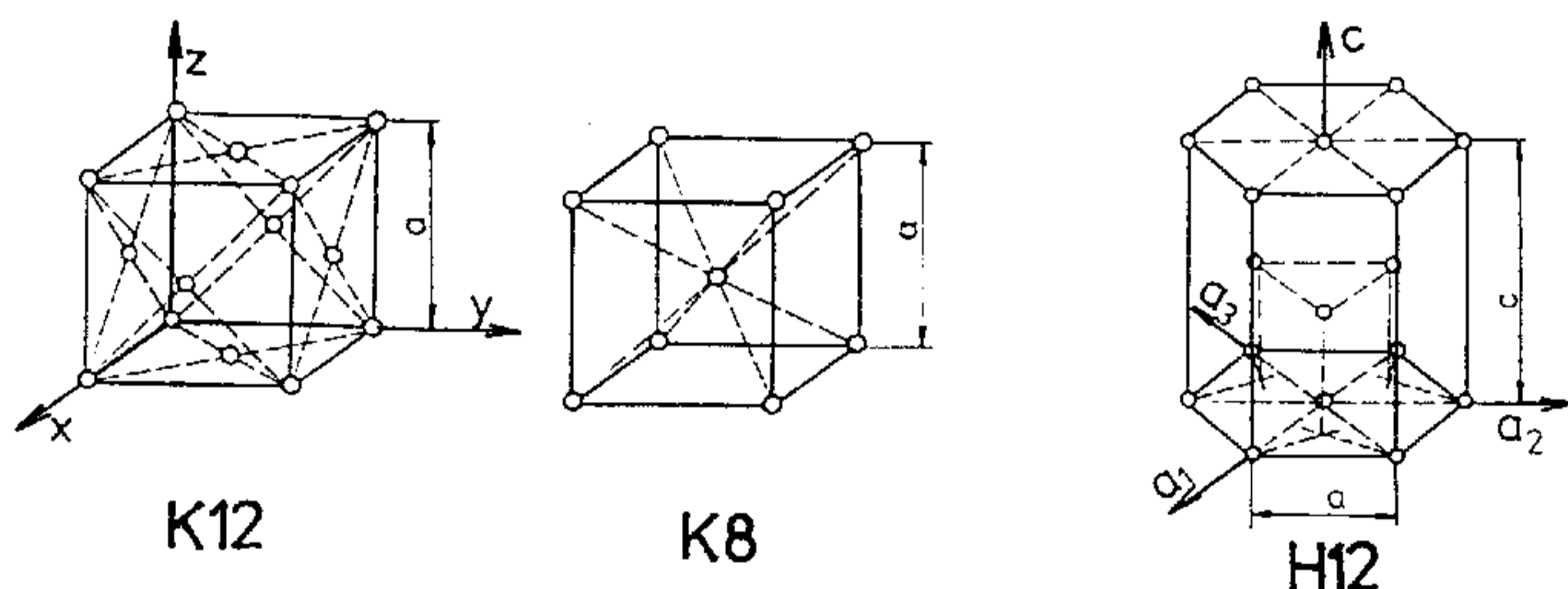
Soustava	Elementární buňka
triklinická	$a \neq b \neq c; \alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$
monoklinická	$a \neq b \neq c; \alpha = \beta = 90^\circ \neq \gamma$
ortorombická (rombická)	$a \neq b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
tetragonální	$a = b \neq c; \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$
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 (trigonální)	$a = b = c; \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$



Obr.2-15 (vlevo) Čtyři typy elementárních buněk v kosočtverečné soustavě
Obr.2-16 (vpravo) Vrstvení nejhustěji obsazených rovin v mřížce H12

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 nejhustěji obsazených atomových rovin v šesterečné těsně uspořádané mřížce zachycuje obr. 2-16. 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.

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.2-17.



Obr.2-17 Elementární buňky mřížek K12, K8 a H12

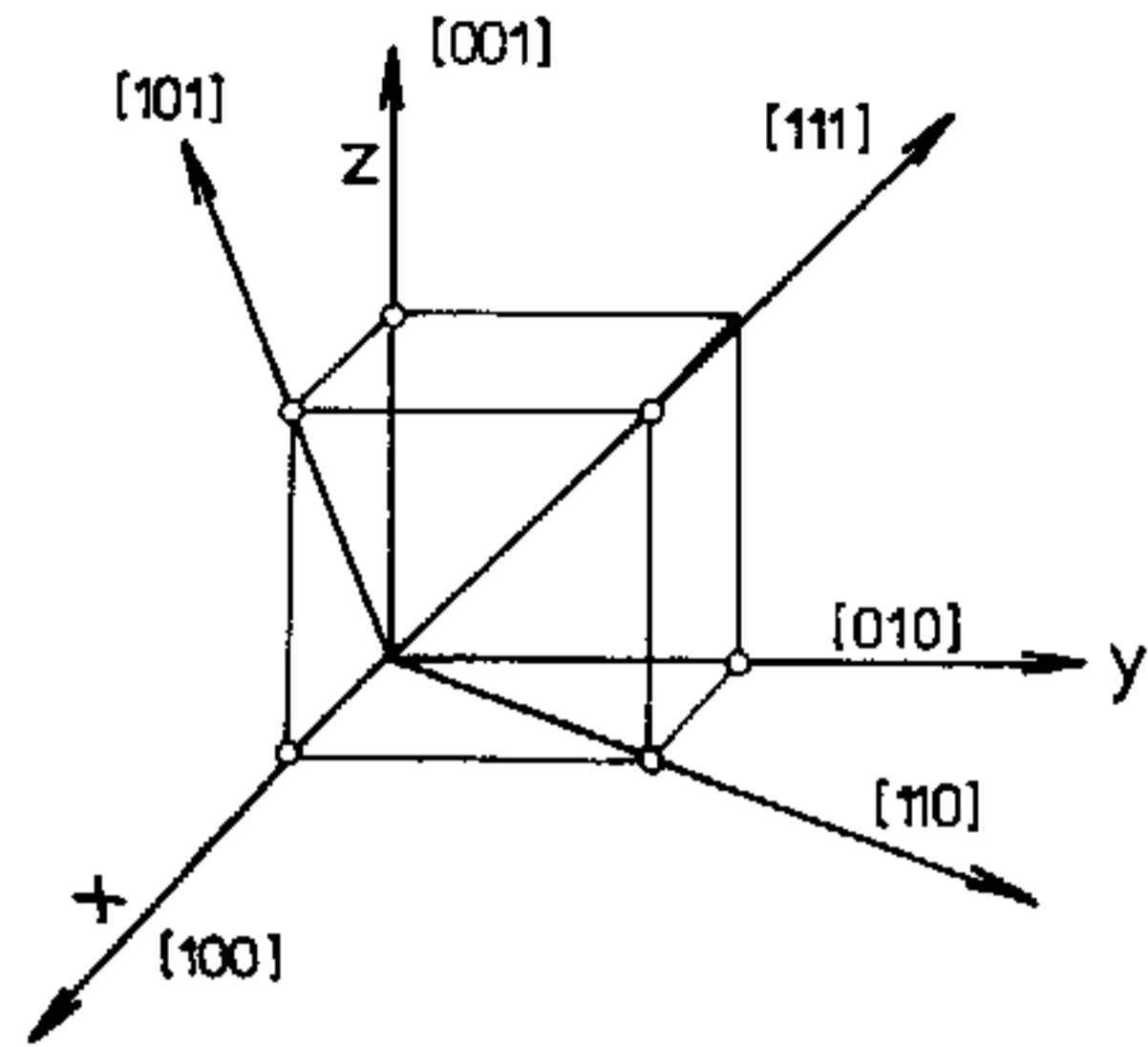
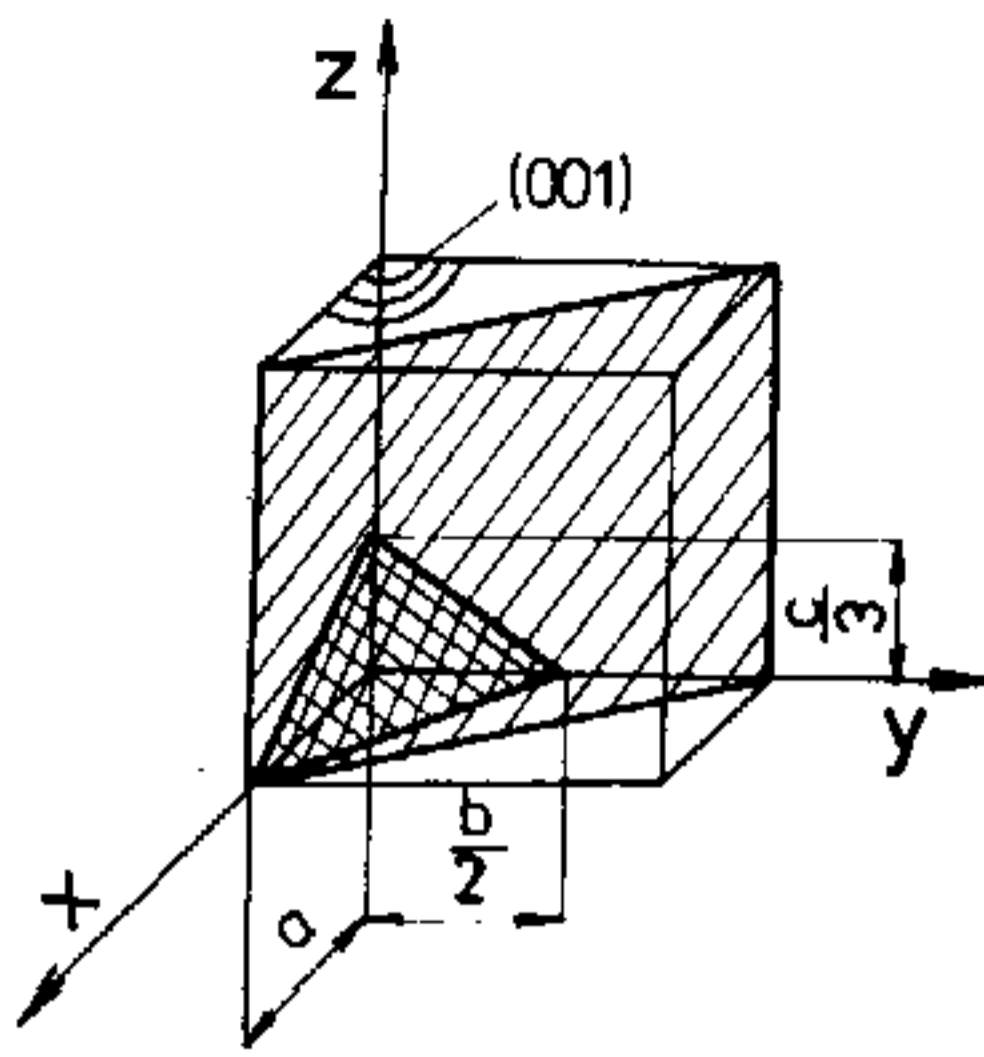
Při koordinačním čísle 12 je prostor vyplněn atomy ze 74 %, při koordinačním čísle 8 ze 68 %. Typ krystalové mřížky ovlivňuje i vlastnosti kovových materiálů. Například pro kovy s mřížkou K12 je charakteristická dobrá tvařitelnost za tepla i za studena, kovy s mřížkou K8 mají tvařitelnost horší. Různá 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 ($h \bar{k} l$), index odpovídající ose rovnoběžné s příslušnou rovinou je roven 0. Příklady jsou patrné z obr.2-18.

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.2-19. Pro popis rovin a směrů v šesterečné mřížce se používají indexy Miller-Bravaisovy, označované (h k i l) resp. [u v t w] vztažené k osám a_1, a_2, a_3, c podle obr.2-17c. Všechny roviny stejného typu se označují $\{h k l\}$, všechny směry stejného typu $\langle u v w \rangle$. Např. mezi roviny typu $\{1 1 1\}$ patří $(1 1 1)$ $(\bar{1} 1 1)$ $(1 \bar{1} 1)$ $(1 1 \bar{1})$ $(\bar{1} \bar{1} \bar{1})$ $(\bar{1} \bar{1} 1)$ $(1 \bar{1} \bar{1})$ $(\bar{1} 1 \bar{1})$ a pod. Až dosud jsme předpokládali dokonalou

krystalovou mřížku.



Obr.2-18 (vlevo) Příklady Millerových indexů rovin

Obr.2-19 (vpravo) Příklady Millerových indexů směrů

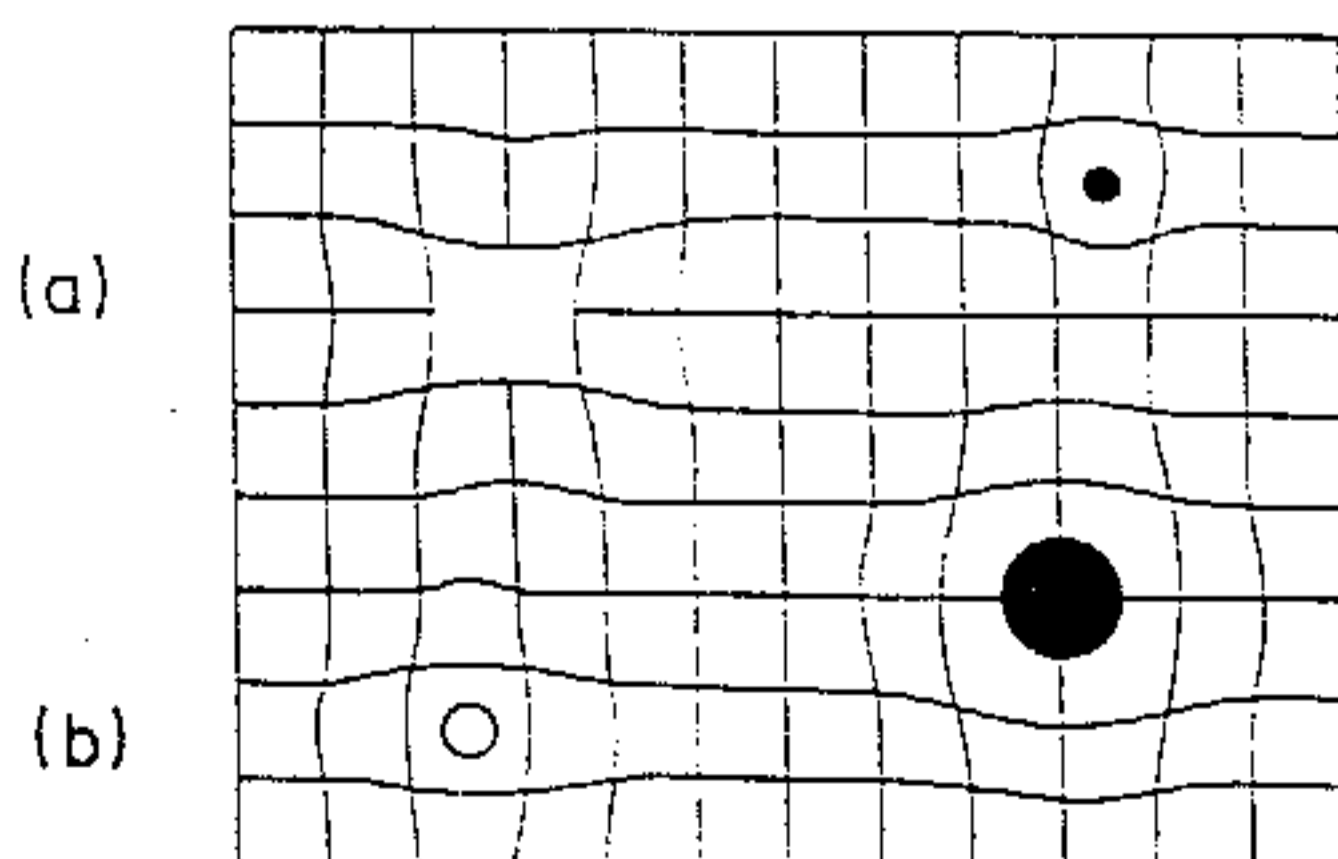
Reálná krystalová mřížka však nikdy není dokonalá, obsahuje vždy řadu poruch. Rozlišujeme poruchy v oblasti porušení periodicity rozložení náboje (elektronů) a periodicity rozložení hmoty (atomů, resp. iontů). Budeme se zabývat druhou skupinou těchto poruch. Ty můžeme rozdělit z geometrického hlediska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

Při dělení 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 poruchy roste i uspořádanost 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 vady), v opačném případě o poruchách termodynamicky nestabilních.

Vraťme se k dělení poruch z geometrického hlediska :

2.2.2 Poruchy bodové

Mezi ně patří vakance - neobsazený bod krystalové mřížky, intersticiály - atomy umístěné mimo uzlové body krystalové mřížky (v mezimřížkových polohách); 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.2-20.



Obr.2-20 Základní typy bodových poruch

(c) Vakance a vlastní intersticiály řadíme mezi poruchy termodynamicky stabilní. Pro rovnovážnou koncentraci C_V platí vztah

$$C_V = \exp \left[- \frac{H_V}{kT} \right] \quad (2.8)$$

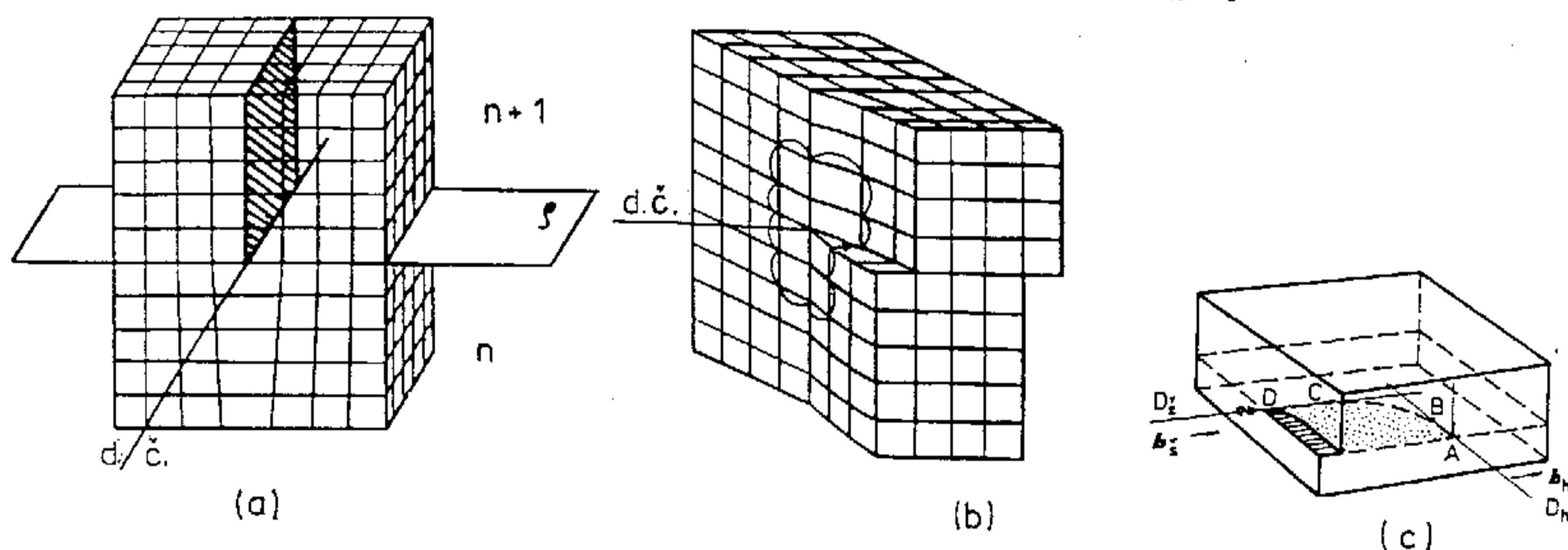
kde H_V je entalpie vzniku vakance, k je Boltzmanova konstanta, T je teplota v [K] .

Ze vztahu (2.8) 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 můžeme zvýšit množství vakancí nad rovnovážnou koncentraci.

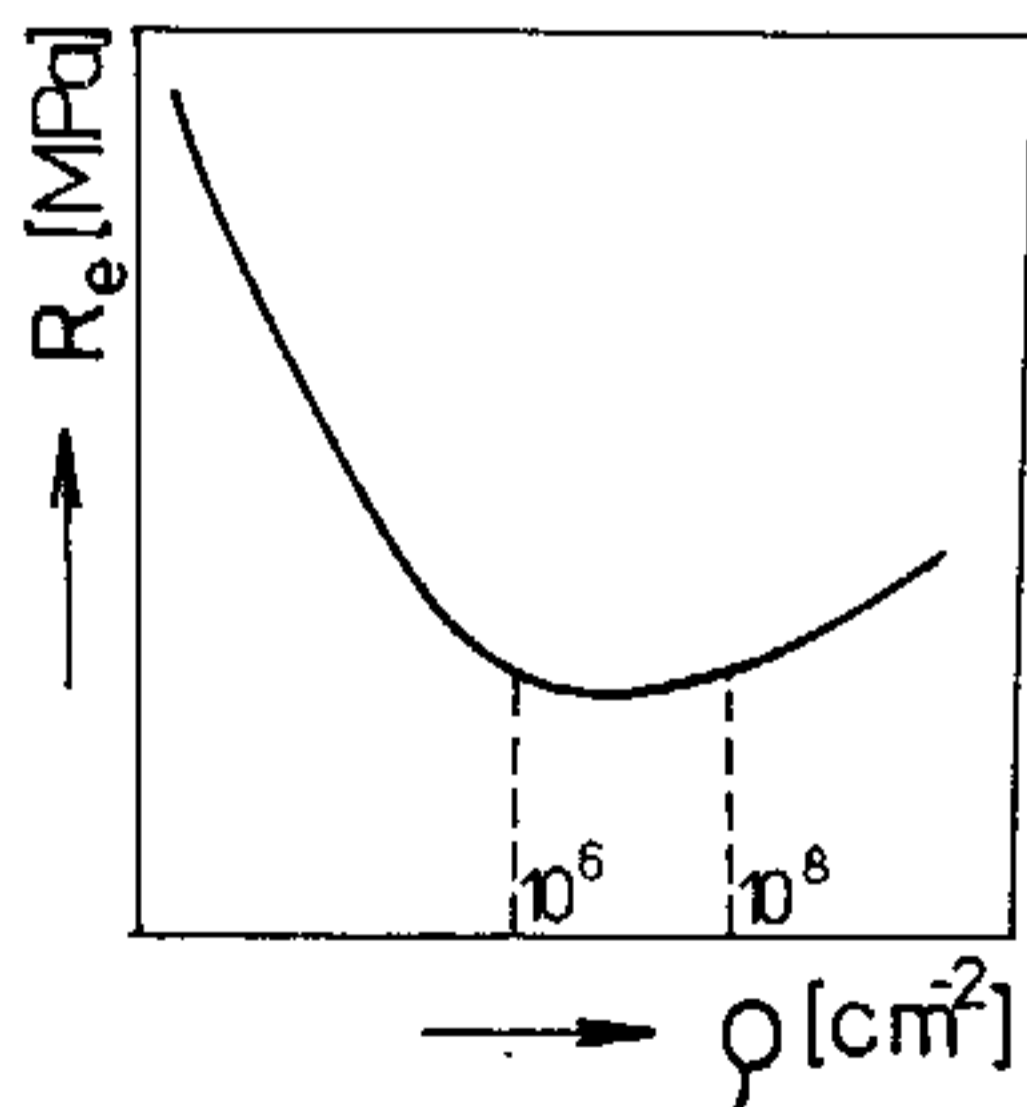
Místa vzniku vakancí nazýváme zdroje, místa zániku pak nory. Jsou jimi volné prvky, hranice krystalů a některé další mřížkové poruchy. Pohyb vakancí (přeskok na místo některého atomu v uzlovém bodě a výměnou místa s ním) je tepelně aktivovaný - vyžaduje dodání aktivační entalpie.

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.2-21a) a dislokaci šroubovou, jejíž Burgersův vektor je s dislokační čarou rovnoběžný (obr. 2-21b). V praxi se nejčastěji setkáváme s obecnými dislokacemi (křivočaré dislokace, dislokační smyčky) majícími zčásti hranový a zčásti šroubový charakter (obr.2-21c). 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. 2-22 to dokumentuje závislostí meze kluzu na hustotě dislokací.



Obr.2-21 Hranová dislokace (a), šroubová dislokace (b), obecná dislokační smyčka (c)



Obr.2-22 Závislost meze kluzu na hustotě dislokací

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

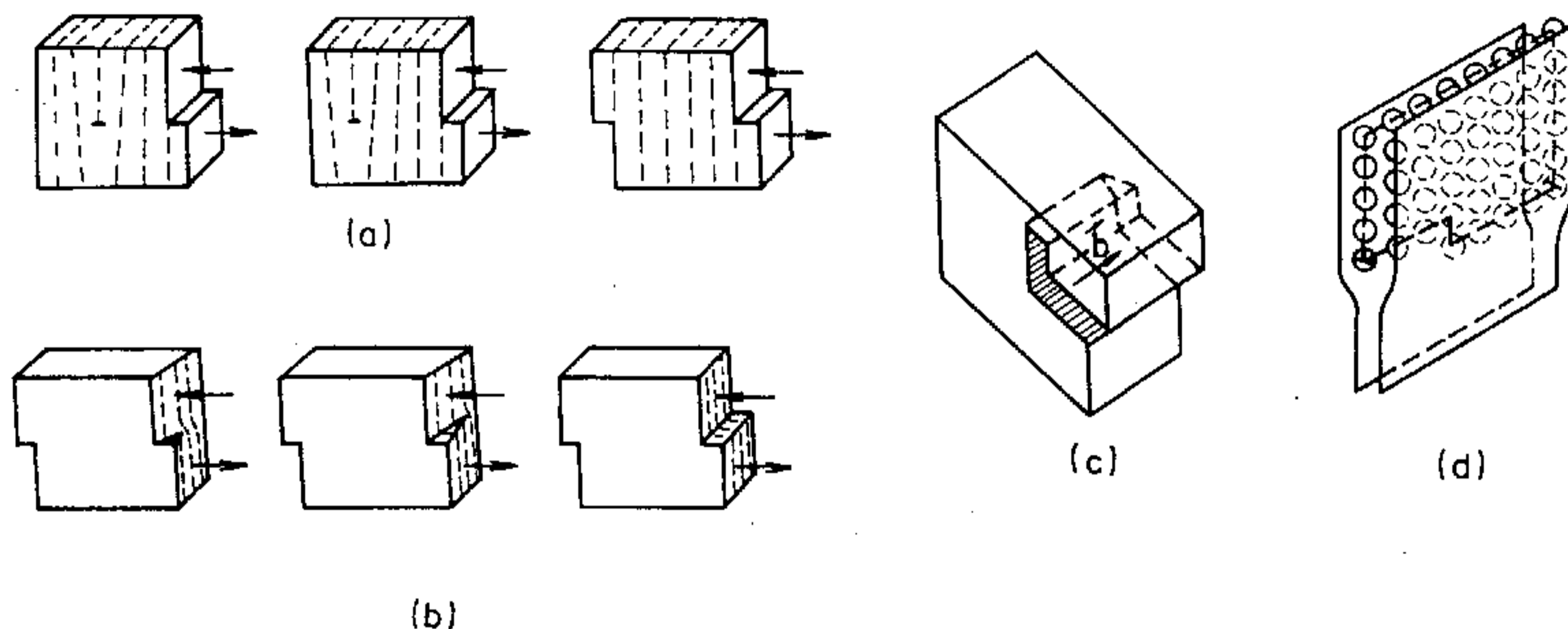
$$\rho = \frac{L}{V} \text{ [m}^{-2}\text{]} \quad (2.9)$$

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

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

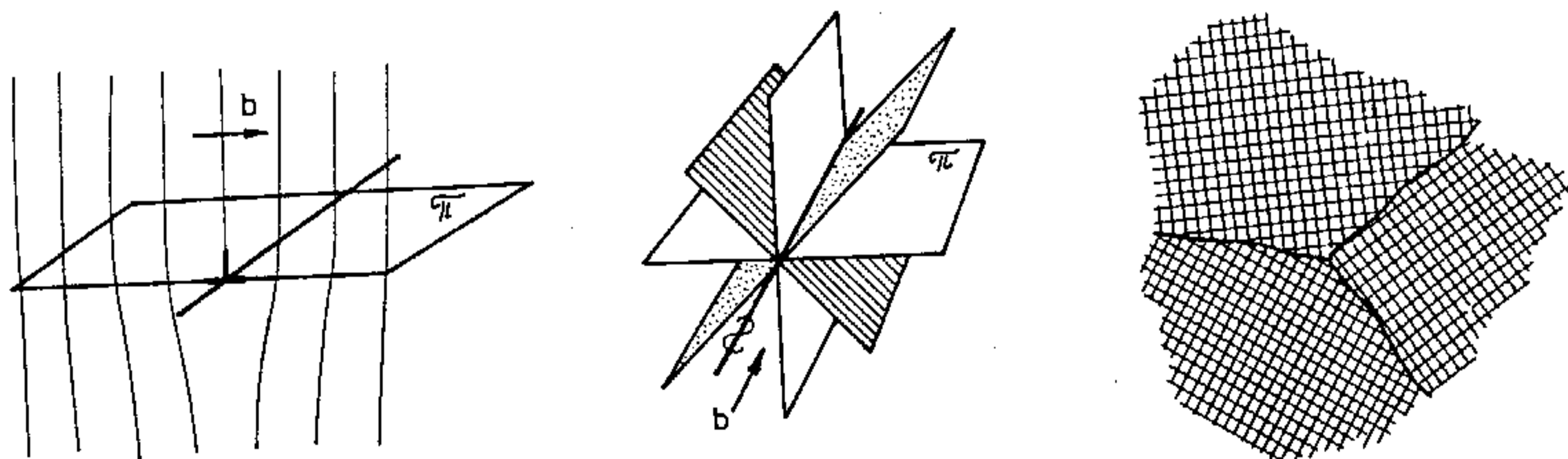
Obdobně jako přítomnost bodové vady v krystalu vyvolává i přítomnost dislokace pružnou deformaci mřížky spojenou se vznikem napěťového pole v okolí dislokace. Zatímco napěťové pole šroubové dislokace má jen smykové složky, má napěťové pole hranové dislokace složky smykové i normálové. Na rozdíl od napěťových polí bodových poruch mají napěťová 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.2-23a,b,c) a nekonzervativní pohyb, kterým je šplhání dislokací (obr.2-23d).



Obr.2-23 Schema 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.2-24. Narazí-li šroubová dislokace při svém pohybu na nějakou překážku, může pokračovat v pohybu v jiné skluzové rovině. Tento pohyb nazýváme příčným skluzem (obr.2-23c). Rychlost skluzu může dosáhnout až rychlosti zvuku v daném kovu ($\sim 10^3 \text{ m.s}^{-1}$). Šroubová dislokace se pohybuje skluzem a příčným skluzem, hranová dislokace skluzem a šplháním. Problematika překážek pohybu dislokací bude podrobněji diskutována v souvislosti s plastickou deformací.



Obr.2-24 (vlevo) Skluzové roviny hranové dislokace a šroubové dislokace

Obr.2-25 (vpravo) Orientace krystalové mřížky v sousedních zrnech polykrystalického materiálu

2.2.4 Poruchy plošné a prostorové

Mezi plošné poruchy řadíme vrstevné chyby, hranice krystalů (zrn) a volné povrchy. Vrstevná chyba je změna pravidelného vrstvení krystalografických rovin nejhustěji obsazených atomy. Např. pro mřížku K12 je charakteristické vrstvení ABCABCABC. V případě existence vrstevné 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 velkouhlovou hranicí zrna (obr. 2-25). 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 velkouhlové 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 vytvrzováním slitin (kap.

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, nazýváme okolím.

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.

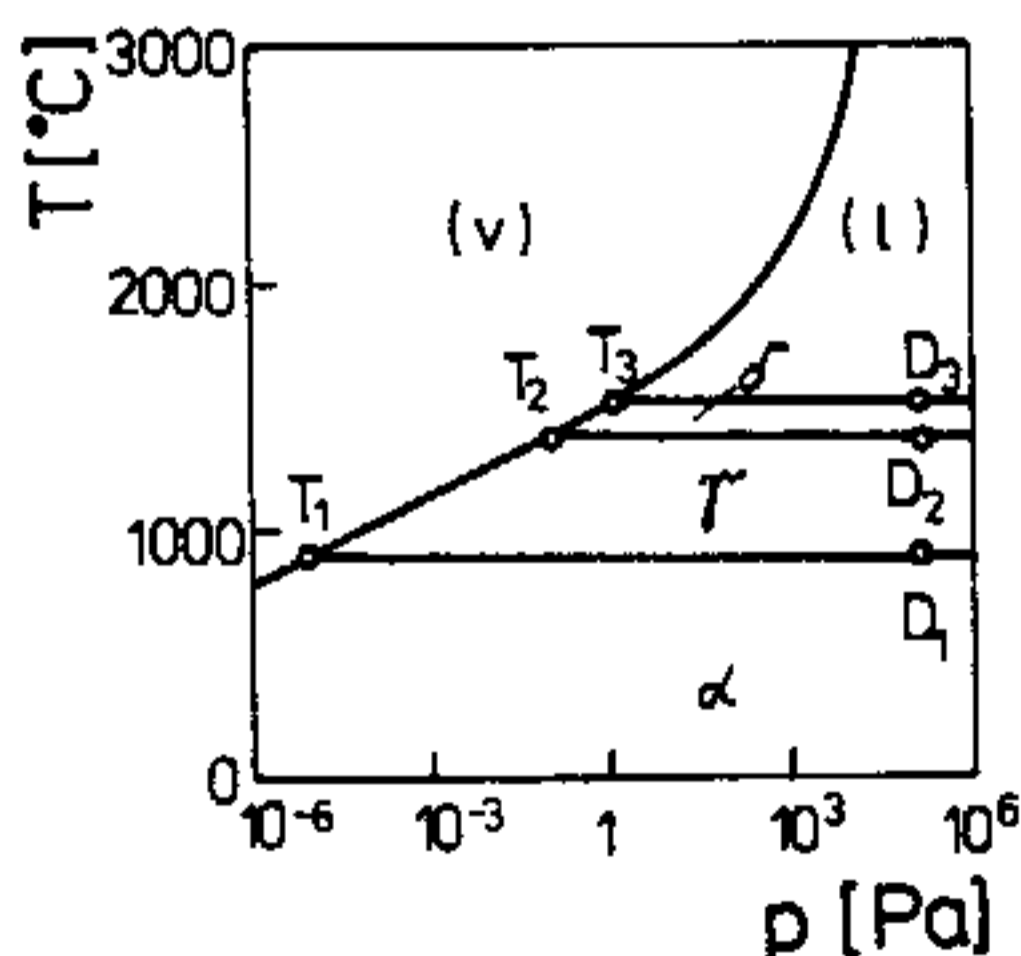
Termodynamické fáze se skládají z termodynamických složek (komponent), kterými se rozumí chemické prvky nebo ty chemické sloučeniny, které se při určité teplotě tání (tavení) přemění na kapalinu (taveninu) stejného chemického složení. Při fázových přeměnách (kap.2.5), jimiž se mění fázové složení a tedy 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):

$$f = k + 2 - v \quad (2.10)$$

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.

Aplikaci fázového pravidla spojíme s fázovým (stavovým) diagramem jednosložkové soustavy tvořené čistým kovem (obr.2-26). Jde-li o prvek alotropický, může se v tuhém stavu vyskytovat více fází, které tvoří krystalografické modifikace vzájemně se odlišující 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.2-26 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 (2.10) 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 (2.10) číslo 2 nahrazeno číslem 1.



Obr.2-26 Fázový diagram čistého železa

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

$$\delta Q = dU + \delta W \quad (2.11)$$

Protože teplo a práce nejsou, narozdíl od vnitřní energie, stavovými veličinami, nejsou ani δQ a δW , narozdíl 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 (2.11) má δW význam součtu všech zobecněných prací, neboli

$$\delta W = \sum_i F_i \cdot ds_i \quad (2.12)$$

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 prací ostatních $\delta W'$, takže

$$\delta W = p \cdot dV + \delta W' \quad (2.13)$$

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

$$dS = \frac{\delta Q}{T} \quad (2.14)$$

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 měrou 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

$$H = U + p \cdot V \quad (2.15)$$

a potom

$$G = H - T \cdot S \quad (2.16)$$

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 (2.16) 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 (2.15) a (2.16) a vyloučením dH , lze pro vratnou, izotermickou a izobarickou přeměnu ukázat, že

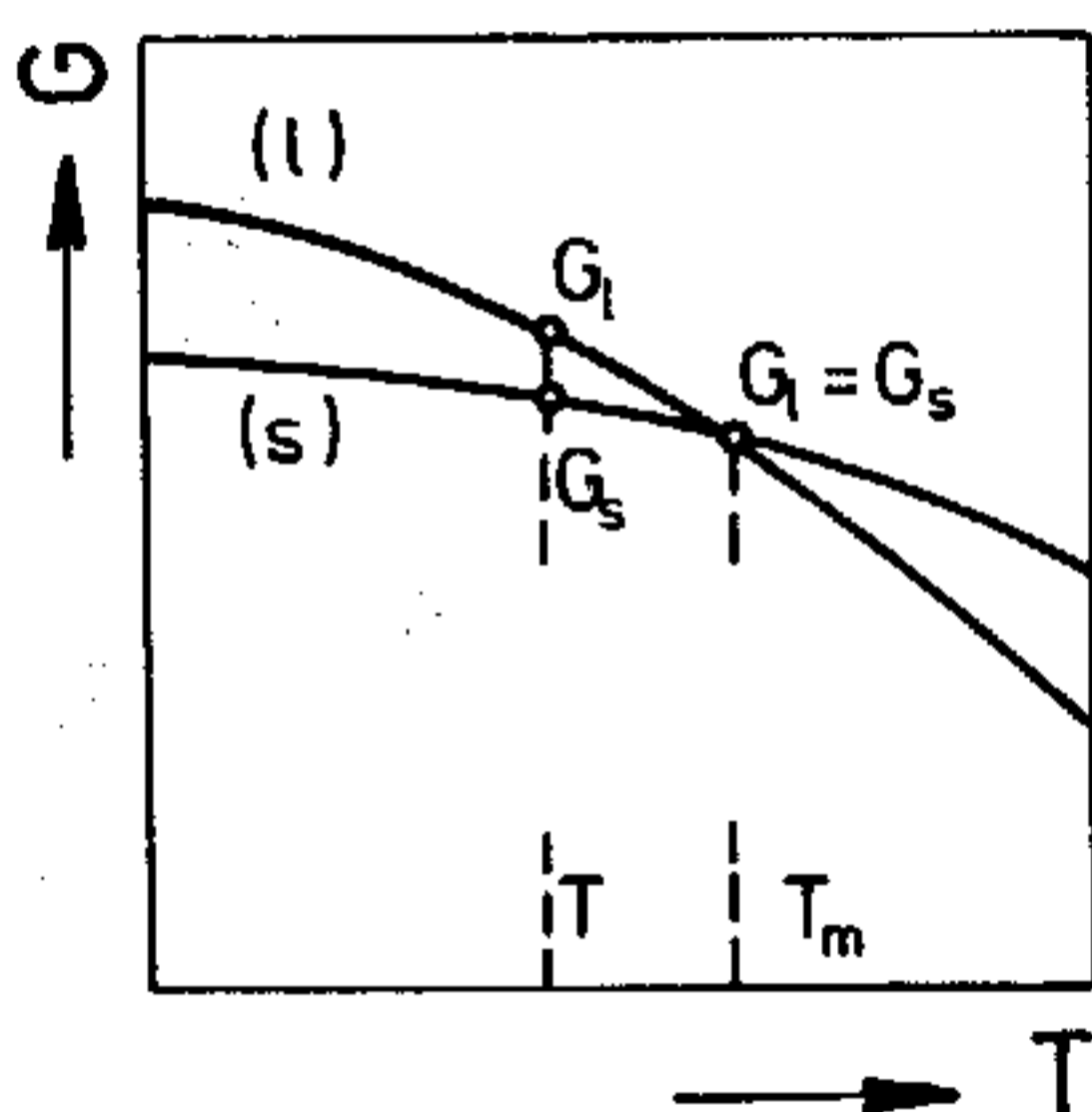
$$dG = -\delta W', \quad (2.17)$$

když $-\delta W'$ se vyjádří spojením vztahů (2.11), (2.13) a (2.14). Volnou entalpií může tedy 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

$$\Delta G = G_2 - G_1 < 0 \quad (2.18)$$

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 $d^2G > 0$.

V heterogenní soustavě je termodynamicky stabilní ta 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.2-27. 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 (krystalizaci) při teplotě T závisí na přechlazení $\Delta T = T_m - T$ kapalně fáze.



Obr.2-27 Teplotní závislost volné entalpie kapalně fáze (l) a tuhé fáze (s)

2.4 Přenos tepla a hmoty

V technické praxi se často setkáváme jak s uzavřenými, tak i s 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

$$j_v = -\lambda \frac{dT}{dx} \quad (2.19)$$

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 (2.19) je tepelná vodivost λ (kap. 3.3).

Základní význam pro proudění tepla má Newtonův zákon

$$j_p = \alpha \cdot \Delta T \quad (2.20)$$

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

$$j_z = \epsilon \cdot c \cdot \left[\left(\frac{T_o}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_s}{100} \right)^4 \right] \quad (2.21)$$

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 ($0 < \epsilon < 1$). Jako konstanta úměrnosti se ve vztahu (2.21) také používá poměrná pohltivost A , která je důležitá v případech, kdy není splněna podmínka tepelné rovnováhy, při které $\epsilon = A$.

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

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (2.22)$$

tedy parciální diferenciální rovnice II.řádu. Rovnice (2.22) 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 (2.22) je vyjádřeno pomocí Gaussova integrálu chyb.

Rovněž při následujícím nástinu mechanismu 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 omezen 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 závisí 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 Difúze

Přenos hmoty se uskutečňuje třemi způsoby : difúzí, prouděním anebo mechanickým mícháním. Difúze 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 žhání 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). Difúze 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 difúzí 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 jednosměrného difúzního toku j_A nějakého prvku A je podobný Fourierovu zákonu pro vedení tepla :

$$j_A = - D_A \frac{dc_A}{dx} \quad (2.23)$$

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

$$D_A = D_{A0} \cdot \exp\left(-\frac{\Delta H_A}{R \cdot T}\right) \quad (2.24)$$

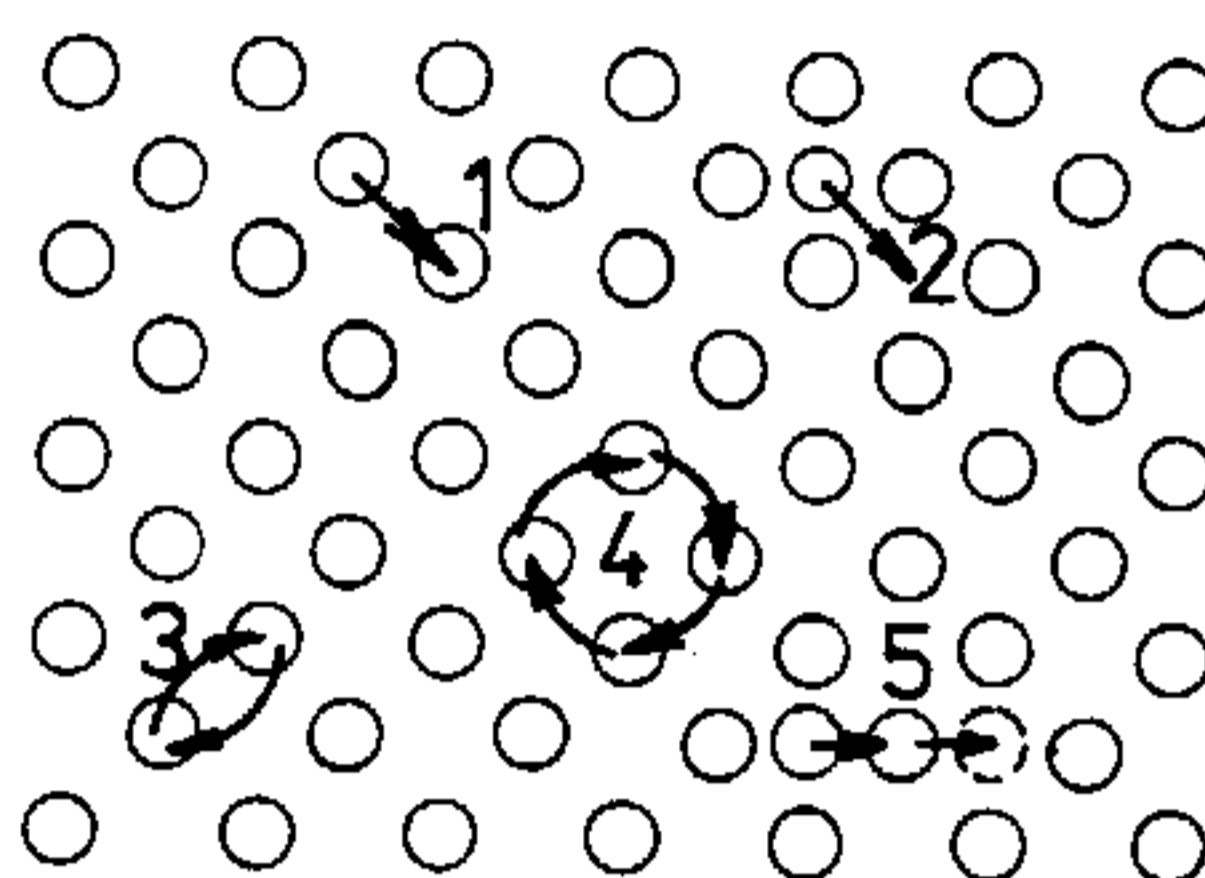
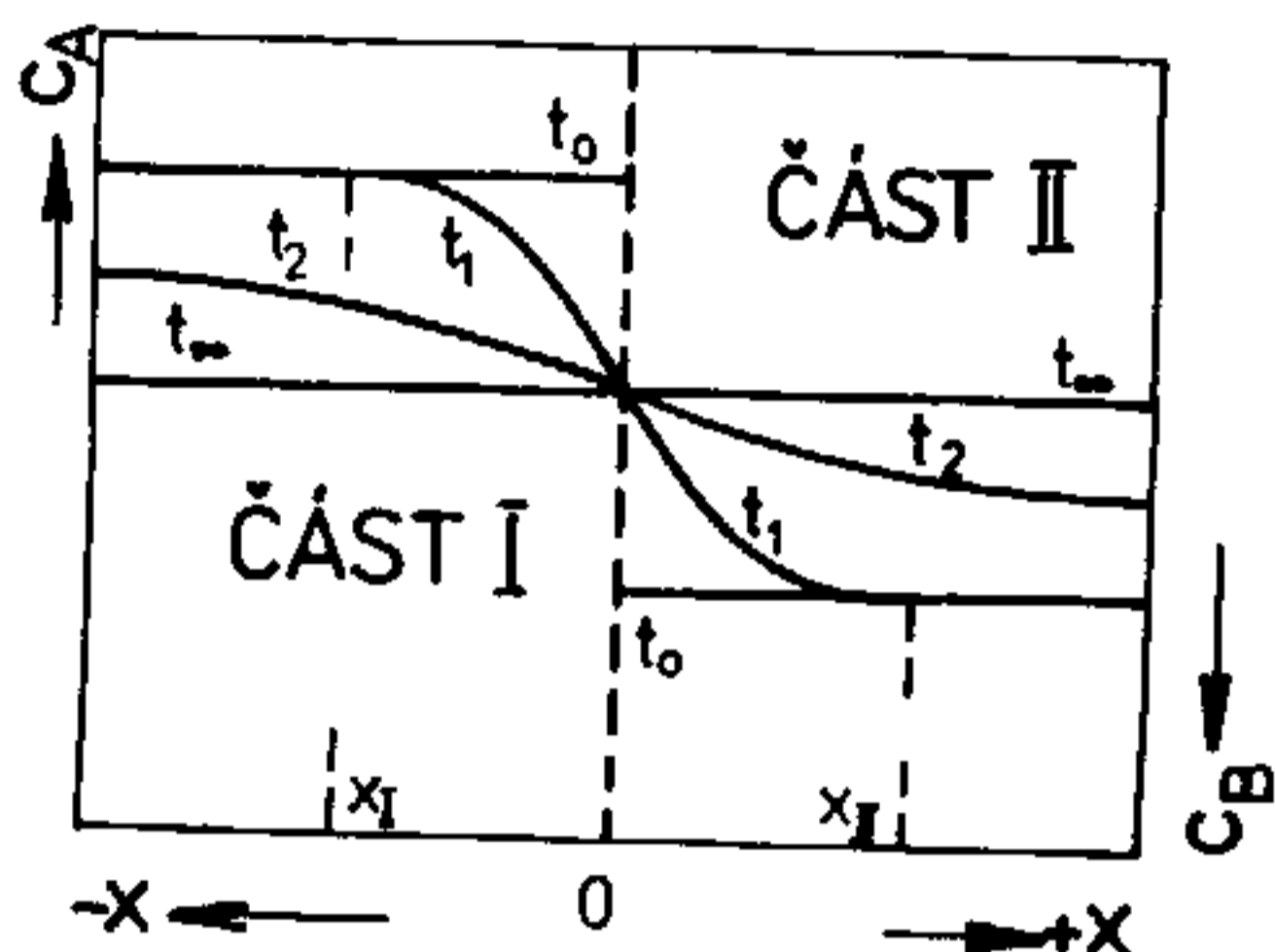
kde R je plynová konstanta ($8,3 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$), D_{A0} je frekvenční faktor závislý na frekvenci tepelných kmitů atomů a ΔH_A je aktivační entalpie difúze prvku A. Všechny veličiny označené ve vztahu (2.24) indexem A, závisejí nejen na tomto prvku, ale též na termodynamické 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 jednosměrný difúzní tok složky A má tato rovnice tvar

$$\frac{\partial c_A}{\partial t} = D \frac{\partial^2 c_A}{\partial x^2} \quad (2.25)$$

a její podobnost vztahu (2.22) je zřejmá. Navíc má difuzivita D stejný rozměr jako teplotní vodivost a, tj. $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$. Analytické řešení rovnice (2.25) je opět založeno na Gaussově integrálu chyb a jeho grafická podoba je na schematickém

obr.2-28. Na tomto obrázku je průběh koncentrace ve dvousložkové (A a B), jednofázové 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_∞ žíhání při vysoké teplotě by se koncentrace prvků A a B vyrovnaly v obou částech I a II difúzního članku.



Obr.2-28 (vlevo) Průběh koncentrace ve dvojsložkovém jednorozměrném difúzním článku po různé době izotermické difúze

Obr.2-29 (vpravo) Mechanizmy difúze v krystalové mřížce
1-vakantní, 2-intersticiální, 3-výměnný, 4-kruhový,
5-nepřímý intersticiální

Hloubka difúzní vrstvy může být definována v obou částech difúzního članku 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

$$x_{\max} = 4 (D \cdot t)^{1/2} \quad (2.26)$$

Tato časová závislost, v níž je prostřednictvím D implicitně obsažen i vliv teploty, se též nazývá parabolickým zákonem růstu difúzní vrstvy. Jestliže by ve dvousložkové soustavě $D_A = D_B$, byl by koncentrační profil v obr.2-28 vzhledem k fázovému rozhraní inverzně symetrický a $x_I = x_{II}$. Ve skutečnosti $D_A \neq D_B$ a tedy i $x_I \neq x_{II}$ (Kirkendallův 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. 2-29). 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.2-28).

Difúze je značně urychlována mřížkovými poruchami. Pro vakantní mechanismus je existence vakancí nutnou podmínkou difúze. Čarové 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 byl 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. $\text{Sn}\alpha$ a $\text{Sn}\beta$ 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) narozdíl 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.

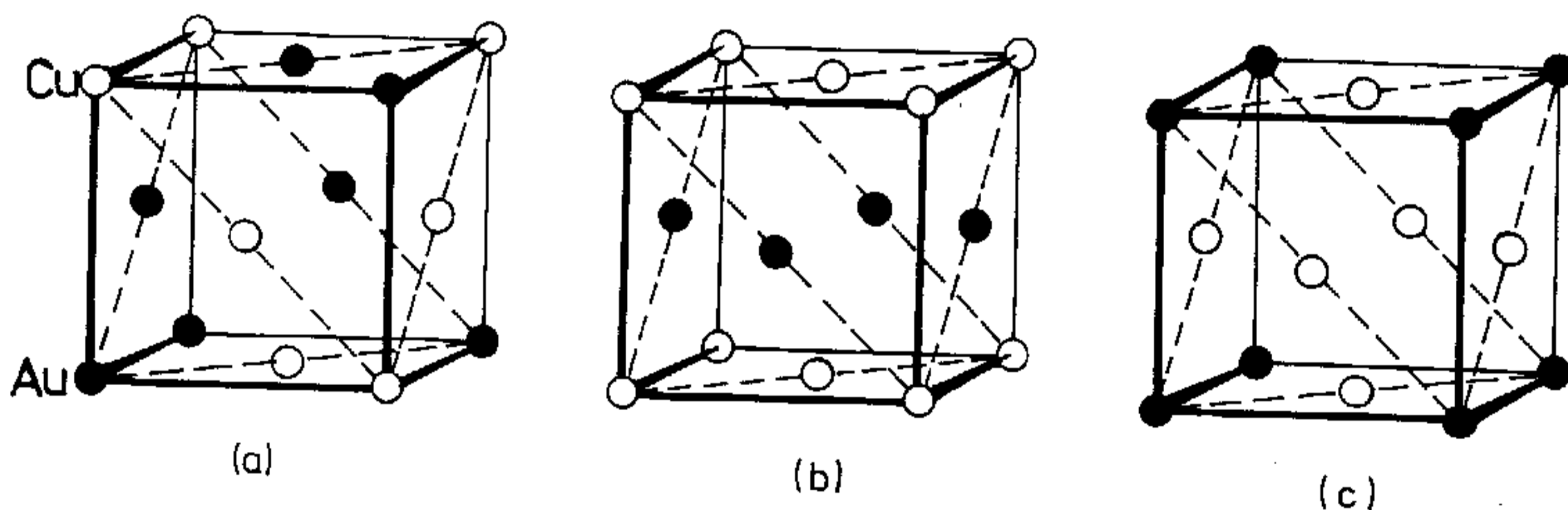
Tuhé fáze v mnohosložkových soustavách se dělí na tuhé roztoky a intermetalické fáze. Oba druhy tuhých fází mohou být v závislosti na podmínkách tuhnutí buď krystalické nebo amorfní. Tuhé roztoky dále dělíme na primární a sekundární, substituční a intersticiální a na uspořádané a neuspořádané. Primární 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 :

- (a) 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;

- (b) elektronegativita (kap.2.1.3) - s rostoucím rozdílem v elektronegativitě složek tuhého roztoku roste tendence ke vzniku intermediárních fází a klesá rozpustnost;
- (c) koncentrace valenčních elektronů - složka s menším počtem valenčních elektronů v sobě rozpouští za jának stejných podmínek mnohem více té složky, která má větší počet valenčních elektronů než je tomu naopak; tato elektronová koncentrace (poměr počtu valenčních elektronů k počtu atomů) však může v substitučním tuhém roztoku dosáhnout maximálně hodnoty 1,4;
- (d) při úplné rovnovážné rozpustnosti musí mít všechny složky tuhého roztoku stejný druh krystalové mřížky.

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.2-30a). 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.2-30b,c). Nadmřížky vznikají při poměru atomů 1:1 a 3:1 nebo při koncentracích blízkým těm poměrům, avšak jen v některých soustavách (např. Au-Cu či Cu-Zn). Nadmřížky se za vyšších teplot přeměňují v neuspořádané tuhé roztoky.



Obr.2-30 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

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 β), 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. U karbidů chromu a manganu mají vzorce také 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 Fe₃C jen asi 1350 °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 anebo hmoty z jejího okolí. Při fázových přeměnách v kondenzovaných fázích dochází ke změně v uspořádanosti 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.

Fázové přeměny dělíme z termodynamického hlediska na fázové přeměny I. druhu, při kterých se konečným skokem mění veličina, která je první derivací volné entalpie (entropie, objem). Patří k nim krystalizace a tavení, alotropické a polymorfní přeměny v tuhém stavu aj. Při fázových přeměnách II. druhu se konečným skokem mění měrná tepelná kapacita či teplotní součinitel izobarické roztažnosti např. při přechodu ze stavu feromagnetického do stavu paramagnetického či při přechodu do supravodivého stavu.

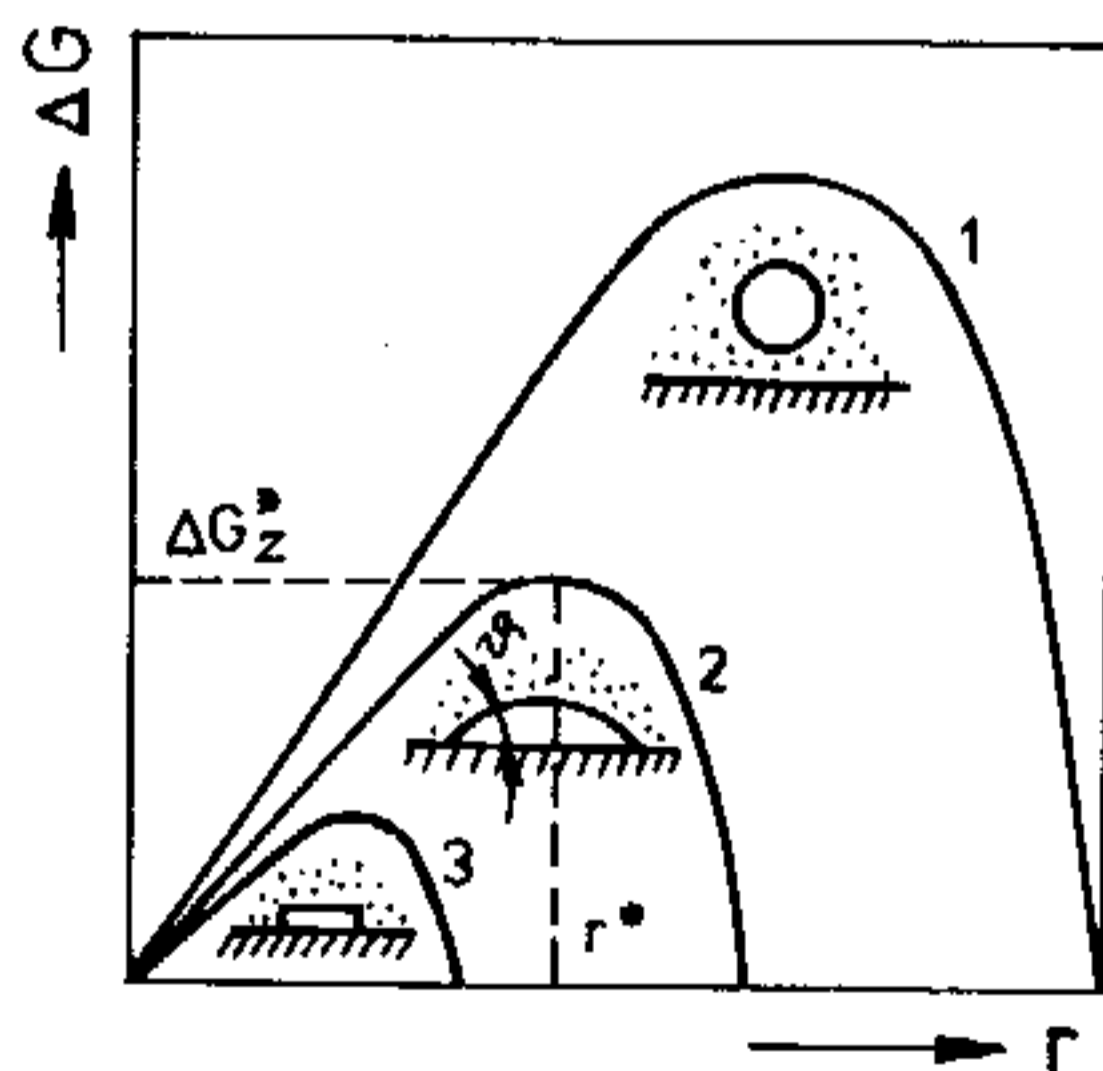
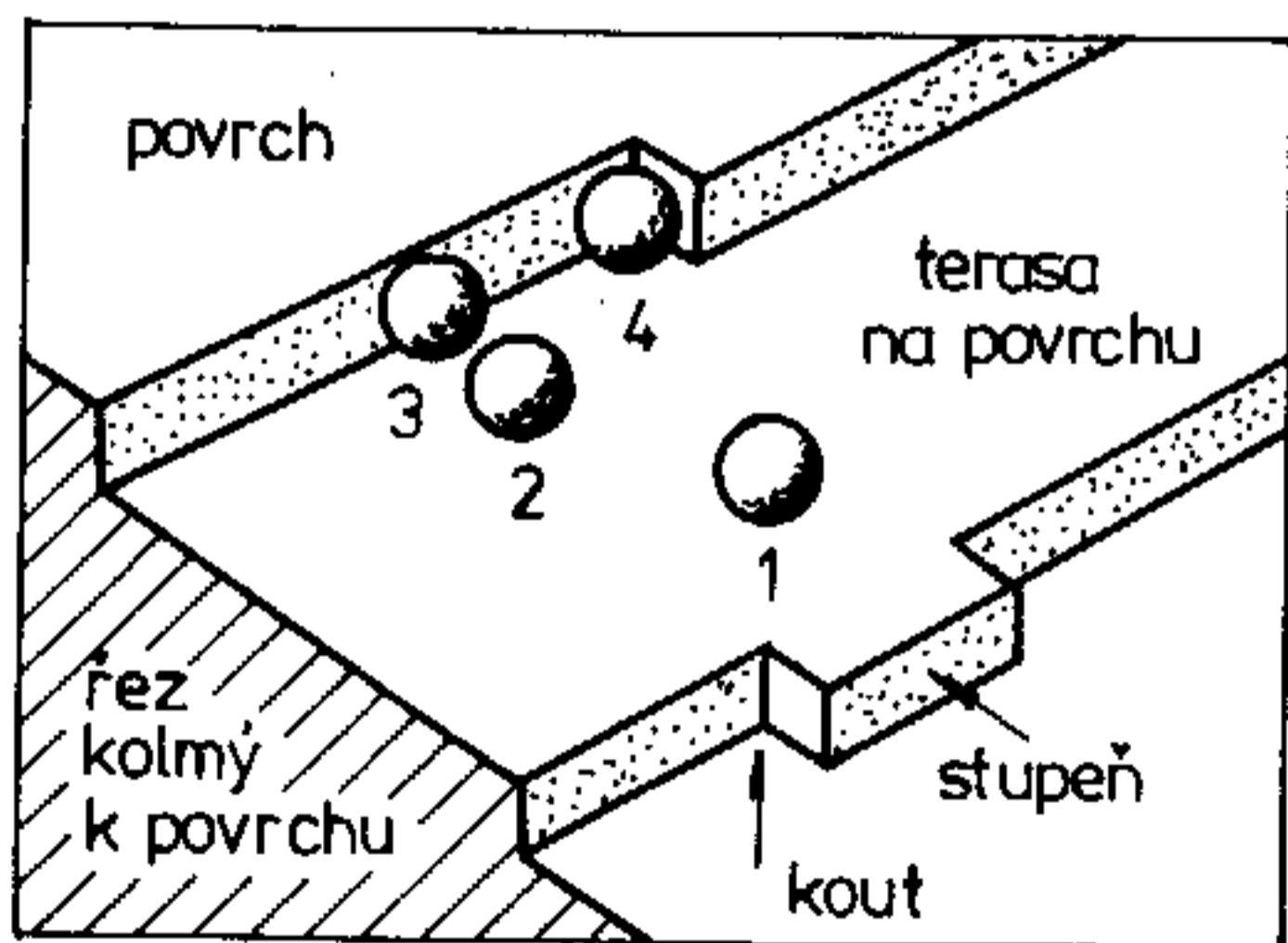
Kinetické dělení fázových přeměn je založeno především na rozboru růstových dějů u heterogenních přeměn, tj. u těch, které začínají nukleací a vyznačují se vznikem nových fázových rozhraní. Z tohoto hlediska se rozeznávají fázové přeměny

- (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 $\alpha \cdot \Delta p$ ($0 \leq \alpha \leq 1$).

Mechanismus kondenzace založený na fyzikální představě neznečistěného terasovitého povrchu lze rozložit na čtyři etapy: (1) adsorpce atomu na povrchu kondenzované fáze, (2) difúze atomu po povrchu, (3) difúze atomu ve výstupku (koutu) stupně. Mechanismus vypařování má opačný postup (obr. 2-31).



Obr. 2-31 (vlevo) Etapy kondenzace na terasovitém povrchu

Obr. 2-32 (vpravo) Kritická velikost zárodku pro heterogenní a pro homogenní nukleaci

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 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 jakou má podložka. Tento epitaxiální růst se děje na všech zárodcích podobným způsobem, který je charakterizován rovnoběžností rovin a směrů hustě obsazených atomů v podložce a ve filmu. To umožňuje postupné srůstání všech ostrůvků filmu, přičemž disorientace mohou být kompenzovány dislokacemi. S rostoucí hybnou silou kondenzace se zakřivuje profil zárodku spočívajícího na podložce (heterogenní nukleace) až při značně velké hybné síle může dojít k homogenní nukleaci kulového zárodku v parách samotných.

Při vzniku zárodku se zakřiveným povrchem je změna volné entalpie ΔG_z úměrná součinu objemu zárodku a jisté funkce krajového (kontaktního) úhlu $f(\psi)$. Část celkové hybné síly kondenzace se spotřebuje na vznik nového povrchu s měrnou energií γ . Protože obě konkurující si složky změny volné entalpie závisí na velikosti r zárodku, lze určit jeho kritickou velikost $r^* \sim \gamma$ a kritickou velikost $\Delta G_z^* \sim F(\psi) \cdot \gamma^3$ (obr. 2-32). Po překročení r^* je zárodek stabilní a schopný spontánního růstu. ΔG_z^* je nejmenší pro heterogenně nukleovaný dvojrozměrný růst a je největší pro homogenní nukleaci.

Rychlost nukleace je počet zárodků, které vzniknou na jednotce plochy povrchu za jednotku času; exponenciálně roste s rostoucí teplotou a s klesajícím ΔG_z^* .

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.

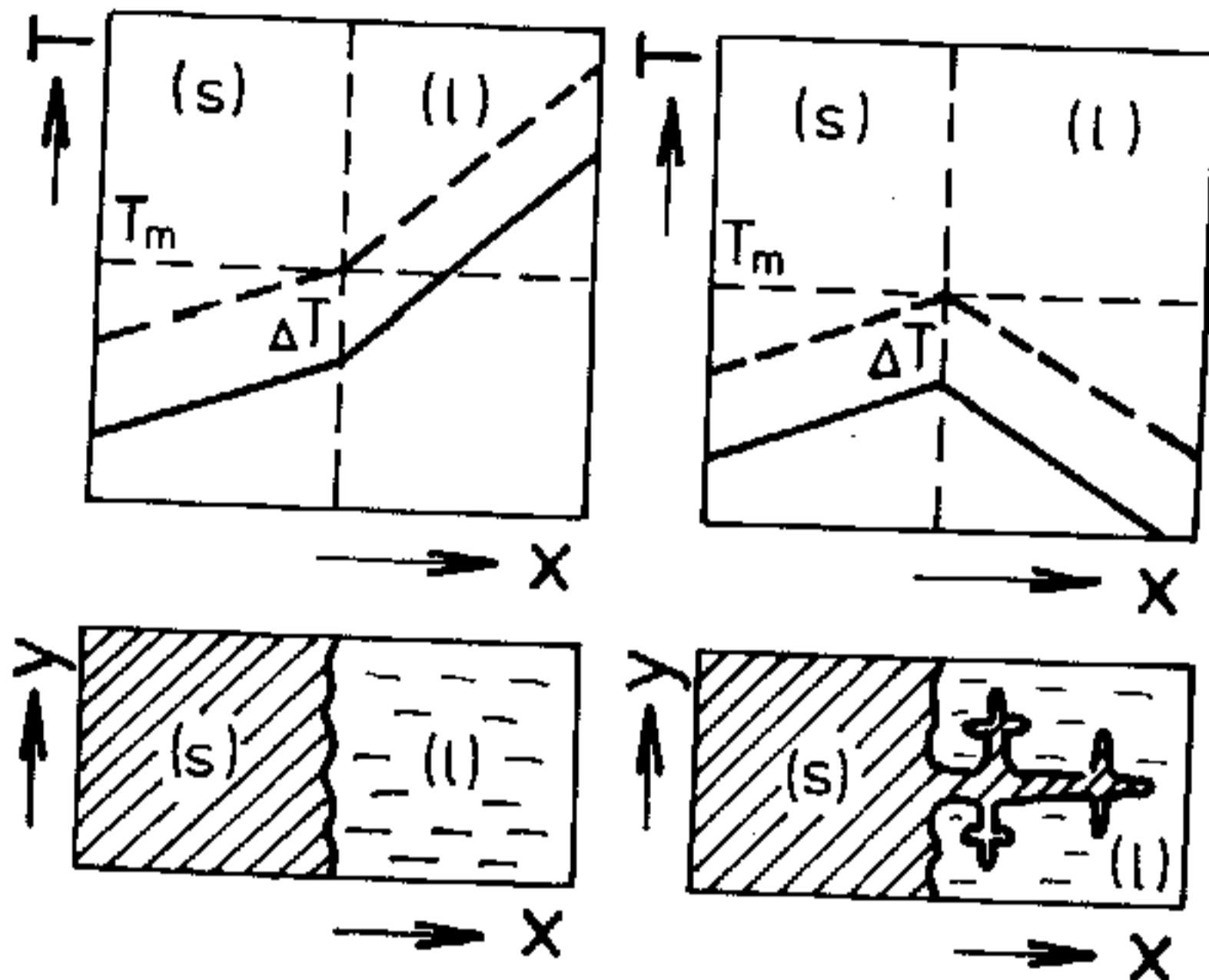
Vnitřní stavba a morfologie tuhé fáze jsou velmi variabilní. Při nízkých teplotách depozice může být tuhá fáze amorfní nebo tvořena malými defektními krystaly, ale i vláknitými monokrystaly - whiskery. Při vyšších teplotách depozice se tuhá fáze zpravidla skládá z orientovaných, někdy sloupcovitých krystalů.

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 difúze 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. 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. 2-33a) je pohyb fázového rozhraní řízen rychlostí odvodu uvolněné entalpie tuhnutí 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. 2-33b) v ta-

venině může být entalpie tuhnutí 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.2-33

Průběh teploty v kapalně a v tuhé fázi při krystalizaci a charakter fázového rozhraní

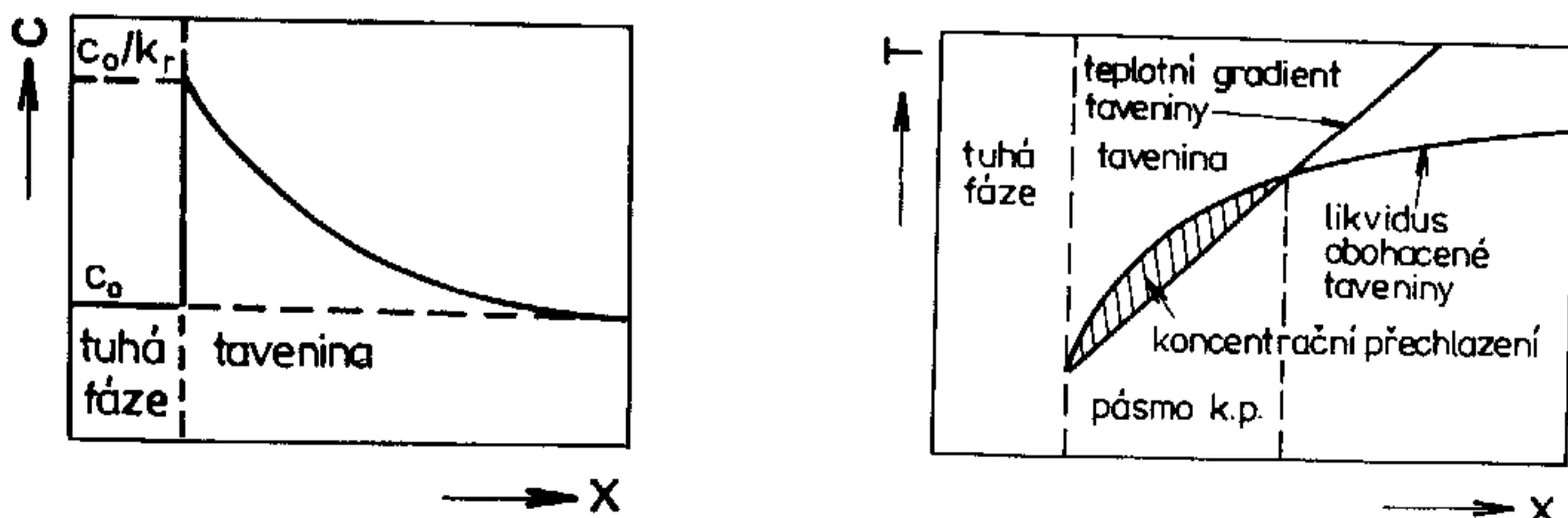
- (a) při kladném teplotním gradientu
- (b) při záporném teplotním gradientu

Při tuhnutí ingotu v kokile vzniká na povrchu ingotu poměrně tenká vrstva velmi drobných polyedrických, náhodně orientovaných krystalů v důsledku velkého přechlazení, při kterém působí velký počet zárodků. V další etapě vzniká při záporném teplotním gradientu v tavenině

pásno 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 slutinách 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 rozdělovací 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.2-34a). Ke koncentračnímu (konstitučnímu) přechlazení



Obr.2-34 Ustálený koncentrační profil (a) a koncentrační přechlazení (b) při tuhnutí slitiny

zení dojde při kladném teplotním gradientu v tavenině blízké fázovému rozhraní, když její skutečná teplota je nižší než teplota likvidu legúrou obohacené taveniny (obr.2-34b). Je-li pásmo koncentračního přechlazení x_{kp} úzké, nemohou se síce 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 sva-
rech přechází buněčná morfologie v jemné buněčné dendrity.

K dosažení jemného zrna ve střední části odlitku a k jejímu zvětšení 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 velikost zrna \bar{V} fáze vzniklé krystalizací (primární fáze) je úměrná podílu poměrné rychlosti růstu \dot{X} a rychlosti nukleace \dot{N}_V ($\bar{V} \sim \dot{X} / \dot{N}_V$). 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 i legúr.

Nerovnoměrné rozdělení nečistoty nebo legúry mezi koexistující fází 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 non-variantní fázové 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 přechlazená, nukleuje fáze β . Obě fáze se vzájemně prorůstají tak, že zrno eutektika je tvořeno jedním zrnem fáze α a jedním zrnem fáze β . Velká povrchová energie fázového rozhraní α/β favorizuje lamelární morfologii eutektika. Čím menší je rychlost chladnutí \dot{T} , tím delší čas je na příčnou difúzi, takže mezilamelární vzdálenost λ se zvětšuje ($\lambda^2 \cdot \dot{T} = \text{konst.}$). Pokud obě fáze mají nízkou entropii krystalizace, což je u kovů obvyklé, je fázové rozhraní mezi tuhou fází a taveninou nefasetové a naopak. Nečistoty ovlivňují především růstové děje tím, 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).

Tuhotím taveniny slitin při extrémně velkých rychlostech chlazení (10^5 až 10^{10} K.s⁻¹) vznikají metastabilní přechodové fáze nebo amorfní fáze (kovová skla). Příkladem přechodových fází jsou přesycené tuhé roztoky, intermetalické fáze nebo fáze ϵ (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.2-10) je zřejmé, že amorfizace je podle termodynamického dělení fázovou přeměnou II.druhu, když rozdíl mezi měrným objemem amorfní a krystalické fáze je 1 až 2 %. Teplota přechodu do skelného stavu T_g je tím nižší, čím menší je rychlost chlazení. 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, ozářením, mechanickým legováním) je přímcou přeměnou slitiny podrobené vhodnému procesu, který vyvolává neuspořádanost a může být chápána 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 I.druhu s dobře definovaným fázových 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

$$\Delta G = - \Delta G_{ch} + \Delta G_p + \Delta G_d \quad (2.27)$$

Člen ΔG_{ch} se určí z rozdílu volných entalpií složek tvořících novou a původní fázi. 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 difúzním 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

$$V_v = 1 - \exp(-C \cdot t^n) \quad (2.28)$$

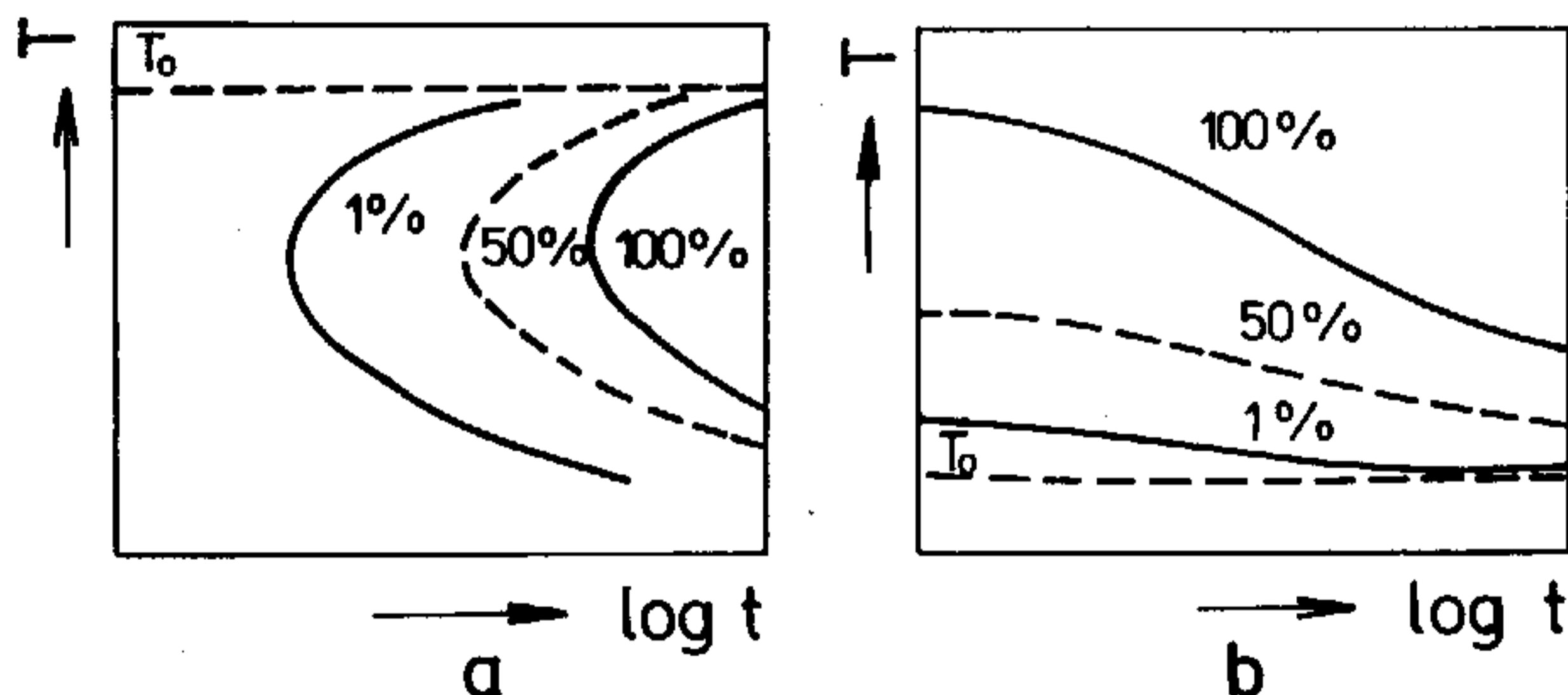
Konstanta C závisí jak na rychlosti nukleace, tak i na rychlosti růstu. Rychlost nukleace se exponenciálně zvyšuje s rostoucí hybnou silou ΔG , teplotou a s klesající aktivační entalpií difúze. Teplotní závislost rychlosti růstu je složitější, protože při teplotě $T < T_0$ (T_0 = termodynamicky rovnovážná teplota) je pro malé přechlazení $\Delta T = T_0 - T$ malá hybná síla ΔG , a pro velké přechlazení (nízké teploty) je zase malá difuzivita. Z toho plyne typický tvar písmene "C" izotermických transformačních diagramů (obr.2-35a). Při $T > T_0$ se však rychlost růstu s rostoucí teplotou zvětšuje, takže v příslušných transformačních diagramech jde o trvale klesající závislost (obr.2-35b). Anizotermická kinetika je charakterizována křivkami, které mají mírně odlišný tvar a jsou při ochlazení posunuty k nižším teplotám a delším časům, při ohřevu k vyšším teplotám a delším časům.

Alotropické, polymorfní a masivní 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 změn teploty a tlaku jak s tepelně aktivovaným růstem, tak i s atermálním růstem (martensitické přeměny). Tepelně aktivované přeměny s přenosem hmoty pouze na krátkou vzdálenost se označují za masivní.

Není-li alotropická přeměna provázána změnou charakteru meziatomových vazeb, nedochází k velkým objemovým změnám a teplota přeměny je málo závislá na tlaku. Je tomu tak např. při přeměně $Fe \gamma$ (k.p.s.) \rightarrow $Fe \alpha$ (k.t.s.) - obr.2-26. Při vysokých tlacích mohou vznikat další fáze např. $Fe \xi$ (š.t.u.).



Obr.2-35 Transformační diagramy pro izotermickou kinetiku fázové přeměny v tuhém stavu : (a) $T < T_0$, (b) $T > T_0$

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 $\gamma \rightarrow \alpha + \beta$. Vysokoteplotní fáze může být tuhým roztokem nebo intermetalickou fází. Fáze tvořící eutektoid mají zpravidla značně rozdílnou koncentraci legujících prvků.

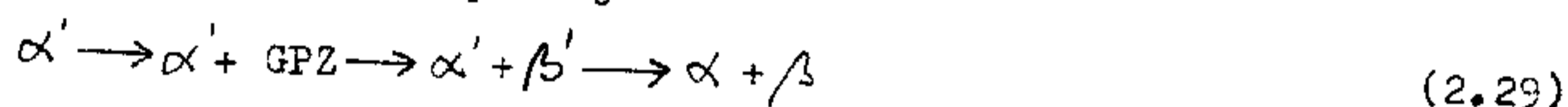
Při bainitické přeměně (ve slitinách železa, mědi, uranu aj.) je možná difúze pouze jedné komponenty, ale rovněž vzniká heterogenní směs.

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. zkrěhnutí či zcitlivění vůči mezikrystalové korozi.

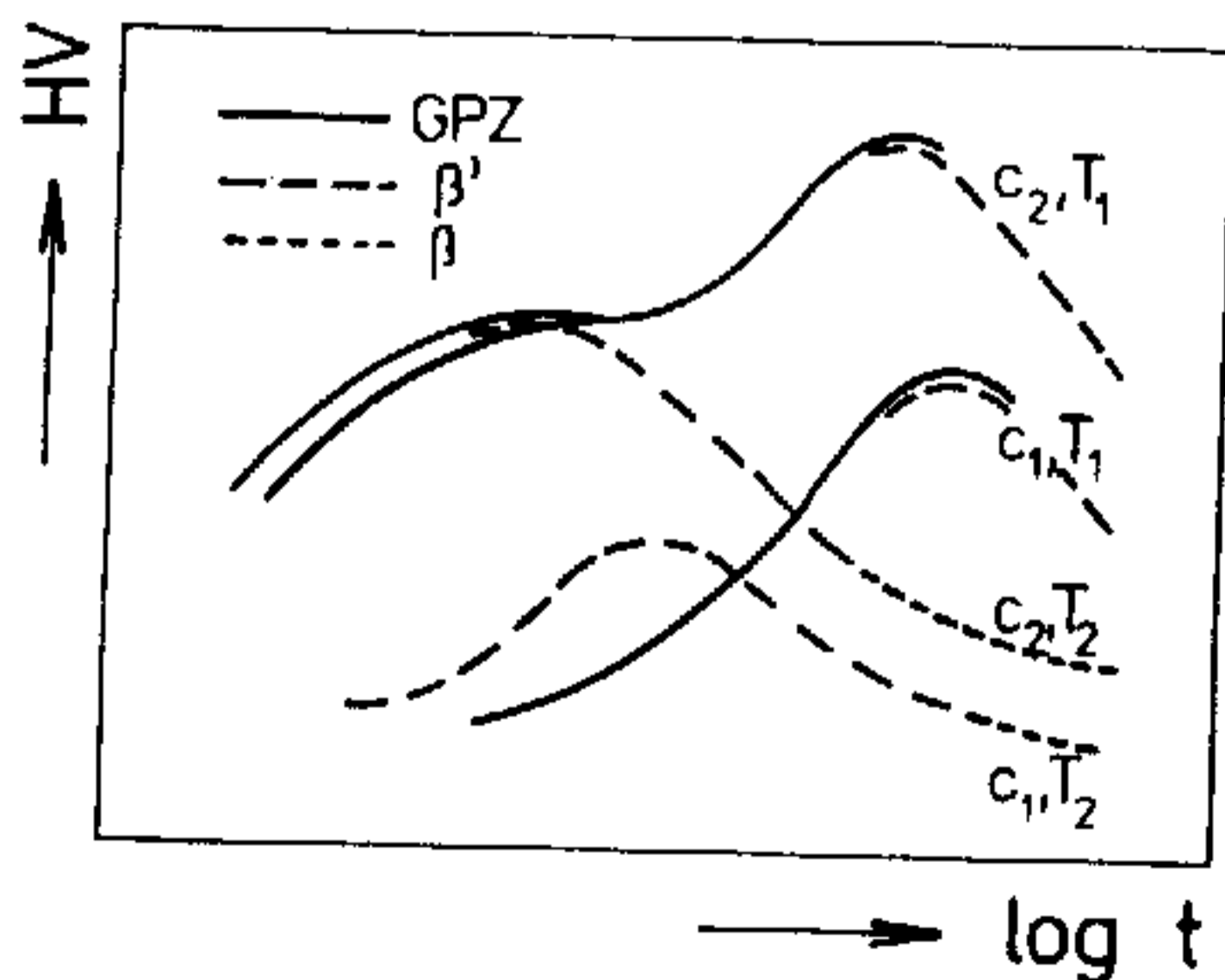
Příčinou precipitačního rozpadu tuhého roztoku je jeho přesycení nějakým prvkem, které nastane za nízkých teplot anebo při pomalém ochlazení, případně vlivem plastické deformace. Precipitační rozpad přesyceného tuhého roztoku, který probíhá při teplotě okolí nebo při nízkých teplotách se nazývá stárnutí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

Mechanismus precipitace se skládá z heterogenní nukleace a difúzního růstu částic precipitátu. Precipitací fáze β z přesyceného tuhého roztoku α' předchází za určitých podmínek segregační 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_{β} (při $T = \text{konst.}$), ale také nejmenší hybnou sílu $\Delta G = G_{\beta} - G_{\alpha'}$ 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.2-36. Pokles zpevnění, ke kterému dochází v pozdějších stádiích, tj. při prestárnutí, je způsobeno hrubnutím precipitátu.



Obr.2-36

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 žíhání ocelí nebo první etapa vytvrzování slitin hliníku, niklu 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.35b, 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 reliefem.

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 lačková a dislokační, ale u vysokouhlíkového martensitu disková a dvojčatová.

Základní představu o termodynamice martensitické přeměny dává teplotní závislost volné entalpie (obr.2-37). Hybná síla přeměny

$$\Delta G = G_{\alpha_m} - G_{\gamma} = -(G_{\gamma} - G_{\alpha'}) + (G_{\alpha_m} - G_{\alpha'}) \quad (2.30)$$

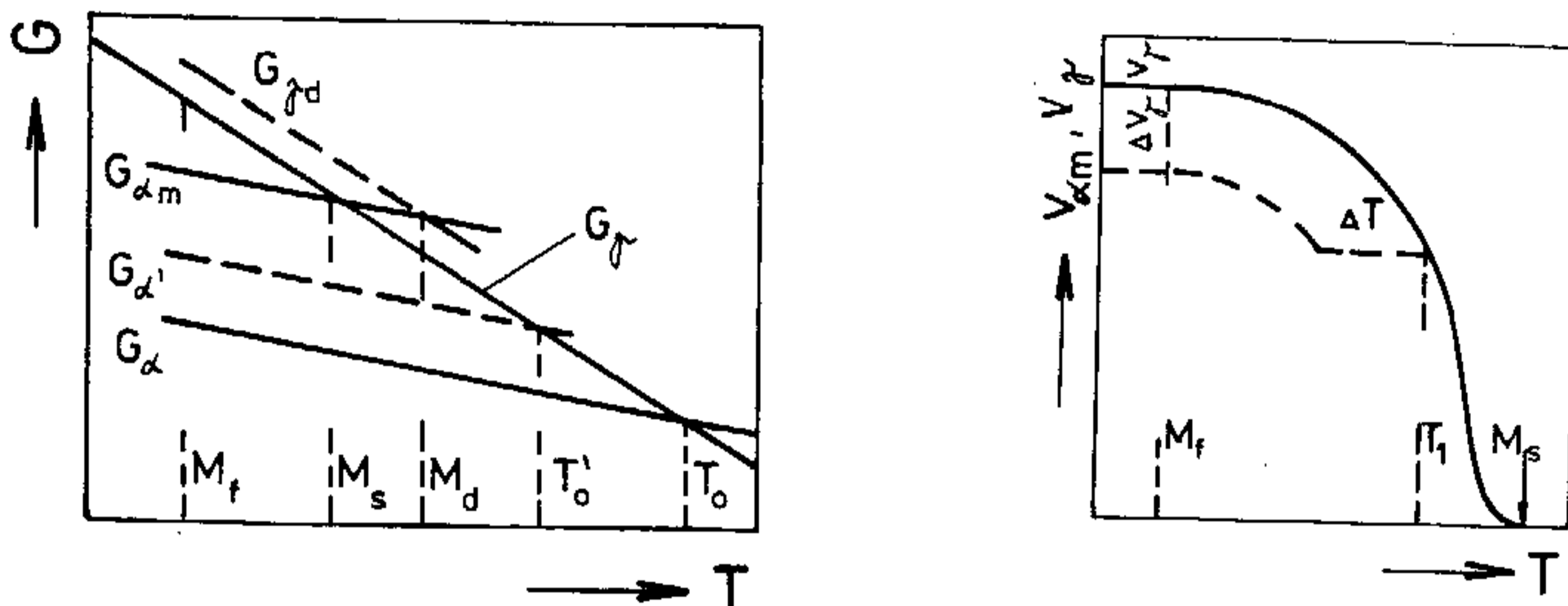
kde záporný první člen je ryze termodynamický a druhý mechanický, představuje energii elastických deformací mřížky martensitu. Volná entalpie martensitu G_{α_m} je vyšší než $G_{\alpha'}$ přesycené fáze α' , která vzniká z fáze γ při teplotě T_0 , kdežto martensit při teplotě M_s . Martensitická přeměna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

Kinetika 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. Přerušeni ochlazování např. při teplotě T_1 nebo zmenšení rychlosti ochlazování proto vede ke zvětšení objemo-

vého podílu (ΔV_γ) zbytkového austenitu (obr.2-38). Ve slitinách ~~neobsahujících~~ intersticiální prvky nedochází k tepelné stabilizaci původní fáze a martensitická přeměna může probíhat i izotermicky. Při anizotermické transformaci lze vyjádřit teplotní závislost objemového podílu martensitu vztahem

$$V_V = 1 - \exp [-K(M_S - T)] \quad (2.31)$$

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.2-37 (vlevo) Teplotní závislost volných entalpií při martensitické přeměně
Obr.2-38 (vpravo) Teplotní závislost objemových podílů martensitu a zbytkové fáze

2.5.3 Rovnovážné diagramy

Rovnovážné diagramy vymezují oblasti existence jednotlivých fází ve mnoho-složkových soustavách. K popisu těchto soustav je při neměnicím 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 všech složek ve slitině.

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

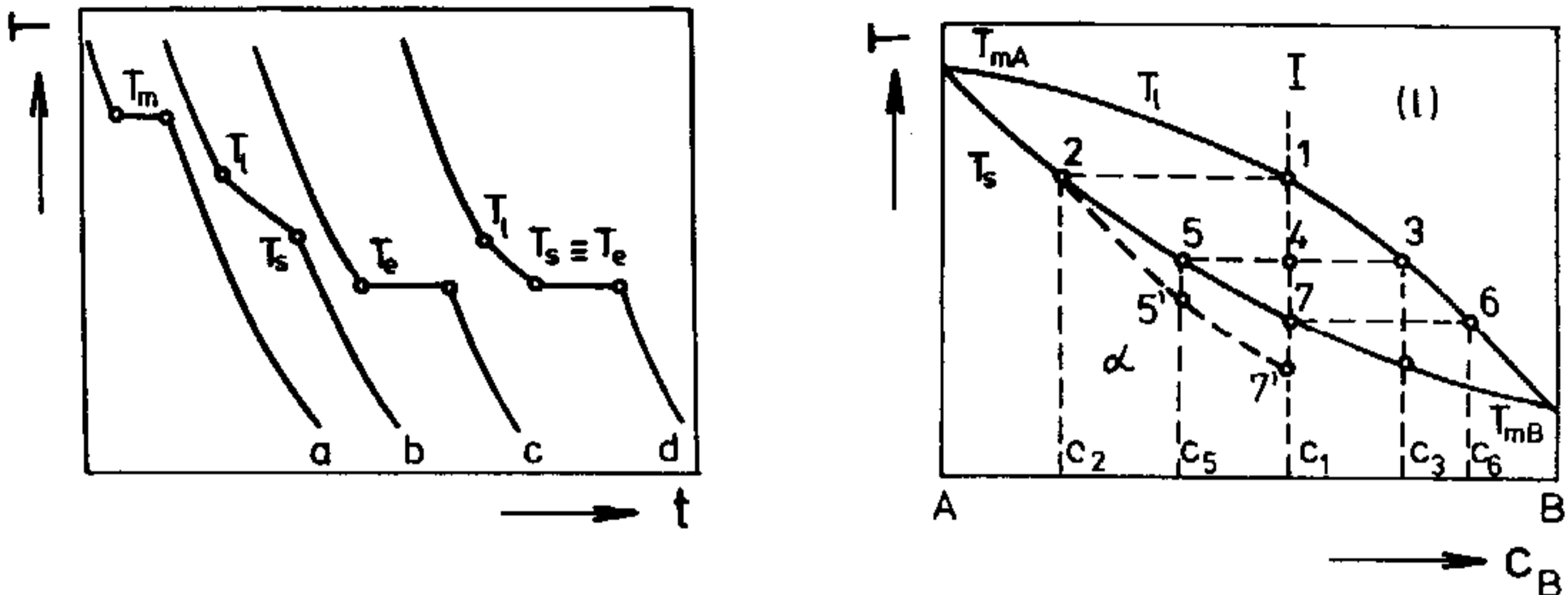
U všech dále popisovaných diagramů předpokládáme úplnou rozpustnost složek v kapalném stavu. Podle vzájemné rozpustnosti složek v tuhém stavu rozlišujeme tři základní typy rovnovážných diagramů, a to s úplnou (neomezenou) rozpustností v tuhém stavu, s úplnou nerozpustností v tuhém stavu a s částečnou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

Nejprve se budeme zabývat základními typy binárních rovnovážných diagramů.

Binární rovnovážné diagramy s úplnou rozpustností složek v tuhém stavu

Křivky chladnutí čisté složky a binární slitiny s úplnou vzájemnou rozpustností obou složek v kapalném i tuhém stavu jsou na obr.2-39 (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_L a T_S . Mezi těmito teplotami dochází ke zpomalenému ochlazování v důsledku uvolnění entalpie tuhnutí (krystalizace). Vynesením teplot počátků tuhnutí (T_L) získaných z křivek

chladnutí slitin s odstupňovaným složením v souřadnicích teplota-složení podle obr.2-40 získáme křivku počátku tuhnutí - tzv. likvidus. Obdobně vynesem teplot konců tuhnutí (T_s) získáme křivku konce tuhnutí - solidus. Likvidus a solidus tvoří příslušný rovnovážný diagram.



Obr.2-39 (vlevo) Druhy křivek chladnutí : a-čistá složka, b-slitina s úplnou rozpustností složek, c-eutektická slitina, d-podeutektická nebo nadeutektická slitina

Obr.2-40 (vpravo) Binární rovnovážný diagram s úplnou rozpustností složek A a B v kapalném a tuhém stavu

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

Krystalizaci libovolně zvolené slitiny I o koncentraci c_1 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 α o složení c_5 (bod 5) s taveninou o složení c_3 (bod 3). Při teplotě odpovídající izotermě 6-7 je krystalizace dokončována. Krystaly α dosáhly složení c_1 (bod 7). Pod touto teplotou je krystalizace skončena, slitina je tvořena krystaly tuhého roztoku α 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 mikrosegregaci, nestejnorodosti chemického složení mezi povrchem a jádrem ingotu nebo odlitku nazýváme makrosegregací.

Poměrná množství obou fází - krystalů a taveniny (dané jejich hmotností), které jsou během krystalizace v rovnováze, je možno zjistit pomocí pákového pravidla. Necht' úsečka $\overline{345}$ v obr.2-40 představuje páku. Má-li být tato páka se středem otáčení v bodě 4 v rovnováze, musí platit :

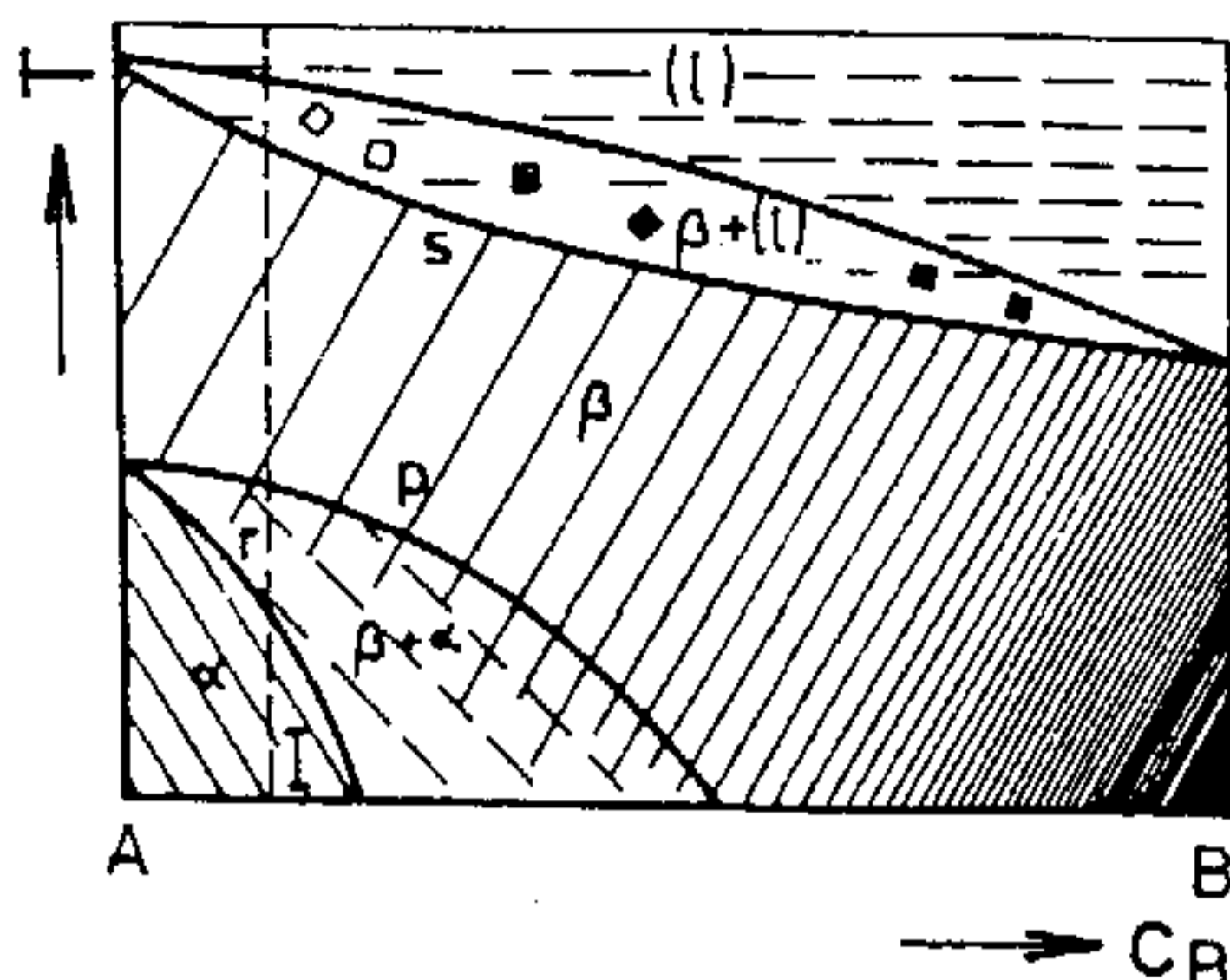
$$m_{\alpha} \cdot \overline{45} = m_l \cdot \overline{34} \quad (2.32)$$

kde m_{α} je množství tuhého roztoku α , m_l je množství taveniny. Je-li celkové množství (hmotnost) slitiny úměrné délce úsečky $\overline{35}$, potom pro vzájemný poměr množství obou fází koexistujících při zvolené teplotě platí vztah

$$\frac{m_{\alpha}}{m_{\beta}} = \frac{34}{45}$$

(2.33)

Podle rovnovážných diagramů v obr.2-39 krystalizují např. Cu-Ni, Au-Ag, Pd-Ag.



Obr.2-41

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

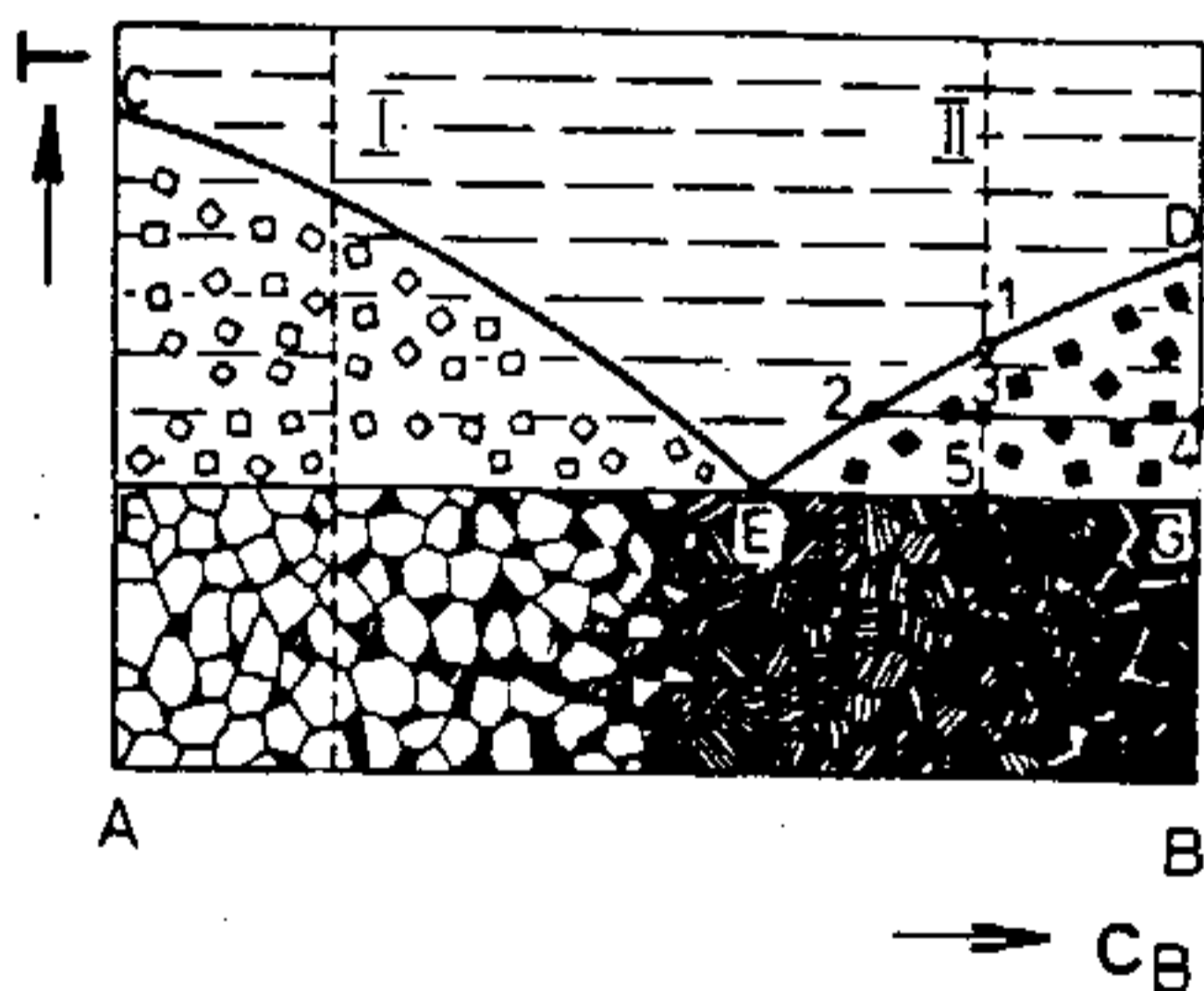
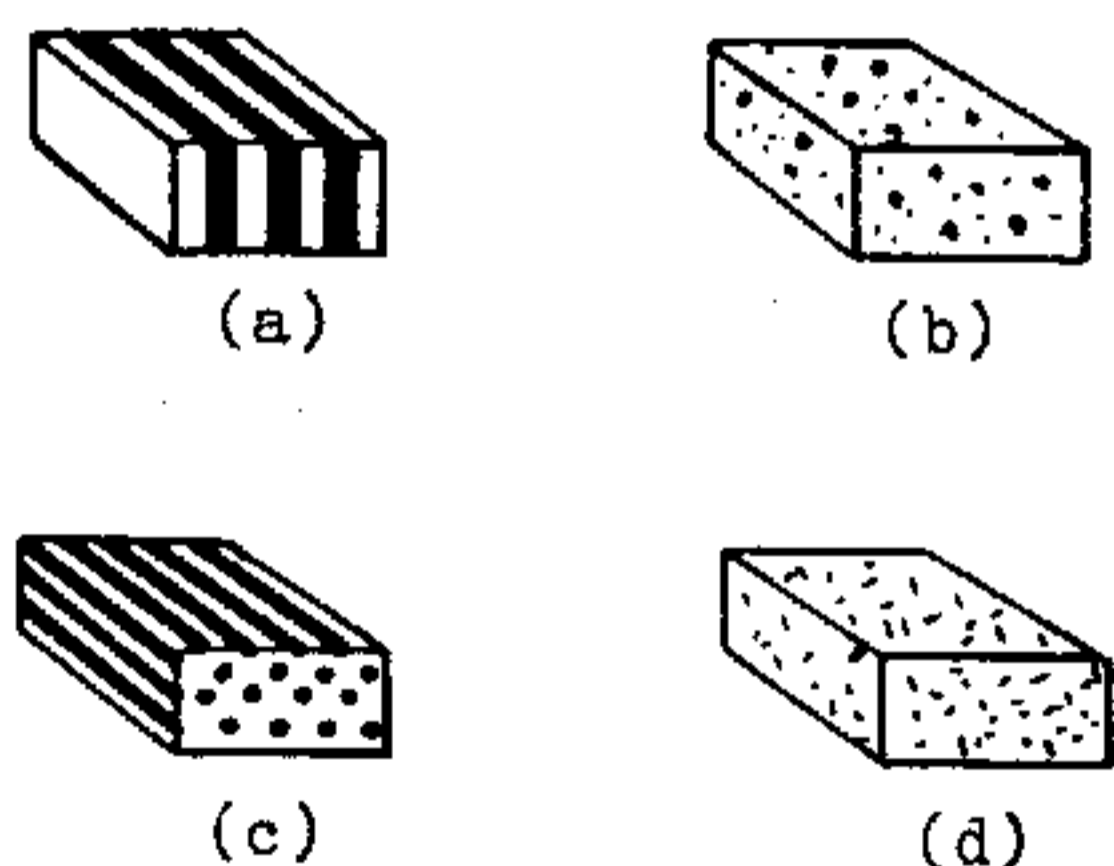
Dochází-li v dané slitině navíc k polymorfní přeměně - přeměně tuhého roztoku β v tuhý roztok α , projeví se tento děj v rovnovážném diagramu dalšími křivkami - čarou počátku překrytalizace - p (obdoba likvidu) a čarou konce překrytalizace r (obdoba solidu) - obr.2-41. Postup překry-

stalizace mezi křivkami p a r je obdobný jako postup krystalizace mezi likvidem a solidem.

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 strukturní útvar, který nazýváme eutektikem.

Eutektikum (z řeckého et 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. 2-38, křivka c). V dané soustavě tuhne slitina eutektického složení jako poslední - při nejnižší teplotě. Druhy eutektika podle jeho vnitřní struktury jsou patrné z obr.2-42.



Obr.2-42 (vlevo) Schéma upořádání fází v binárním eutektiku : (a) lamelární, (b) globulární, (c) tyčinkovité, (d) jehlicovité

Obr.2-43 (vpravo) Binární rovnovážný diagram složek A a B vzájemně nerozpustných v tuhém stavu

Při konstrukci tohoto rovnovážného diagramu vyjdeme opět z odpovídajících křivek chladnutí. Křivka odpovídající eutektické slitině a křivka pro libovolně zvolenou neeutektickou slitinu jsou na obr.2-38. Z obrázku je patrné, že kromě zlomu odpovídajícímu teplotě počátku krystalizace (T_{ℓ}) se na křivce chladnutí

objevuje vodorovná prodleva odpovídající teplotě eutektické krystalizace T_e .

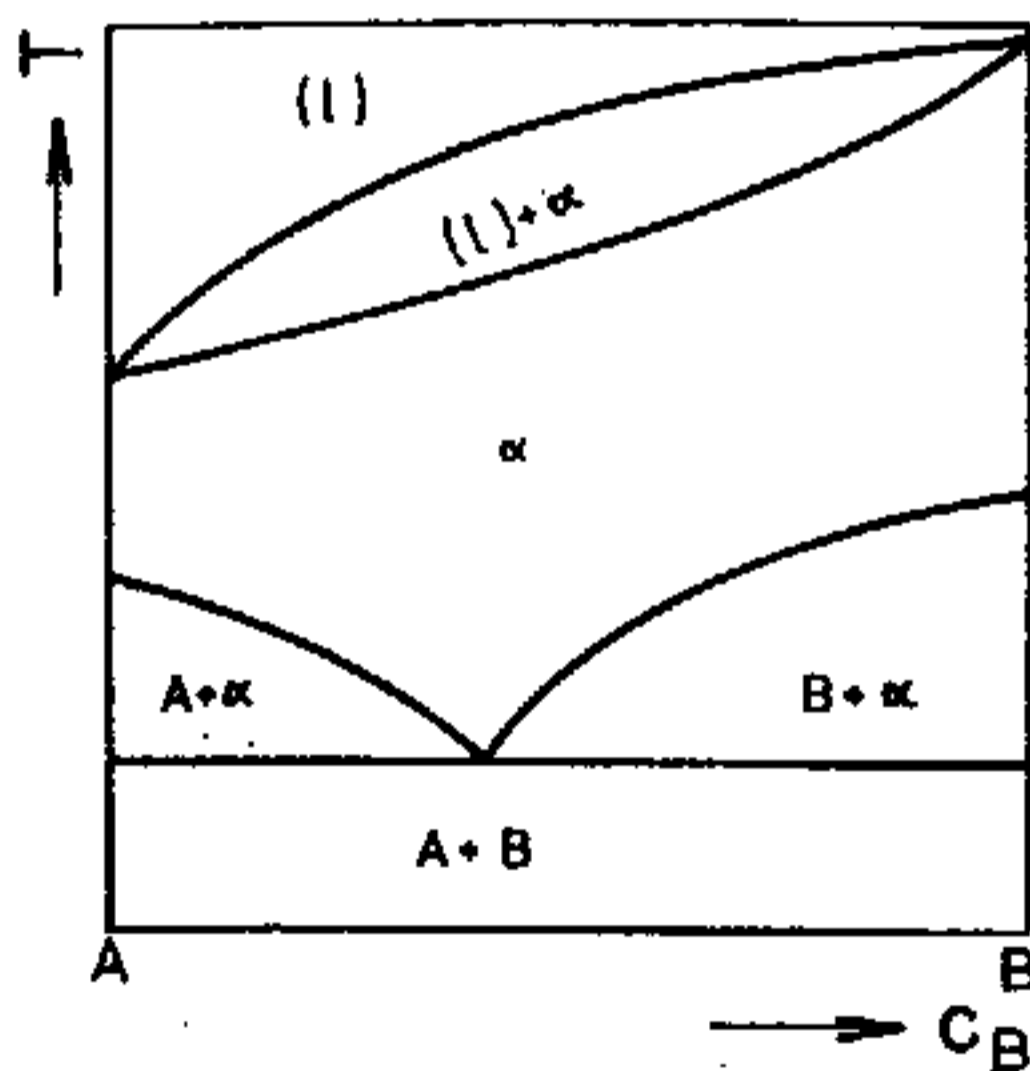
Konstrukce diagramu z křivek chladnutí je obdobná jako u diagramu s úplnou rozpustností obou složek v tuhém stavu a je patrna z obr.2-43. Likvidus je však v tomto případě tvořen dvěma větvemi CE a DE, které se protínají v eutektickém bodě E. Solidus je tvořen úsečkou FEG, tzv. eutektikálou. Oblast nad 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 patrna z příkladu pro nadeutektickou slitinu II na obr.2-43.

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 o složení 2. Vzájemný poměr množství krystalů m_B a množství taveniny $m(l)$ je opět dán pákovým pravidlem

$$\frac{m_B}{m(l)} = \frac{23}{34} \quad (2.34)$$

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

Podle rovnovážného diagramu z obr.2-43 krystalizují např. slitiny 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.2-44 Binární rovnovážný diagram složek A a B s eutektoidní přeměnou

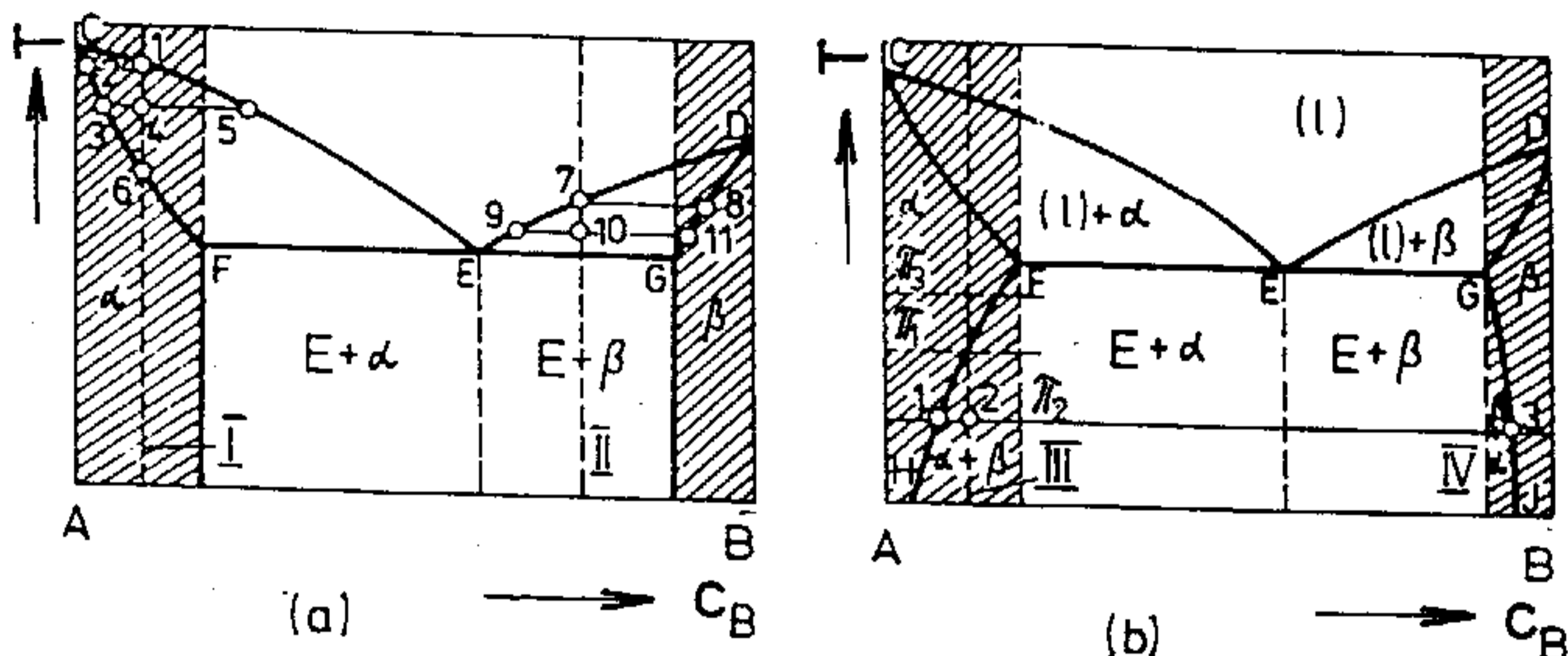
Eutektoidní přeměna, obdobně jako eutektická, probíhá při jedné konstantní teplotě. Na křivce chladnutí se projeví vodorovnou prodlevou. Rovnovážený diagram s eutektoidní přeměnou je znázorněn na obr.2-44. Primárně zkrystalizovaný tuhý roztok α se zde rozpadá na směs složek A a B. Překrystalizace podeutektoidních a nadeutektoidních slitin probíhá obdobně jako krystalizace podeutektických a nadeutektických slitin, vznikající eutektoid má lamelární nebo globulární charakter.

Binární rovnovážné diagramy s omezenou rozpustností v tuhém stavu

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

Příklady těchto rovnovážných diagramů s eutektickou přeměnou zachycuje obr.2-45. Slitiny náležející svým složením do vyčárkovaných částí diagramů krystalizují stejným způsobem jako slitiny v diagramu s úplnou rozpustností v tuhém stavu - vzniká tuhý roztok složky B 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 rozpustností v tuhém stavu, avšak s tím rozdílem, že primárně nevznikne z taveniny čistá složka, ale tuhý roztok α příp. β . Eutektikum je zde tvořeno směsí tuhých roztoků α a β 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.2-45a již k dalším změnám.



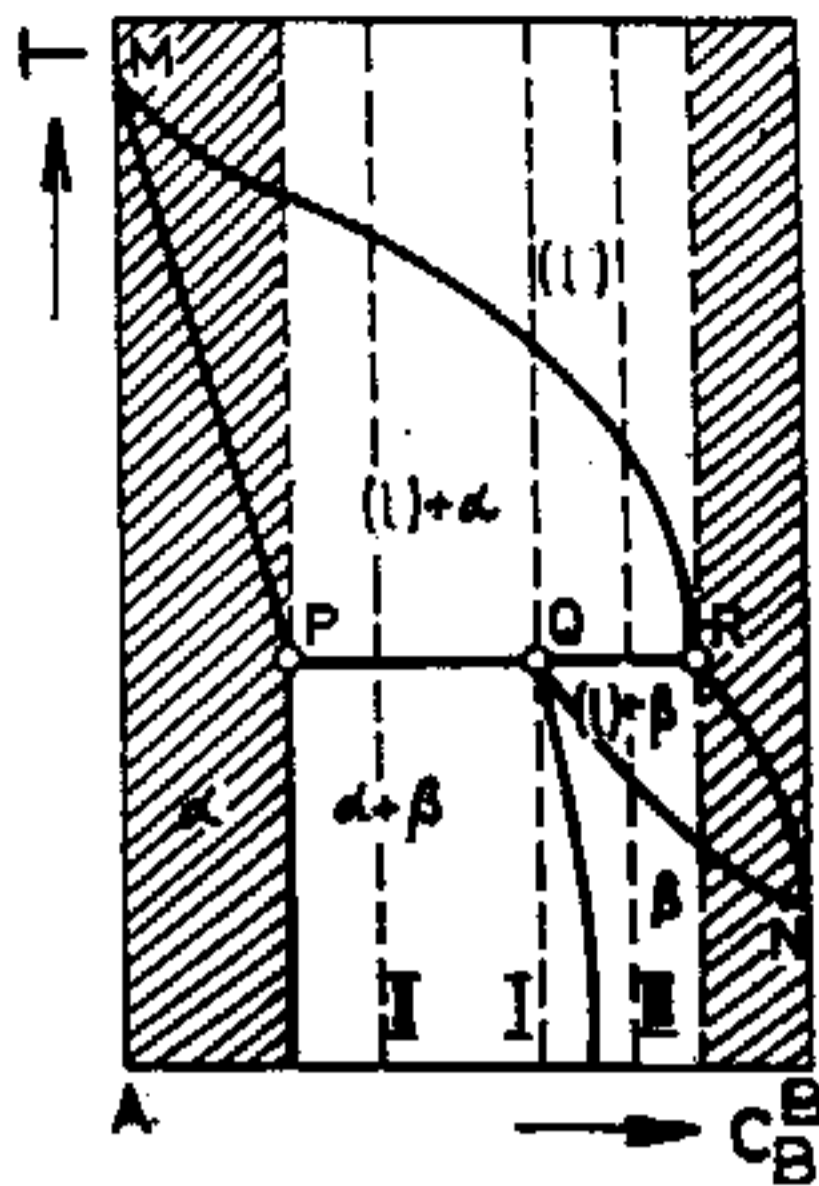
Obr.2-45 Binární rovnovážný diagram složek A a B s eutektickou přeměnou a omezenou rozpustností v tuhém stavu
(a) rozpustnost se s teplotou nemění, (b) rozpustnost s teplotou klesá

Slitiny krystalizující podle rovnovážného diagramu z obr.2-45b mají až do eutektické teploty obdobnou krystalizaci jako slitiny krystalizující v rovnovážném diagramu dle obr.2-45a. Pod eutektickou teplotou však dochází u slitin krystalizujících dle obr.2-45b 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 α pro slitinu III stává přesyceným. Proto z přesyceného tuhého roztoku α nastane vylučování fáze bohaté přebytečným kovem B - tuhý roztok β . Při pomalém ochlazení (malé přechlazení) se vylučování přebytečného kovu uskutečňuje přednostně po hranicích zrn tuhého roztoku α . Při rychlém ochlazení (velké přechlazení) může dojít k vylučování přebytečného kovu i uvnitř zrn tuhého roztoku α - precipitace. Vzájemný poměr množství m_α a m_β tuhých roztoků α a β lze opět určit pákovým pravidlem. Pro teplotu T_2 platí

$$\frac{m_\alpha}{m_\beta} = \frac{23}{12} \quad (2.35)$$

Ohřevem slitiny III z obr.2-45b do oblasti homogenního tuhého roztoku (např. na teplotu T_3) a následným rychlým ochlazením na teplotu místnosti se však 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 potom precipituje ve zvláštní velmi jemné formě uvnitř krystalů tuhého roztoku α . Tento způsob vyloučení přebytečné fáze má za následek růst tvrdosti uvažované slitiny. Hovoříme o jejím vytvrzování.

Podle rovnovážného diagramu v obr.2-45 krystalizují např. slitiny Cu-Ag, Al-Si, Pb-Sn.



Obr.2-46 Binární rovnovážný diagram složek A a B s peritektickou přeměnou

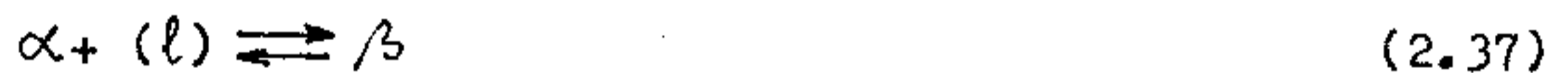
Na obr.2-46 je znázorněn třetí typ rovnovážného diagramu dvou složek s částečnou rozpustností v tuhém stavu - diagram s peritektickou reakcí (teplota tání slitin s rostoucím obsahem složky B klesá, s rostoucím obsahem složky A roste).

K vysvětlení krystalizace podle tohoto rovnovážného diagramu a k objasnění peritektické reakce je popsána krystalizace slitin I, II a III. Vyčárkovanými oblastmi diagramu se není třeba zabývat, neboť krystalizace v nich probíhá obdobně 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 z taveniny nejprve vylučují krystaly tuhého roztoku α . Těsně nad teplotou určenou body PQR, kterou nazýváme teplotou peritektickou, je ve slitině v rovnováze tavenina (l) a fáze α . Jejich poměrné množství je dáno pákovým pravidlem

$$\frac{m_{\alpha}}{m_{(l)}} = \frac{\overline{QR}}{\overline{PQ}} \quad (2.36)$$

Při peritektické teplotě spolu reagují tato množství fáze α a taveniny (l). Výsledkem reakce jsou krystaly tuhého roztoku β . Tuto peritektickou přeměnu je možno zapsat takto



Peritektická přeměna je vratná.

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

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

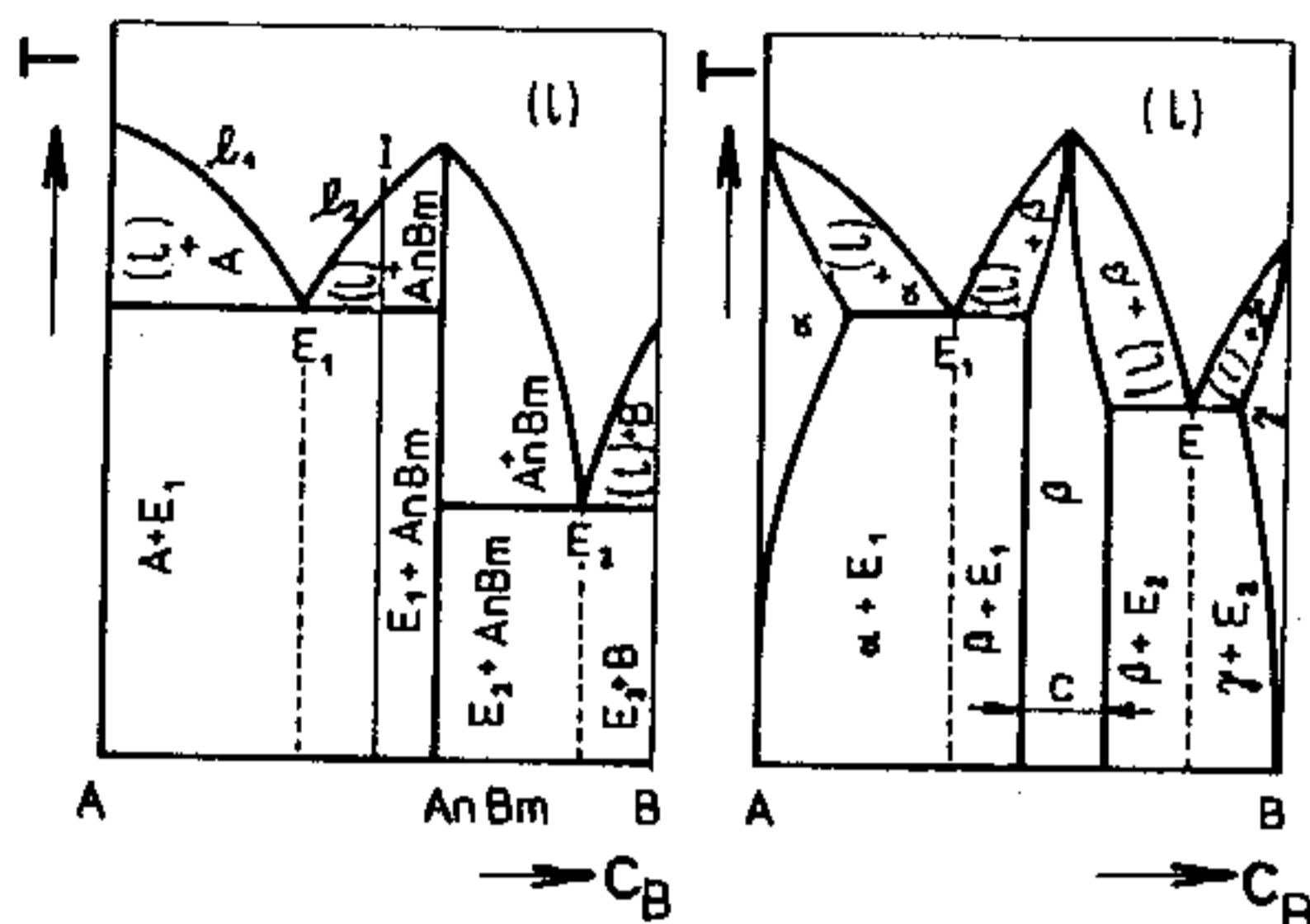


U slitin III je situace obdobná, avšak s tím rozdílem, že převažuje množství taveniny. Proto se v tomto případě při peritektické reakci spotřebuje veškerá fáze α , ale pouze část taveniny na vznik fáze β . Zbylá tavenina se postupně přemění na fázi β krystalizací probíhající mezi likvidem RN a solidem QN. Proto po skončení krystalizace obsahuje slitina III pouze fázi β , avšak vzniklou dvojnásobným způsobem. Jednak peritektickou přeměnou fáze α s taveninou, jednak přímou krystalizací z taveniny.

Peritektická reakce se vyskytuje např. u slitin železa s uhlíkem, 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.2-47 Binární rovnovážný diagram složek A a B při vzniku intermediární fáze (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.2-47. V obr.2-47a vzniká při obsahu A_nB_m intermediární fáze konstantního složení, která rozděluje příslušný rovnovážný diagram na dva již známé diagramy základního typu. Intermediární fáze β v obr.2-47b 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.2-47a se nejprve z taveniny vylučuje 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_1 je tvořeno směsí krystalů čisté složky A a intermediární fáze A_nB_m .

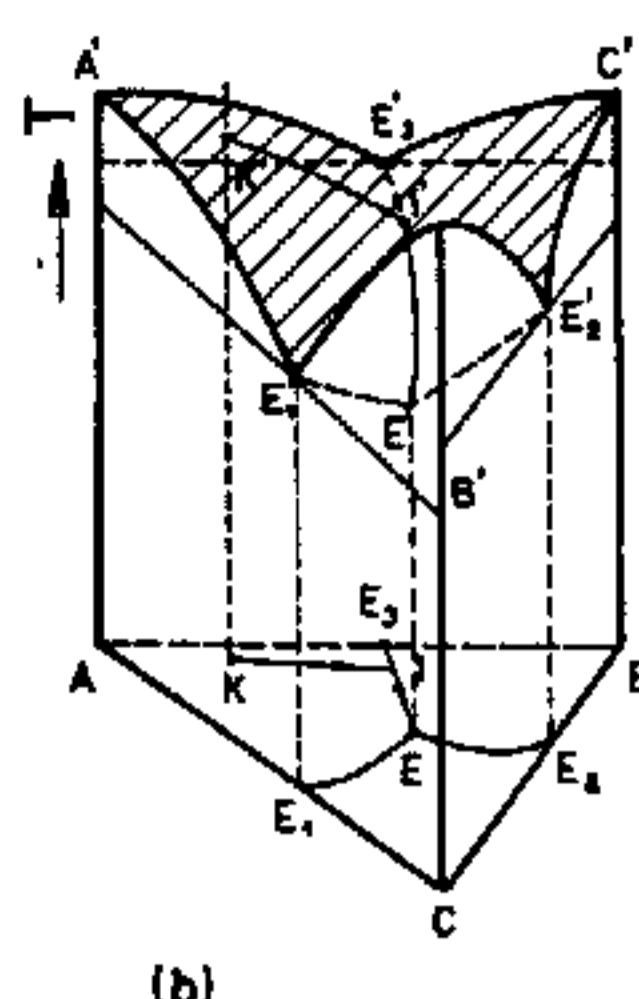
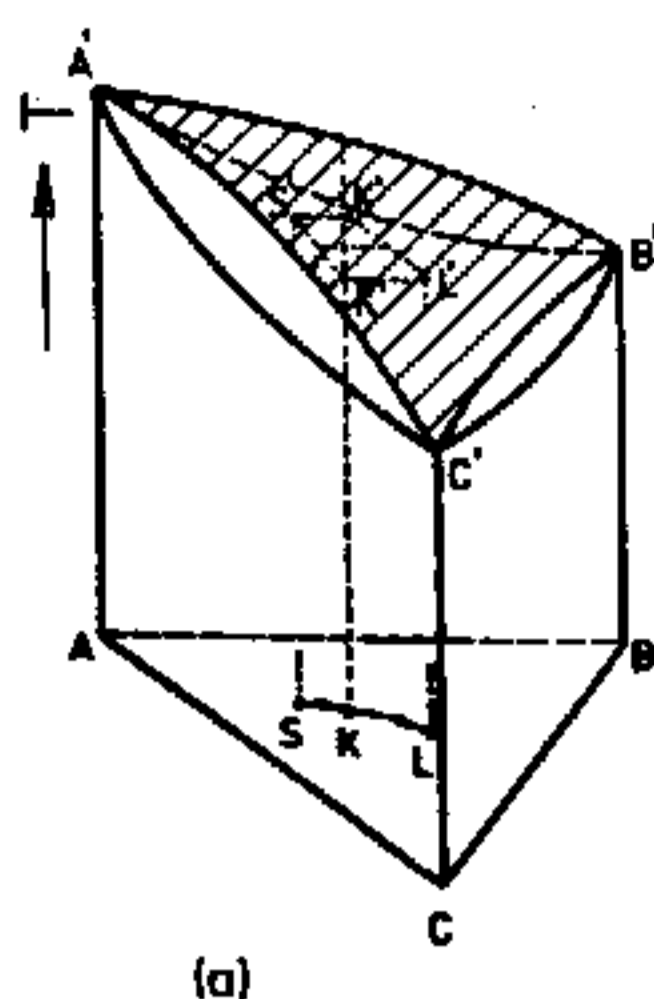
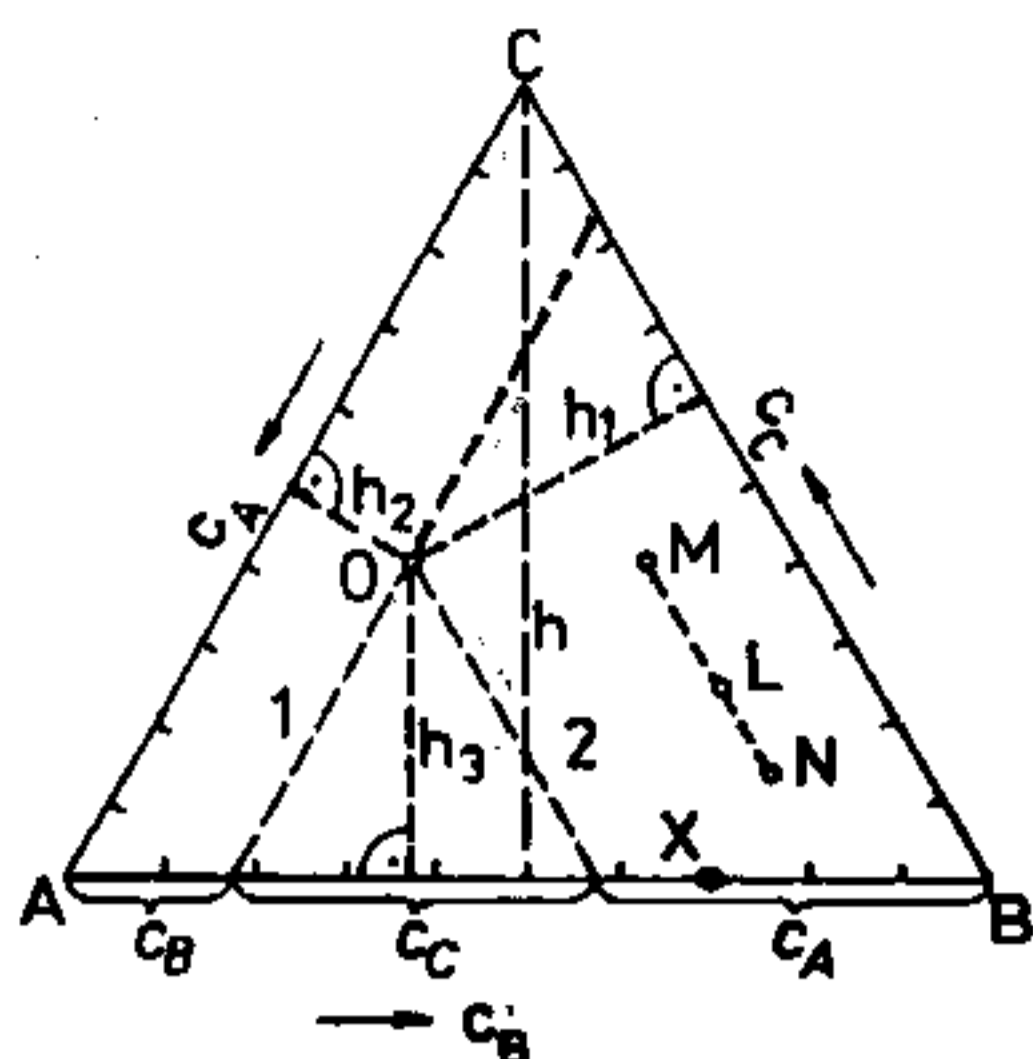
Jednoduché ternární diagramy

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 vynášší teplota. Základnu diagramu tvoří rovnostranný trojúhelník - nazývaný koncentrační trojúhelník (obr.2-48). Jeho vrcholy označují čisté složky A, B, C. Kterýkoliv bod uvnitř koncentračního trojúhelníku udává složení ternární slitiny. Např. bod O odpovídá slitině s koncentrací složek c_A , c_B , c_C . Vedeme-li bodem O rovnoběžky s dvěma stranami trojúhelníka, vytknou tyto rovnoběžky na třetí straně úseky udávající procentuální složení slitiny (obr.2-48 - přímky 1 a 2, úseky c_B , c_C , c_A). 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 O) 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 (c_B u přímky 1). Ternární slitiny odpovídající přímce procházející vrcholem mají stejný poměr zbývajících složek.

Při uplatnění 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.



Obr.2-48 Koncentrační trojúhelník ternární soustavy složek A , B , C (vlevo)

Obr.2-49 Ternární rovnovážný diagram složek A , B , C v tuhém stavu vzájemně dokonale rozpustných (a) nebo nerozpustných (b)

Na obr.2-49a je ternární diagram tří složek s úplnou rozpustností v kapalném i tuhém stavu. Je možno si představit, že 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 α . Pod plochou solidu existují pouze krystaly tuhého roztoku α . 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).

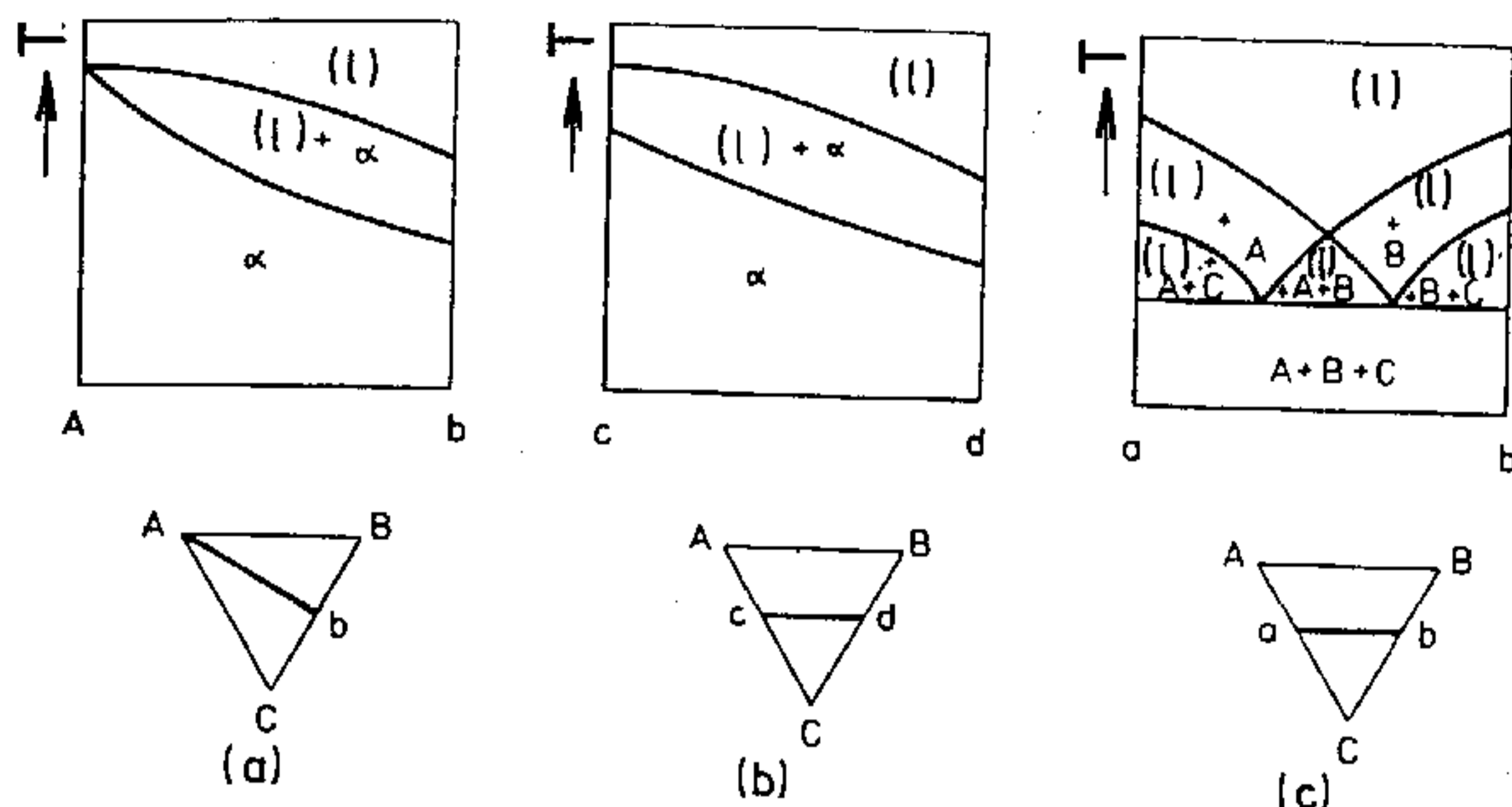
Na obr.2-49b je uveden ternární rovnovážný diagram tří složek vzájemně nerozpustných v tuhém stavu. Likvidus je tvořen třemi plochami, které vycházejí z teplot tání čistých složek (body A'B'C'). Vždy dvě plochy likvidu se protínají v hraničních čarách E_1E' , E_2E' , E_3E' , které odpovídají krystalizaci 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.

Změny složení taveniny během krystalizace slitiny K jsou znázorněny šipkami v koncentračním trojúhelníku. Složení taveniny se pohybuje po křivce $K \rightarrow 1 \rightarrow E$. 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 - izotermické řezy nebo, a to častěji kolmo k základně - vertikální řezy.

Vertikální řezy se vedou zpravidla buď vrcholem koncentračního trojúhelníka (obr.2-50a) nebo rovnoběžně s jeho stranou (obr.2-50b,c). Řezy vedené vrcholem koncentračního trojúhelníka zobrazují slitiny s konstantním poměrem složek určených zbývajícím vrcholy koncentračního trojúhelníka. Řezy vedené rovnoběžně se stranou koncentračního trojúhelníka zobrazují slitiny s konstantním množ-

střím složky odpovídající protilehlému vrcholu koncentračního trojúhelníka.



Obr.2-50 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

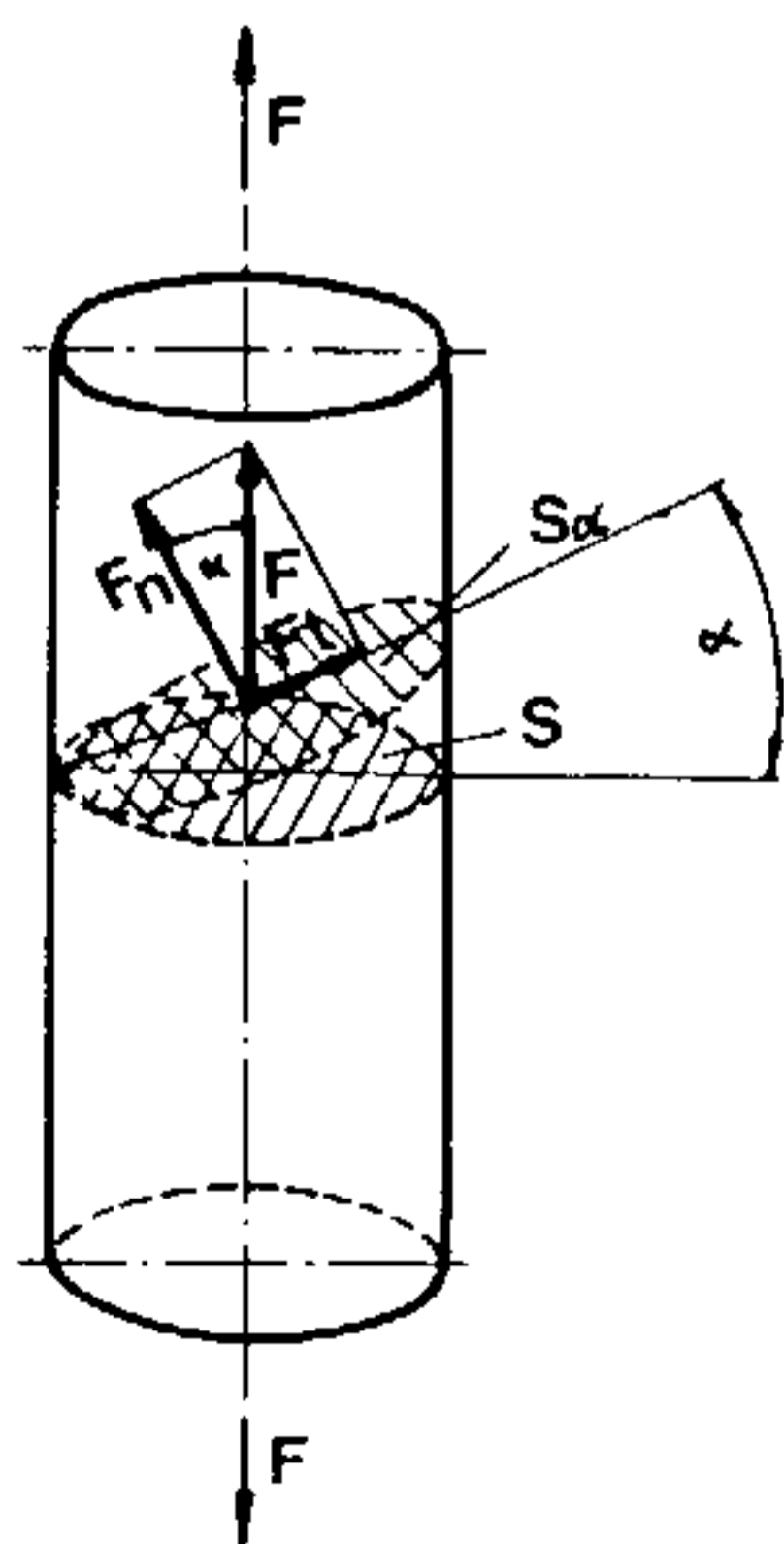
2.6 Deformace, rekrytalizace a lomy materiálu

Působení 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.2-51) vzniká v jeho průřezu o ploše S kolmém k ose normálové osově napětí

$$\sigma = \frac{F}{S} \quad [\text{MPa}] \quad (2.39)$$



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

$$F_n = F \cdot \cos \alpha \quad F_t = F \cdot \sin \alpha \quad (2.40)$$

Odpovídající normálové napětí σ_α a smykové (tečné) napětí τ_α lze vyjádřit

$$\sigma_\alpha = \frac{F_n}{S_\alpha} = \frac{F \cdot \cos \alpha}{S} = \frac{F}{S} \cos^2 \alpha = \sigma \cdot \cos^2 \alpha \quad (2.41)$$

$$\tau_\alpha = \frac{F_t}{S_\alpha} = \frac{F}{S} \sin \alpha \cos \alpha = \sigma \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha \quad (2.42)$$

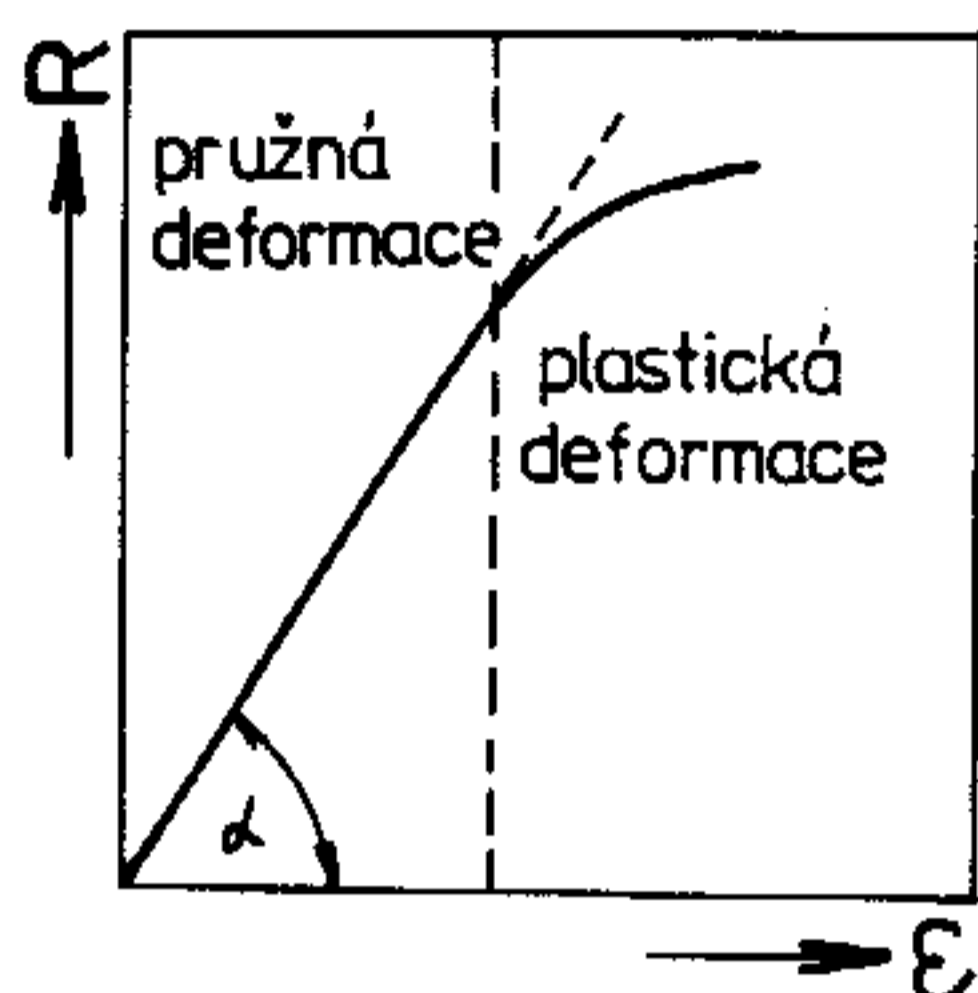
Obr.2-51 Schema tahového zatížení válcové tyče silou F působící v ose tyče

Ze vztahu (2.42) 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 (2.39) 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 .

2.6.2 Deformace

Napětí vyvolávané v tělese vnějšími silami vede k jeho deformaci. Proti vnějším silám však působí síly vnitřní, snažící se udržet atomy v původních polohách a tak deformaci zabránit. Průběh meziatomových sil v závislosti na vzdálenosti atomů zachycuje obr.2-7.



Obr.2-52 Závislost mezi napětím R a deformací ϵ

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 vztahem

$$\epsilon = \frac{\Delta L}{L_0} = \frac{L - L_0}{L_0} \quad (2.43)$$

Kromě toho zavádíme ještě skutečnou deformaci označovanou φ nebo $\bar{\epsilon}$, která vychází z okamžitého deformačního stavu a charakterizuje změnu výchozí délky v každém okamžiku deformace. Platí $d\varphi = \frac{dL}{L}$, tedy

$$\varphi = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} \quad (2.44)$$

Skutečnou deformaci můžeme vyjádřit pomocí poměrné deformace

$$\varphi = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \left(\frac{L_0}{L_0} + \frac{L - L_0}{L_0} \right) = \ln(1 + \epsilon) \quad (2.45)$$

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 odpudivých meziatomových sil eliminován (obr.2-7). Zhruba je možno uvažovat, že elastická deformace je časově nezávislá, tj. že sleduje zatížení bez zpoždění.

V oblasti pružných deformací je poměrné prodloužení ϵ přímo úměrné napětí R (obr.2-52), platí zde známý Hookeův zákon

$$R = E \cdot \epsilon \quad (2.46)$$

kde E je modul pružnosti v tahu.

Energie pružné deformace A odpovídá ploše pod přímkou na obr.2-52 a můžeme ji tedy vyjádřit

$$A = \frac{1}{2} R \cdot \varepsilon = \frac{1}{2} \frac{R^2}{E} \quad (2.47)$$

Modul pružnosti je jednou z materiálových konstant charakterizující **tuhost** materiálu. Reciproká hodnota modulu pružnosti je měřítkem poddajnosti materiálu v oblasti pružných deformací. Moduly pružnosti E vybraných materiálů udává tab.2-III.

Tabulka 2-III Moduly pružnosti vybraných materiálů

Materiál	Modul pružnosti E [MPa]	Materiál	Modul pružnosti E [MPa]
oceli	1,85 až 2,15.10 ⁵	anorganická skla	6,0 až 8,5.10 ⁴
litiny	0,4 až 1,3.10 ⁵	plasty nevyztužené	0,1 až 4,0.10 ³
Al slitiny	0,7.10 ⁵	plasty vyztužené	0,15 až 1,4.10 ⁵
Cu slitiny	1,0 až 1,2.10 ⁵	vlákna	
karbid křemíku	4,0.10 ⁵	pryže	0,15 až 1,5.10 ¹
sklokeramika	1,0.10 ⁵		

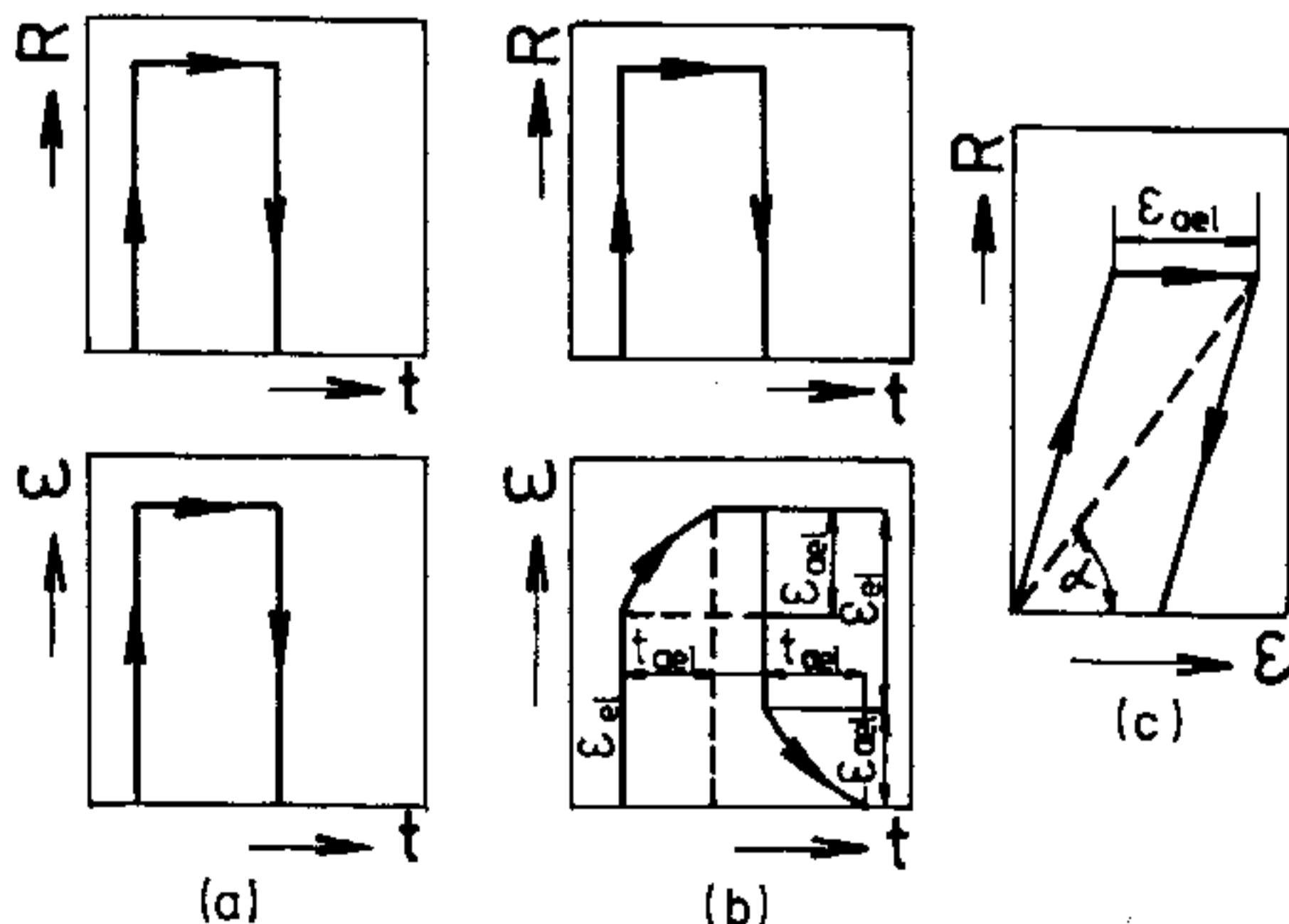
Z tabulky je patrné, že zatímco pro kovové materiály a keramiku jsou v důsledku vysokého stěsnání atomů charakteristické pouze malé pružné deformace (vysoká tuhost, nízká poddajnost), umožňují anorganická skla větší vychýlení atomů z rovnovážných poloh při pružných deformacích (nízká tuhost, vyšší poddajnost). 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.

Anelastické 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. Takovou časově závislou vratnou deformaci nazýváme anelastickou. Porovnání průběhu elastické a anelastické deformace při odpovídajícím zatížení je patrné z obr.2-53.

Při statickém zatěžování anelastickou deformaci zanedbáváme.



Obr.2-53

Časový průběh napětí a deformace
a-elastická deformace
b-anelastická deformace
c-závislost deformace a napětí (hysterezní smyčka)

Při cyklickém zatěžování, jehož frekvence f se blíží poměru $\frac{1}{T_{ael}}$ (obr. 2-53), 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. 2-53c. Tangenta úhlu α odpovídá relaxovanému modulu pružnosti. Anelasticita je v souvislosti s vnitřním tlumením diskutována v kap. 3.3.

Plastická deformace

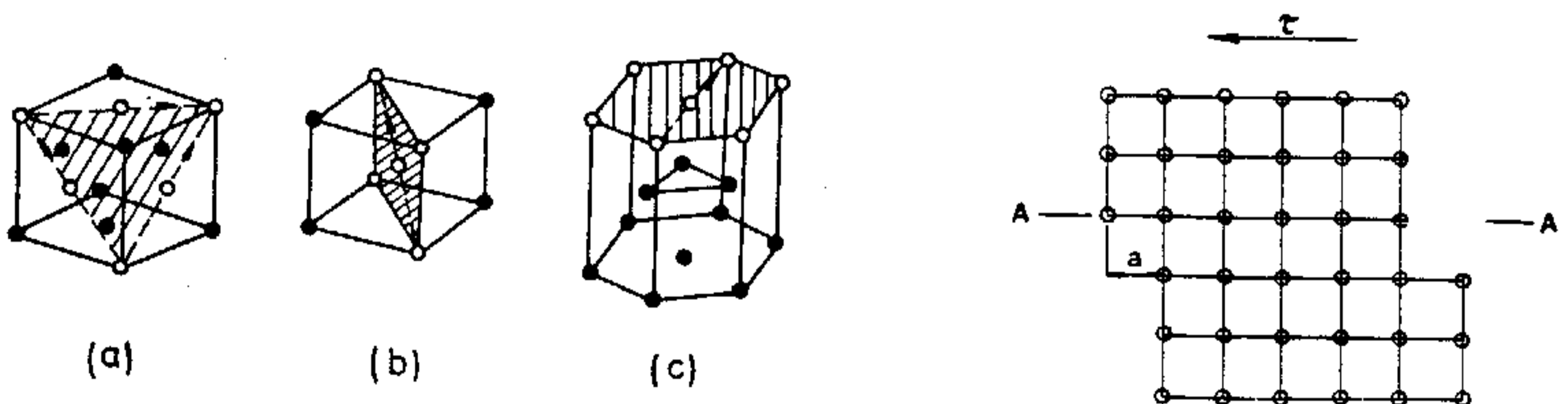
Zatížíme-li těleso nad mez platnosti Hookeova zákona (mez pružnosti), přestává platit přímá úměrnost mezi zatížením a deformací. Závislost má složitější tvar, který je ovlivněn především teplotou a rychlostí zatěžování. Po odlehčení deformace nevytizí a způsobuje trvalou změnu tvaru tělesa. Takovou deformaci 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. Skluzové roviny a směry v elementárních buňkách krystalových mřížek pro kovy nejčastějších ($K12 \{1 1 1\} \langle 1 1 0 \rangle$, $K8 \{1 1 0\} \langle 1 1 1 \rangle$, $H12 \{0 0 0 1\} \langle 2 \bar{1} \bar{1} 0 \rangle$ jsou patry z obr. 2-54. V mřížce K8 se uplatňují navíc skluzové roviny typu $\{1 1 2\}$ a $\{1 2 3\}$).

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 patrna z obr. 2-55. Podle ní dochází ke skluzu tak, že při působení dostatečně velkého skluzového napětí se atomy ve skluzových rovinách posunují o celé násobky meziatomových vzdáleností.



Obr-2.54 (vlevo) Skluzové roviny a směry skluzu v základních buňkách nejčastějších krystalových mřížek kovů
(a) krychlová plošně středěná, (b) krychlová prostorově středěná, (c) šesterečná

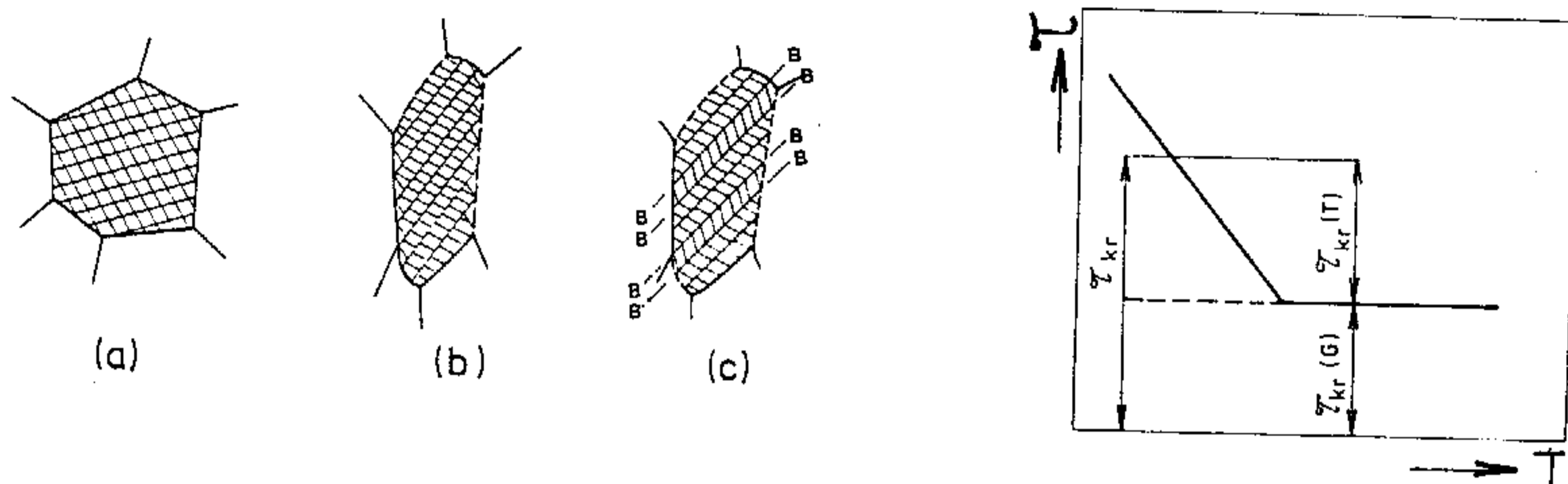
Obr.2-55 (vpravo) Schema deformace skluzem v dokonalé krystalové mřížce
A-A rovina skluzu, τ působící smykové napětí, a - meziatomová vzdálenost v nezatížené mřížce

Deformace krystalu skluzem je schematicky zachycena na obr.2-56b, 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 je u daného typu krystalové mřížky funkcí teploty a čistoty. Závislost kritického skluzového napětí na teplotě je patrná z obr.2-57. Kritické skluzové napětí má teplotně závislou složku

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

$$\tau_{kr} = \tau_{kr(T)} + \tau_{kr(G)} \quad (2.48)$$



Obr.2-56 (vlevo) Schema plastické deformace
(a) nedeformované zrno, (b) zrno po deformaci skluzem
(c) zrno po kombinované deformaci skluzem a dvojčatěním B-B rovina dvojčatění)

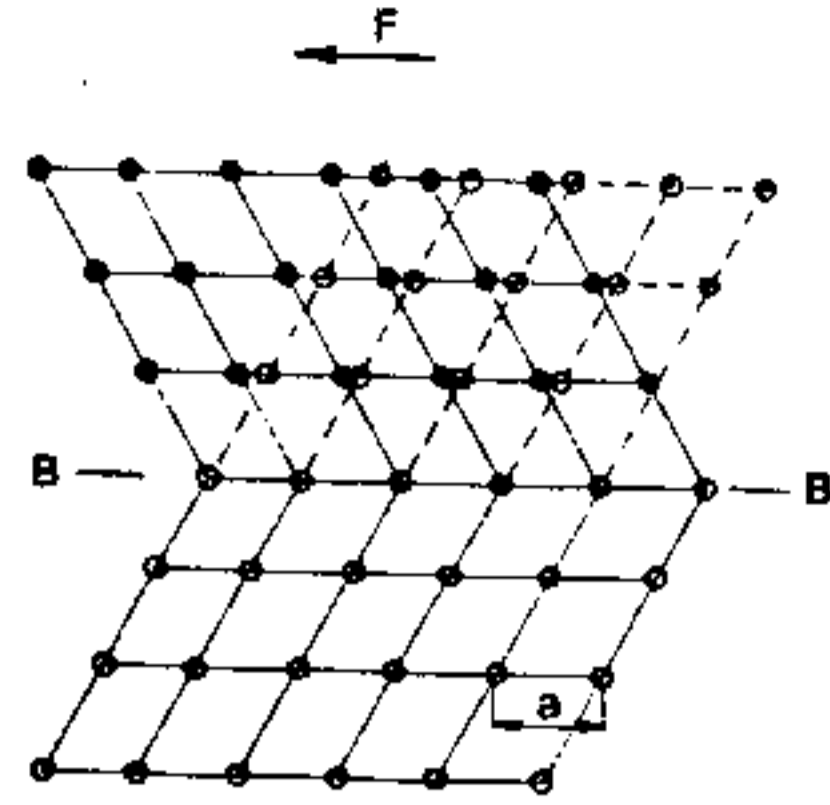
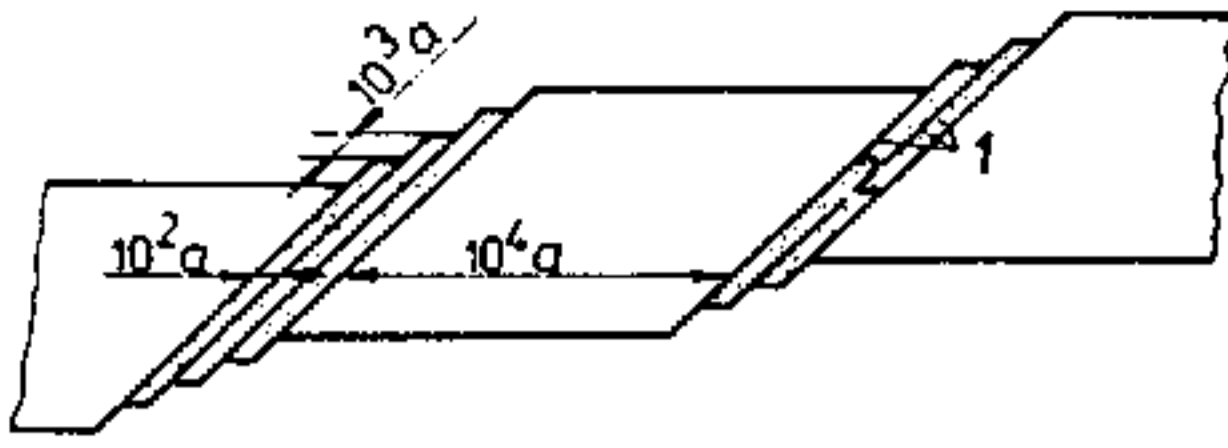
Obr.2-57 (vpravo) Teplotní závislost kritického skluzového napětí
 $\tau_{kr(T)}$ teplotně závislá složka, $\tau_{kr(G)}$ teplotně nezávislá složka

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 tab2-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.2-23 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.2-58. Na vyleštěném povrchu deformovaných vzorků můžeme pozorovat skluzové čáry, které jsou průsečnicemi skluzových rovin s povrchem vzorku.



Obr.2-58 (vlevo) Schema deformace monokrystalu se stopami skluzu na povrchu (a) meziatomová vzdálenost v nezatížené mřížce, 1 - skluzová čára, 2 - skluzový pás

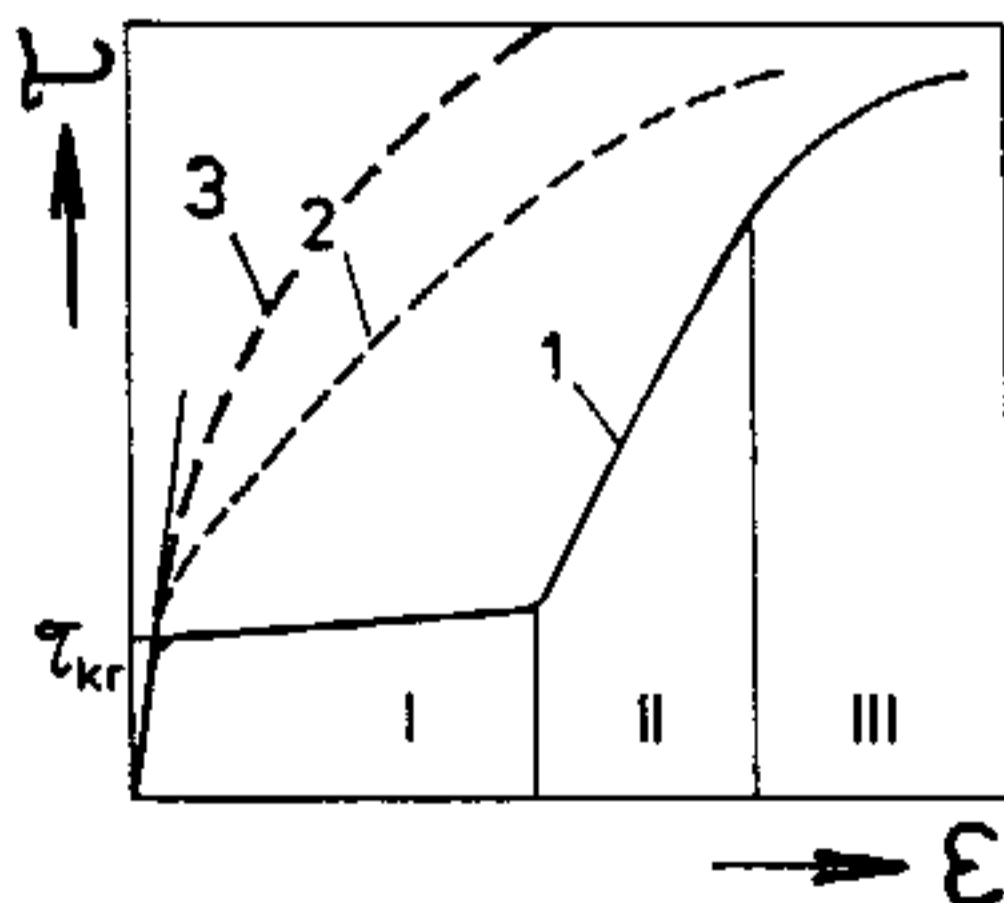
Obr.2-59 (vpravo) Schema deformace dvojčatěním a - meziatomová vzdálenost v nezatížené mřížce, B-B rovina dvojčatění, F - působící síla

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.2-59. Obě části mřížky jsou zrcadlově symetrické k rovině dvojčatění B-B. Z obrázku je zřejmé, že při vzniku mechanického dvojčete se jedná o zvláštní případ 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 nejvýhodněji orientovaném skluzovém systému dosáhne hodnoty kritického skluzového napětí. Napětovou závislost deformace monokrystalu s mřížkou K12 zachycuje obr.2-60.



Obr.2-60 Závislost napětí-deformace
 1 - monokrystalu s mřížkou K12
 2 - hrubozrnného polykrystalu
 3 - jemnozrnného polykrystalu
 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.

⁺) 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.

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 (lamelární) 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 stadií deformace monokrystalu se objevil 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 patrna z obr.2-61. Narazí-li dislokace d při svém pohybu na překážky A, B podle obr.2-61 (překážkou je např. částice cizí fáze), začne se chovat jako pružná guma, začne se prohýbat (obr.2-61 - 1 + 4). Překročí-li působící smykové napětí hodnotu

$$\tau_{kd} = \frac{2Gb}{\lambda} \quad (2.49)$$

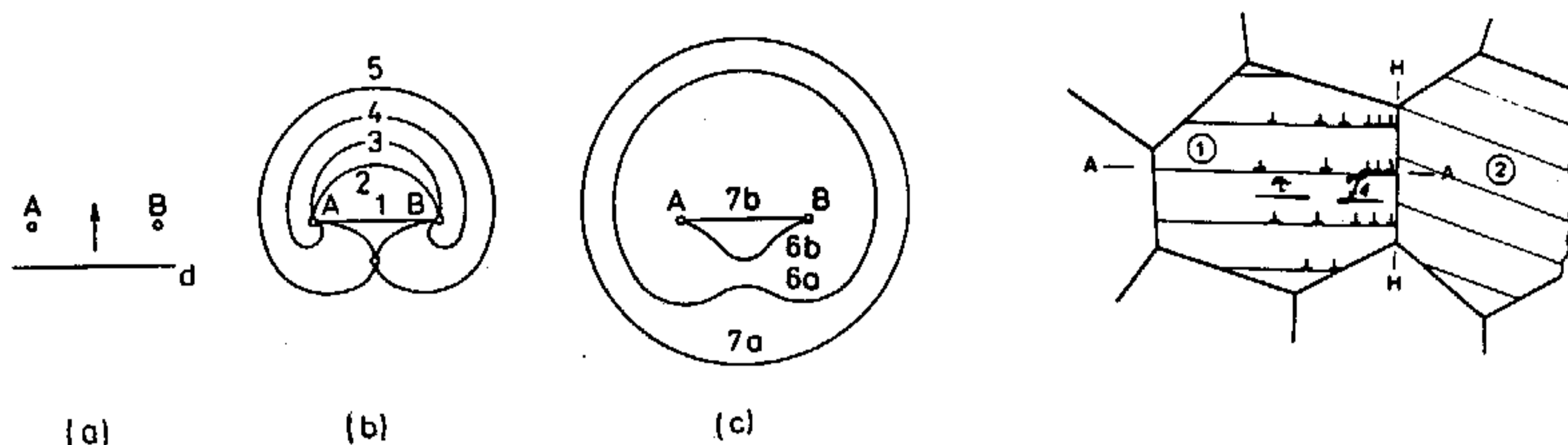
kde G je modul pružnosti ve smyku, b Burgersův vektor a λ mezičásticová vzdálenost, dojde k odtržení vytvořené dislokační smyčky (obr.2-61-6a) a zbylý úsek dislokace zakotvený mezi částicemi se začne znovu prohýbat (obr.2-61-7b). Kritická hodnota napětí pro činnost Frankova-Readova zdroje dislokací podle vztahu (2.49) byla odvozena z výpočtu napětí potřebného pro zakřivení dislokace.

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 hranic zrn) nutná současná činnost nejméně 5-ti nezávislých skluzových systémů. Zrna se během plastické deformace protahují, natáčí a vzájemně přizpůsobují. Navíc jsou hranice zrn pro pohyb dislokací neprůchodnou překážkou, dislokace se u hranic zrn hromadí - model pile-up (obr.2-62). 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 zpevnění od samého počátku plastické deformace. Polykrystal bude proto zpevnovat vždy více než monokrystal. Jemnozrnný polykrystal (více hranic zrn, více překážek pohybu dislokací) bude navíc zpevnovat intenzivněji než hrubozrnný (obr.2-60).

Plasticky deformovaný kov je tedy charakterizován zvýšenou hustotou dislokací (v žíhaném stavu je dislokační hustota $\rho = 10^6$ až 10^8 cm^{-2} , v intenzivně deformovaném kovu je $\rho > 10^{12}$ až 10^{14} cm^{-2}). Jednotlivá zrna jsou 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.



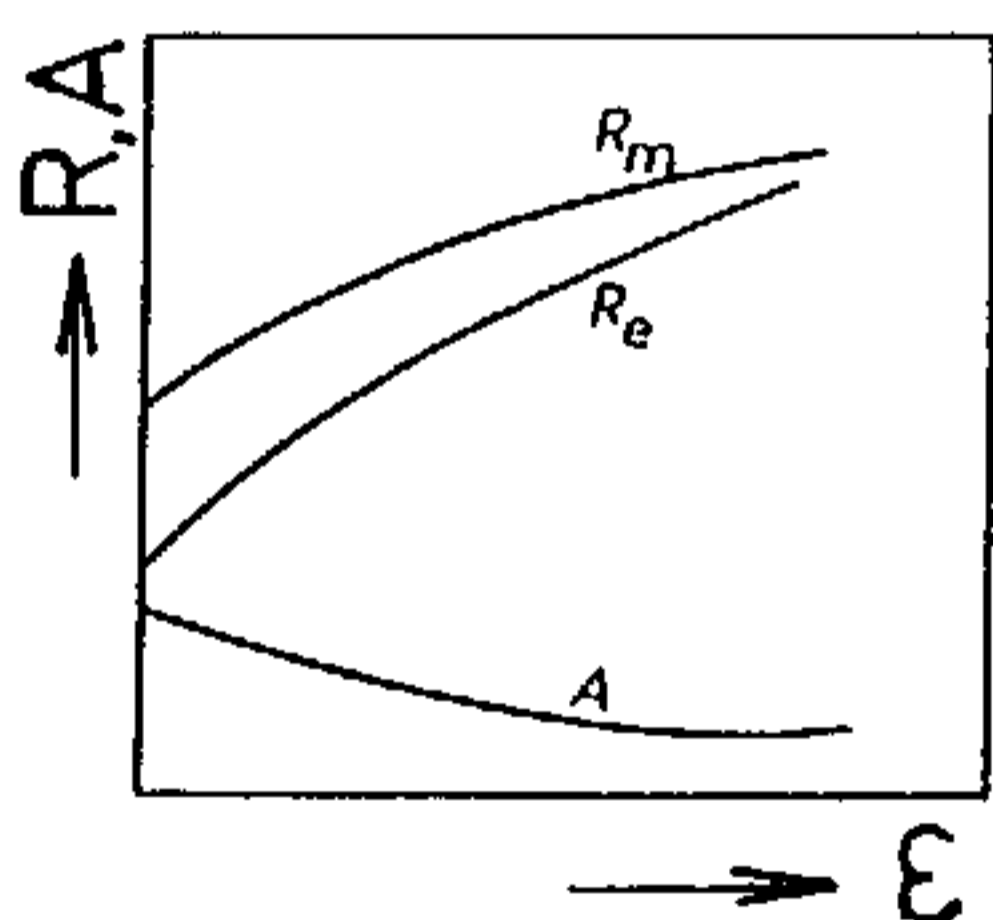
Obr.2-61 (vlevo) Schema činnosti Frankova-Readova zdroje dislokací
A, B - částice cizí fáze (překážky), d - dislokace, 1 až 7
stadia prohýbání dislokace a vznik nové dislokační smyčky

Obr.2-62 (vpravo) Hromadění dislokací u hranic zrn, H-H hranice zrna,
A-A skluzové roviny, τ působící vnější skluzové napětí,
 τ_1 napětí od nakupených dislokací

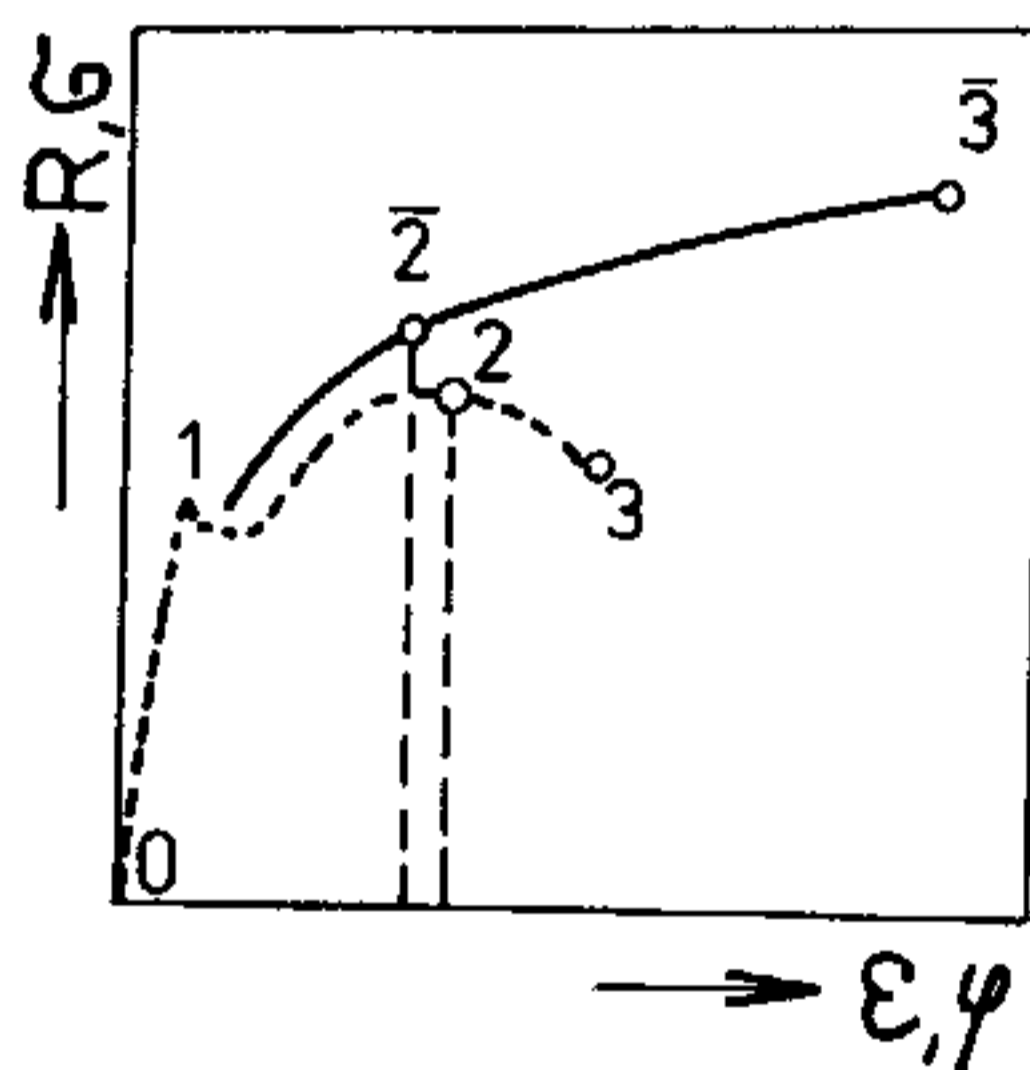
Mez kluzu roste rychleji než mez pevnosti, poměr meze kluzu k mezi pevnosti se blíží hodnotě jedna - obr.2-63.

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.



Obr.2-63 (vlevo) Změna mechanických vlastností (R_m , R_e , A) při tváření za studena



Obr.2-64 (vpravo) Deformační diagramy měkké nelegované oceli

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 ψ nazýváme skutečným (reálným) diagramem, závislost smluvní napětí R - poměrné prodloužení ϵ nazýváme smluvním diagramem. Oba diagramy jsou zakresleny v obr.2-64. Část 01 je v

obou diagramech identická, lze ji popsat Hookeovým zákonem a odpovídá proto elastické deformaci. Část 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 tento smluvní diagram R- ϵ . Podstatu deformačního chování však lépe zachycuje skutečný diagram $\sigma - \varphi$. Úsek 1 2 v něm odpovídá rovnoměrné plastické deformaci a lze ho popsat vztahem

$$\sigma = K \cdot \varphi^n \quad (2.50)$$

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 (mez kluzu) 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.

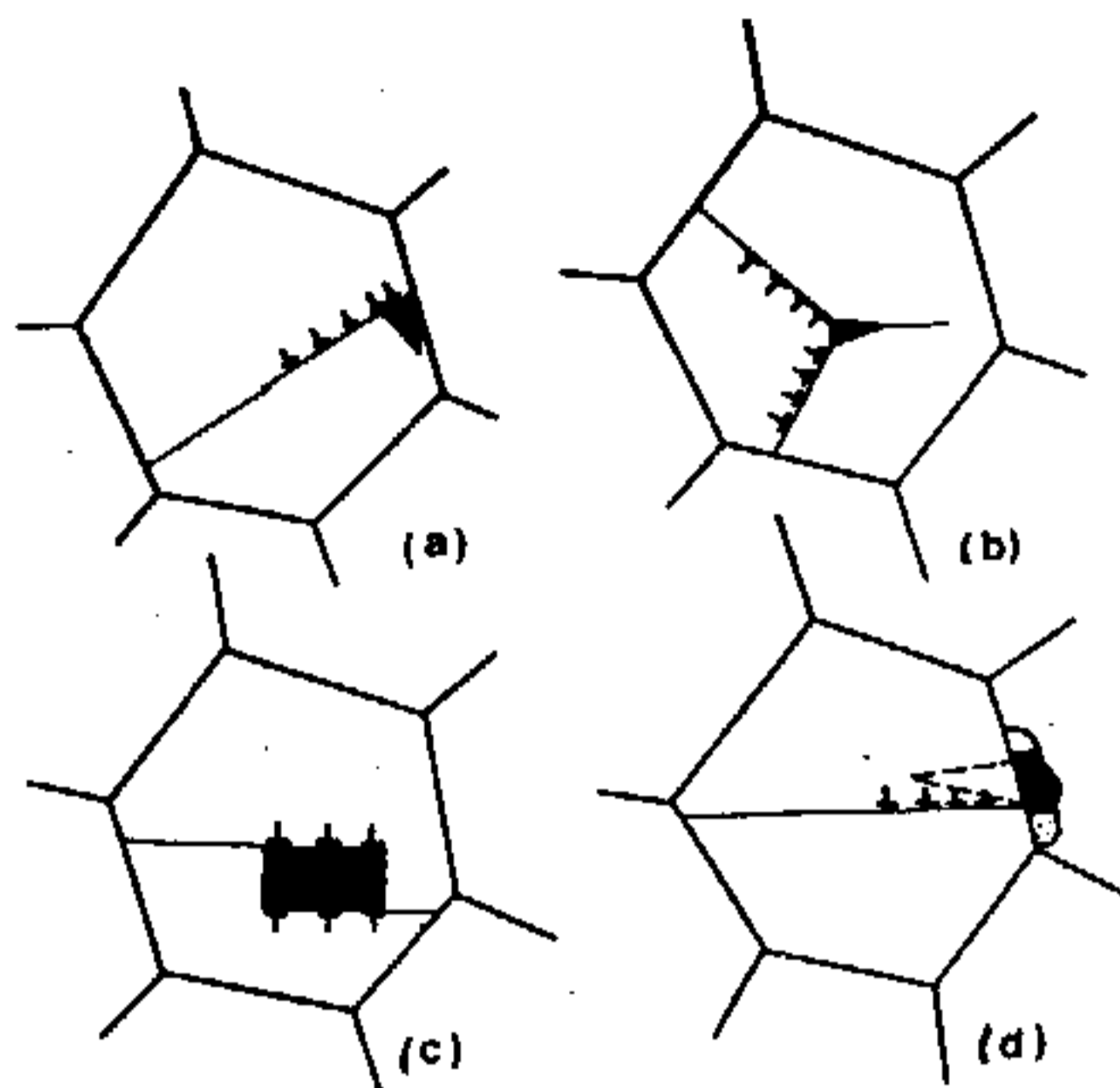
Lom, který je provázen soustředěnou plastickou deformací a je spojen se skluzovým mechanismem (a tedy působením smykového napětí) a pro který je charakteristická větší spotřeba energie, se nazývá tvárný (houževnatý). Lom, který není doprovázen výraznější plastickou deformací, je způsoben odtržením v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

Soubor vnitřních a vnějších faktorů může způsobit u téhož materiálu změnu mikromechanismu porušování a zapříčinit 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. Hrubé zrna, nehomogenity a vady, 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 necelistvostmi materiálu nebo v materiálu vznikají v důsledku hromadění, vzájemného působení a zanikání dislokací (obr.2-65). Růstem a propojováním těchto defektů vzniká hlavní trhlinka.



Obr.2-65
Dislokační mechanismy vzniku porušení

Koncepce lomového chování materiálů

Zákonitostmi náhlých, nekontrolovatelných lomů se zabývá obor zvaný mechanika lomu. Snaží se odpovědět na otázku, za jakých podmínek je možno vyloučit vznik nestabilního, katastrofického křehkého 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 trhlinky (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 trhlinka do odpovídající kritické velikosti. Mechanika lomu se člení na dvě oblasti :

- lineární lomovou mechaniku - LLM, předpokládající platnost Hookeova zákona až do lomu (neuvažuje 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 z energetického hlediska (postup podle Griffitha), nebo z hlediska 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 dosáhne velikosti, při níž energie uvolňované pružné deformace přesáhne energii spotřebovanou na tvorbu nového povrchu, dojde ke vzniku nestabilního lomu - obr.2-66.

Pro a_{krit} platí, že

$$\frac{d \Delta W}{da} = 0 \quad \Delta W = -W_{el} + W_{povrch} \quad (2.51)$$

Po dosazení a matematické úpravě vztahu (2.51) dostaneme Griffithovo kritérium

křehkého lomu ve tvaru

$$\sigma_{\text{krit}} = \sqrt{\frac{2 \cdot E \cdot \gamma_s}{\pi \cdot a}} \quad (2.52)$$

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.

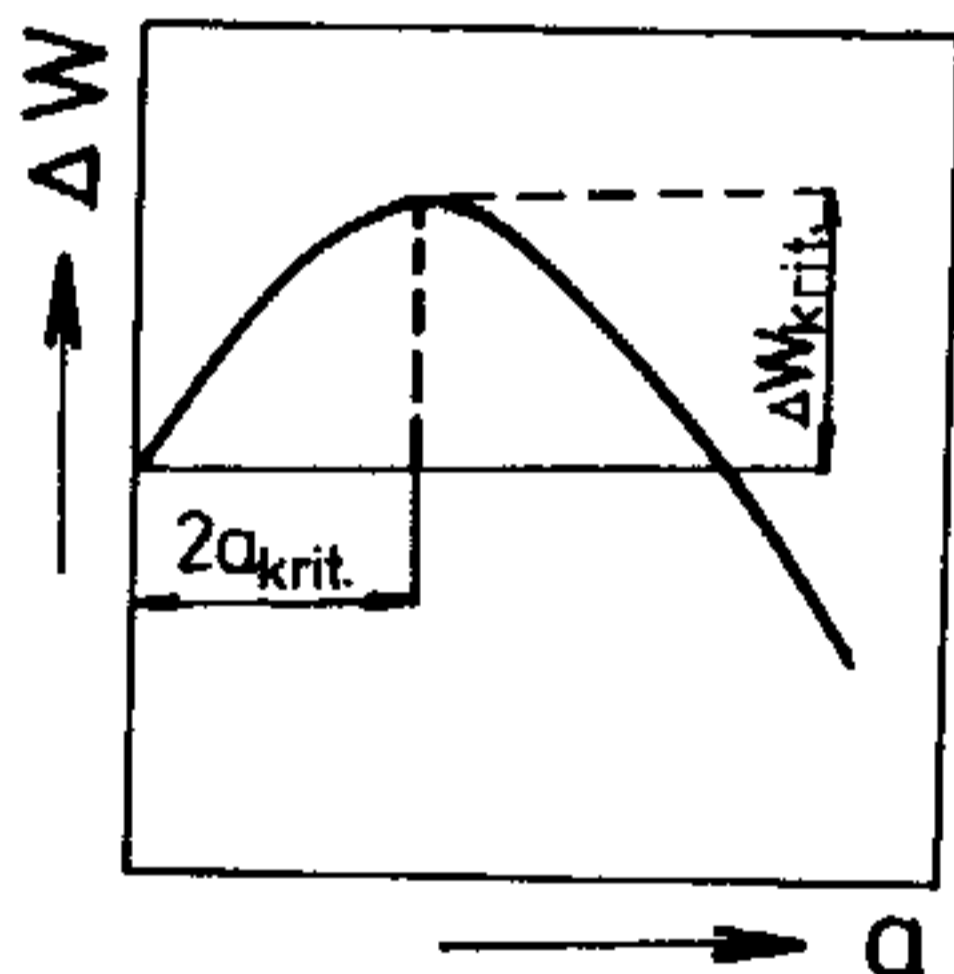
Vztah (2.52) je použitelný pouze pro křehké materiály, u nichž je zplasti-zovaná oblast na čele trhliny minimální. U plastických materiálů nahrazujeme hodnotu γ_s hodnotou γ_{ef} , pro níž platí

$$\gamma_{\text{ef}} = \gamma_s + \gamma_{\text{pl}} \quad (2.53)$$

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 velmi problematické. Proto se v praxi 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 trhliny, úměrné součinu napětí σ a druhé odmocniny délky trhliny a . Součin $\sigma \sqrt{\pi \cdot a} = K$ nazval součinitelem (faktorem) intenzity napětí K (σ 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} :

$$K_{\text{IC}} = \sigma_{\text{krit}} \sqrt{\pi \cdot a} \quad [\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}] \quad (2.54)$$

Vztah (2.54) platí pro podmínky rovinné deformace, tj. do určité limitní tloušťky desky, při níž se dosáhne rovinné deformace ($\epsilon_z = 0$) a od níž je faktor intenzity napětí na tloušťce desky nezávislý.



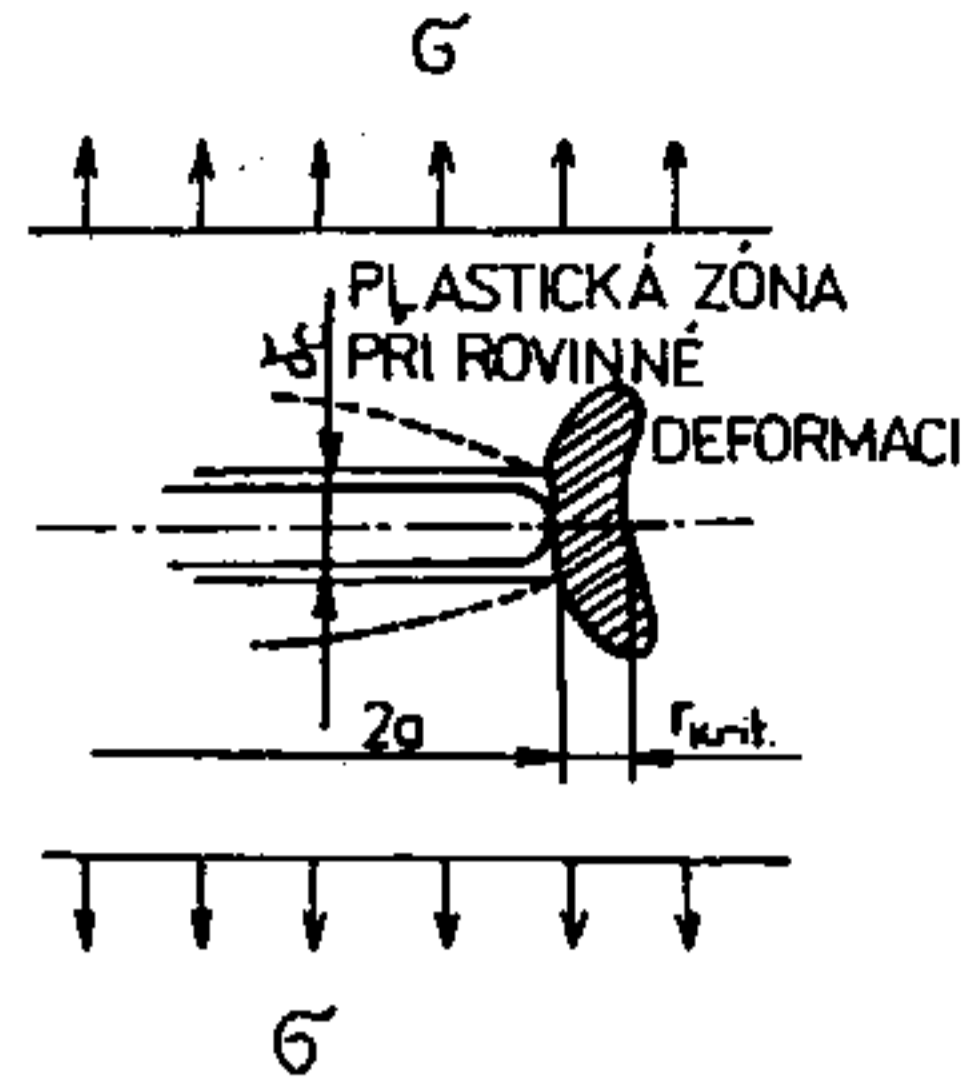
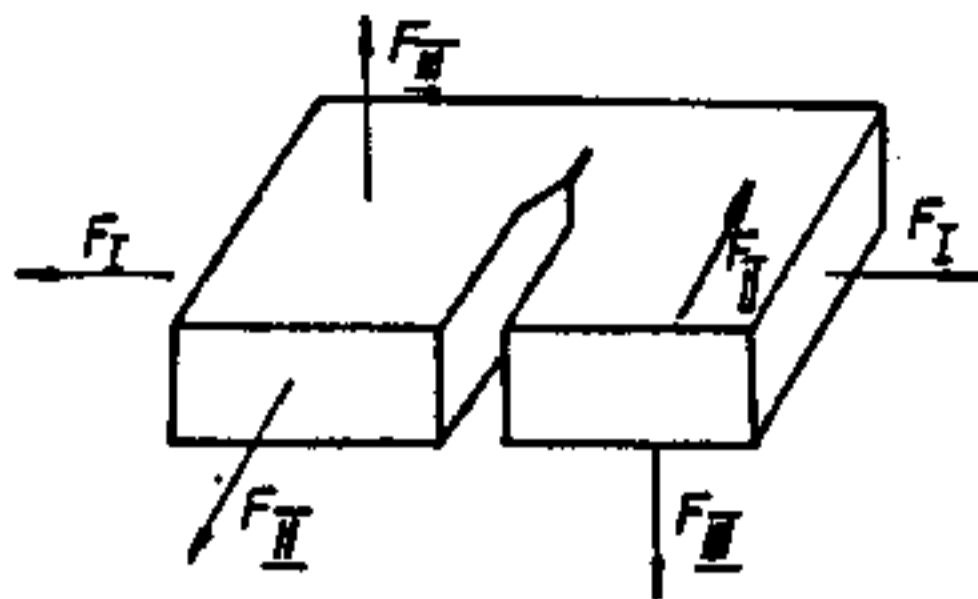
Obr.2-66 Změna energie soustavy při růstu trhliny

Index I odpovídá namáhání silou F_I podle obr. 2-67. 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 blízká se mezi kluzu udává tab.2-V.

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

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



Obr.2-67 (vlevo) Orientace zátěžné síly vzhledem k trhlině - určení indexu lomové houževnatosti

Obr.2-68 (vpravo) Schema trhliny s plastickou zónou na čele s vyznačením kritického rozevření trhliny δ_C

Elasticko-plastická lomová mechanika EPLM

U materiálů nízké a střední pevnosti vzniká u čela trhliny rozsáhlá zplasti-zovaná zóna, která vylučuje použití zákonů LLM (obr.2-68). Pro vyjádření okamžiku nestability trhliny se zde využívá teorie o kritickém rozevření trhliny (COD), jež je charakterizováno parametrem δ_C^+

Podle této teorie dojde k nestabilnímu šíření lomu v okamžiku, kdy rozevře-ní trhliny v jejím kořeni dosáhne kritické hodnoty δ_C . Hodnota δ_C je para-metrem vyjadřujícím odolnost materiálů s nízkou a střední pevností proti vzniku nestabilního lomu. Hodnota δ_C závisí obdobně jako hodnota K_{IC} na metalurgic-kých a technologických parametrech i podmínkách zatěžování, navíc však i na roz-měrech těles. Kritické lomové napětí σ_{krit} zde lze určit ze vztahu

$$\sigma_{krit} = \sqrt{\frac{E \cdot R_e \cdot \delta_C}{\pi \cdot a}} \quad (2.55)$$

kde E je modul pružnosti v tahu, R_e mez kluzu, δ_C kritické rozevření trhli-ny, 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 dosa-díme tzv. efektivní délku trhliny danou vztahem

$$2 a_{ef} = 2 a + 2 r \quad (2.56)$$

kde podle obr.2-68 je a poloviční délka trhliny, r velikost zplasti-zované zó-ny.

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.

+) Kromě uvedené teorie lze použít i teorii tzv. J-integrálu, charakterizující-ho napětové pole u kořene trhliny

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 do kap.3.2.

2.6.4 Zotavení a rekrytalizace

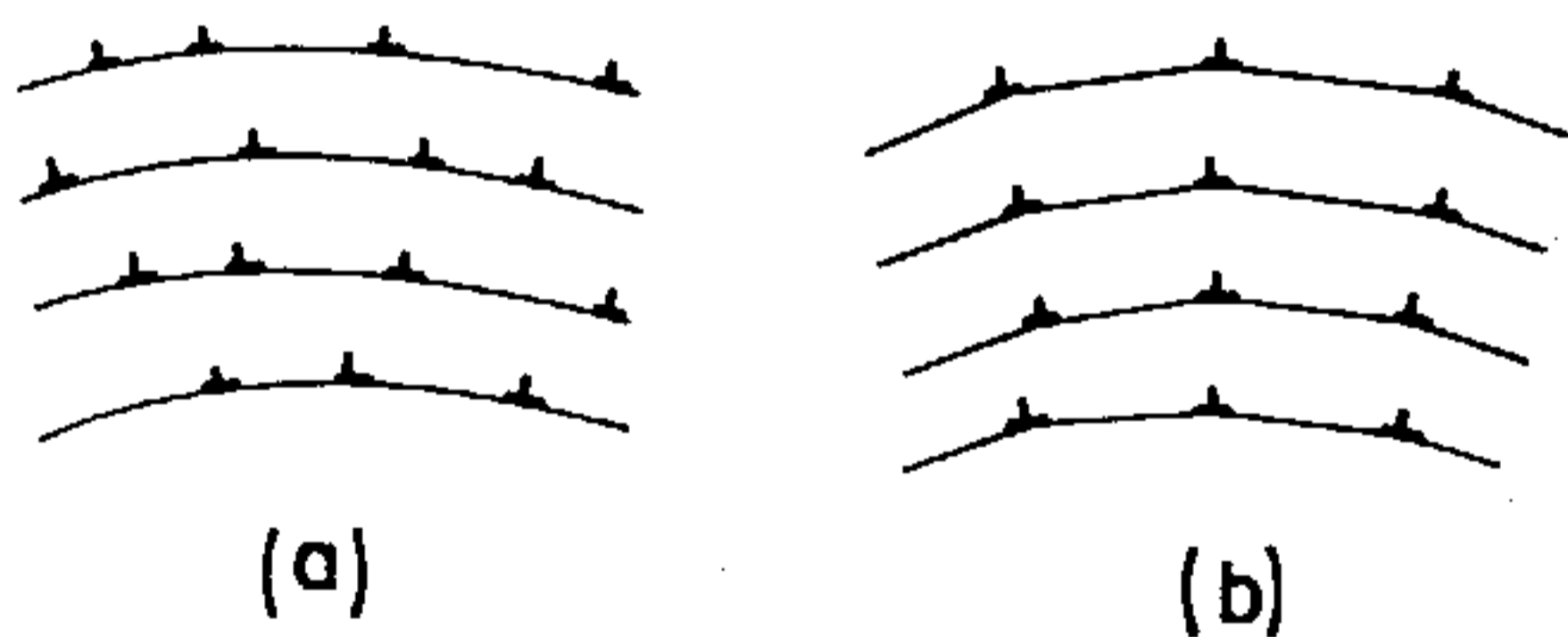
Plastická deformace vede ke vzniku termodynamické nerovnováhy deformovaného materiálu. Při nízké teplotě se tento nerovnovážený stav může udržet, při zvýšení teploty nastává přechod do stavu rovnovážného. Vlastnosti kovu se v něm přiblíží vlastnostem, které měly před plastickou deformací. Hnací silou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

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

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 $(0,25 \text{ až } 0,30)T_m$ [K]. Dochází k zanikání bodových poruch krystalové mřížky, k uvolňování, přemísťování a anihilaci (zanikání) některých dislokací. Nedochozí však k pohybu velkouhlových hranic zrn, nevznikají nová nedeformovaná zrna.

Za určitých podmínek se může uskutečnit tzv. polygonizace, při níž dochází k uspořádání uvolněných dislokací do stěn. Deformovaná zrna se tím rozpadají na subzrna s velmi malou



disorientací mřížek (v úhlových minutách až nízkých jednotkách stupňů) - obr.2-69.

Obr.2-69
Schematické znázornění
polygonizace
(a) deformovaný stav
(b) zpolygonizovaný stav

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

při překročení rekrytalizační

$$T_R = (0,35 \text{ až } 0,45)T_m \text{ [K]} \quad (2.57)$$

Je to děj, při němž se pohybují (migrují) velkouhlové hranice zrn. Vznikají zárodky nových nedeformovaných zrn téže krystalické mřížky, které postupně rostou na úkor tvářené matrice. Tyto rekrytalizační zárodky vznikají v nejvíce deformovaných oblastech, na hranicích zrn, v trojných stycích zrn. Nově vzniklá zrna se od tvářených zrn liší tvarem i velikostí, hustota dislokací v jejich interiéru odpovídá netvářenému stavu ($\rho \approx 10^6 \text{ až } 10^8 \text{ cm}^{-2}$).

Přednostní orientaci, kterou tato zrna vykazují, nazýváme rekrytalizační texturou.

Za izotermických podmínek lze kinetiku rekrytalizace popsat Avramiho rovnici ve tvaru

$$X_v = 1 - \exp(-K \cdot t^n) \quad (2.58)$$

kde X_v je poměrný rekrytalizační 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.

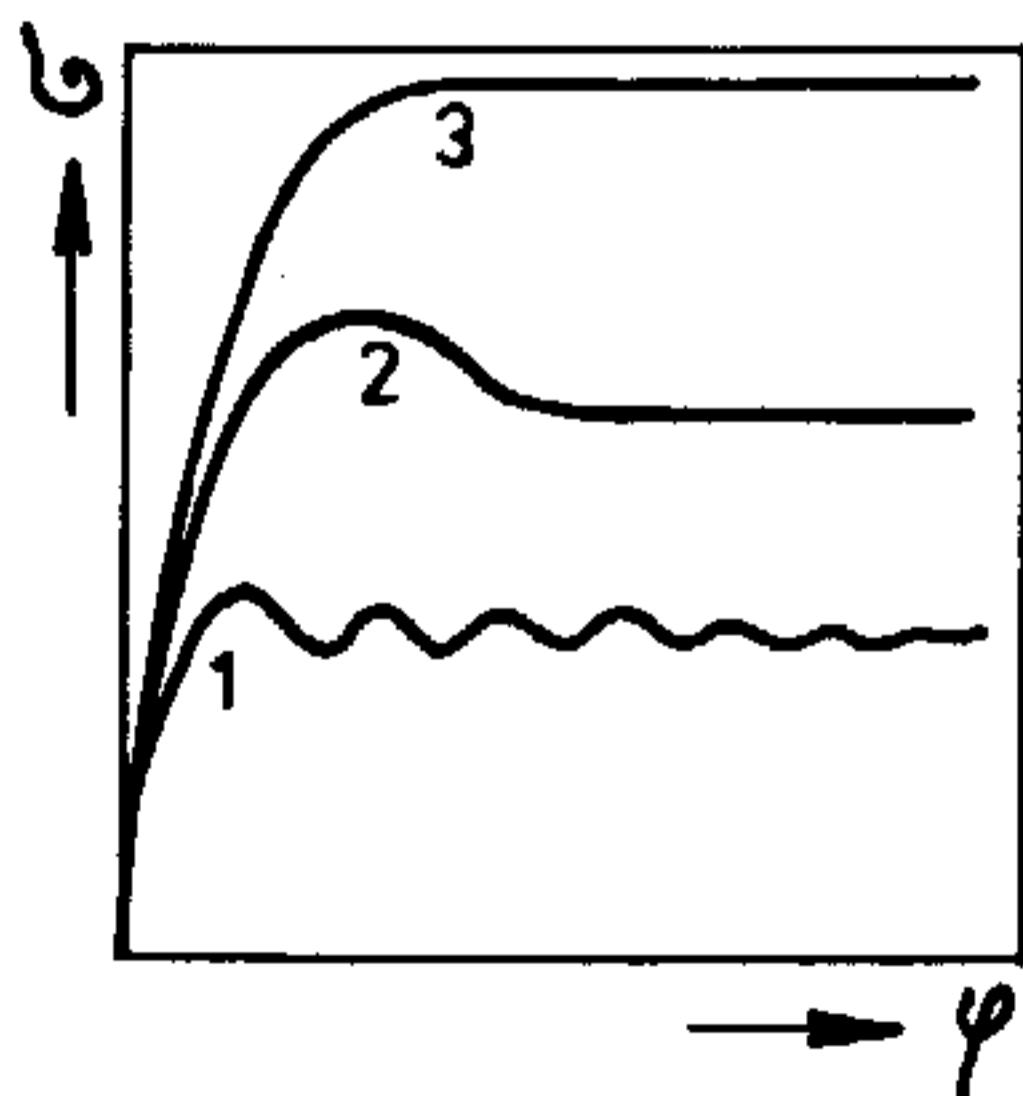
Změny velikosti rekrytalizovaného zrna od okamžiku vzájemného dotyku těchto zrn nazýváme růstem zrna, abnormální narůstání některých rekrytalizovaných zrn na úkor sousedů nazýváme sekundární rekrytalizací. Ta většinou souvisí s rozpouštěním částic vyloučených na hranicích zrn. Tyto částice před rozpouštěním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

V technické praxi lze sekundární rekrytalizaci 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.

Rekrytalizační teplota, jak plyne ze vztahu (2.57) není konstantní - je funkcí čistoty kovu, velikosti deformace, velikosti původního zrna, způsobu a teploty deformace, rychlosti rekrytalizačního ohřevu. Nižší čistota kovu, menší plastická deformace, hrubší původní zrno a vyšší rychlost deformace a rekrytalizačního ohřevu rekrytalizační teplotu zvyšují.

Rekrytalizační teplota rozděluje tváření na tváření za studena (pod rekrytalizační teplotou) a tváření za tepla (nad rekrytalizační teplotou). Při tváření za studena kov zpevňuje, při tváření za tepla je zpevnění odstraňováno již během tváření dynamickým zotavením a dynamickou rekrytalizací. Dynamické zotavení se v reálném diagramu $\sigma - \varphi$ (obr.2-70) projeví vodorovnou větví křivky, dynamická rekrytalizace poklesem napětí. Tvar závislosti je ovlivněn především teplotou a vzájemným vztahem rychlosti deformace a rekrytalizace.

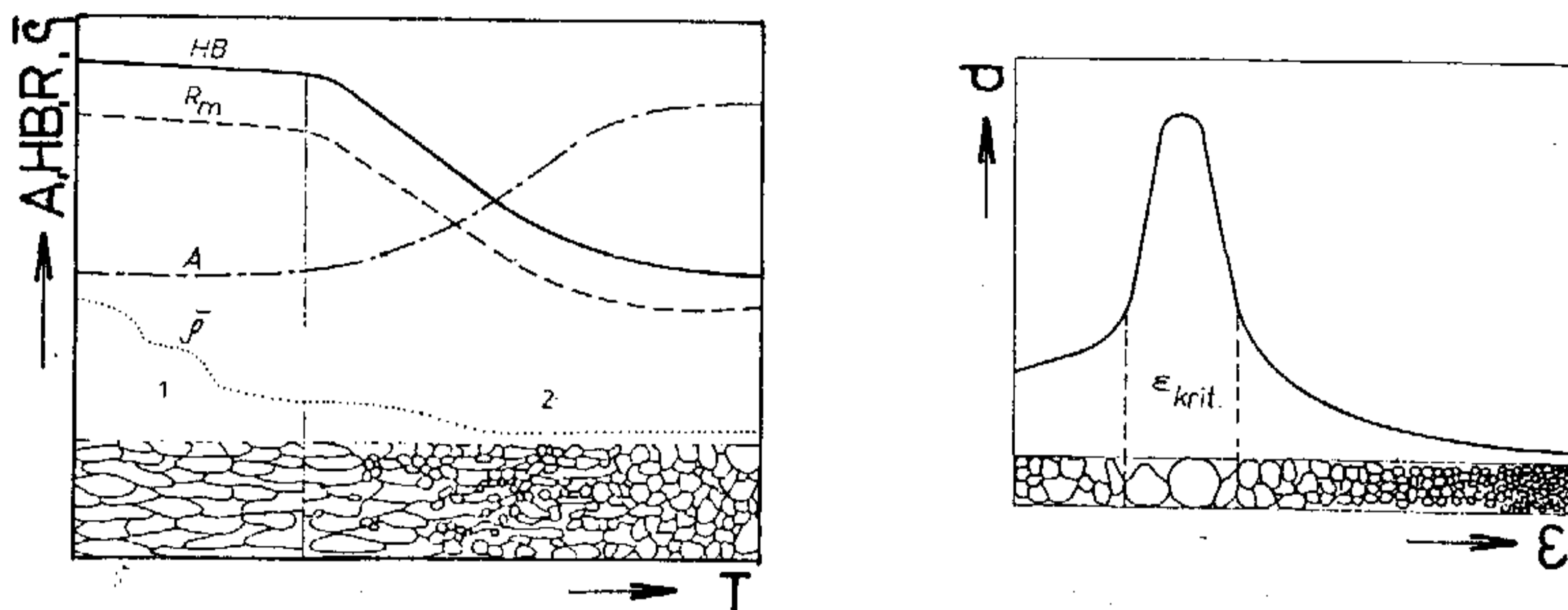
Obr.2-70 Dynamické zotavení (3) a dynamická rekrytalizace (1,2) ve skutečném deformačním diagramu $\sigma - \varphi$



Výše popsané strukturní změny vlivem zotavení a rekrytalizace 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 rekrytalizace. Ta je 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 rekrytalizace i změn vlastností při rekrytalizaci zachycuje schematicky obr.2-71.

Velikost rekrytalovaného zrna závisí kromě výše teploty rekrytalizačního žíhání hlavně na stupni deformace - obr.2-72.



Obr.2-71 (vlevo) Schematické znázornění průběhu rekrytalizace a změny vlastností kovového materiálu v důsledku zotavení (oblast 1) a rekrytalizace (oblast 2)

Obr.2-72 (vpravo) Závislost velikosti rekrytalovaného zrna na stupni deformace d - střední průměr zrna, ϵ_{krit} - kritická deformace

Z obrázku je zřejmé, že v oblasti malých tzv. kritických deformací ($\epsilon_{krit} \sim 2$ až 10 %) dochází při rekrytalizaci k nežádoucímu výraznému hrubnutí zrna. Velikost kritické deformace, které se snažíme vyhnout, je funkcí způsobu a rychlosti deformace, teploty a způsobu rekrytalizačního žíhání. Z obr.2-72 je rovněž zřejmé, že naopak dostatečně velkou plastickou deformací můžeme v kombinaci s rekrytalizačním žíháním zajistit zjemnění zrna.

Tvárné nekovové vměstky v kovových materiálech, které se tvářením zdeformují, rekrytalizací naprodělávají. Řádkovitost vzniklá tvářením se rekrytalizací neodstraní a způsobuje tak anizotropii vlastností ve směru tvářením a ve směru na tento směr kolmém.

3. STRUKTURA A VLASTNOSTI MATERIÁLU A JEJICH ZKOUŠENÍ

Strukturou materiálu v širším slova smyslu rozumíme množinu vztahů mezi různě složitými 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. Strukturu krystalů nebo amorfních oblastí odpovídajícího objemu nazýváme mikrostrukturou nebo makrostrukturou. Mikrostrukturu pozorujeme některou mikroskopickou metodou, makrostrukturu pouhým okem nebo lupou.

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 Mikrostruktura a makrostruktura

Vedle pojmu termodynamická fáze (kap.2.3) se při rozboru mikrostruktury používá též širšího pojmu mikrostrukturní složka, která přes to, že se může skládat z více fází, je v polykrystalických materiálech tvořena poměrně celistvými mikrostrukturními útvary. Strukturní útvar je obecné označení pro základní strukturní jev používané při charakterizování jak mikrostruktury, tak i makrostruktury, protože zahrnuje i projevy plastické deformace a různé druhy poškození materiálu včetně vnitřních vad a lomů.

Mikrostrukturu 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,
- (c) morfologií mikrostrukturních složek a útvarů, tj. jejich tvarem, velikostí, rozmištěním a přednostní orientací (texturou),
- (d) kvalitativními a kvantitativními charakteristikami poruch krystalové mřížky, makromolekul nebo amorfních oblastí, které se také označují za substrukturu.

Pro zjištění charakteristik (b) a (c) se používá metod světelné nebo elektronové mikroskopie, substrukturu 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 pro hodnocení kovových materiálů se zabývá kvantitativní metalografie, která je součástí obecněji orientovaného vědního oboru - stereologie.

K charakteristice makrostruktury materiálu polotovaru nebo výrobku náleží tyto údaje :

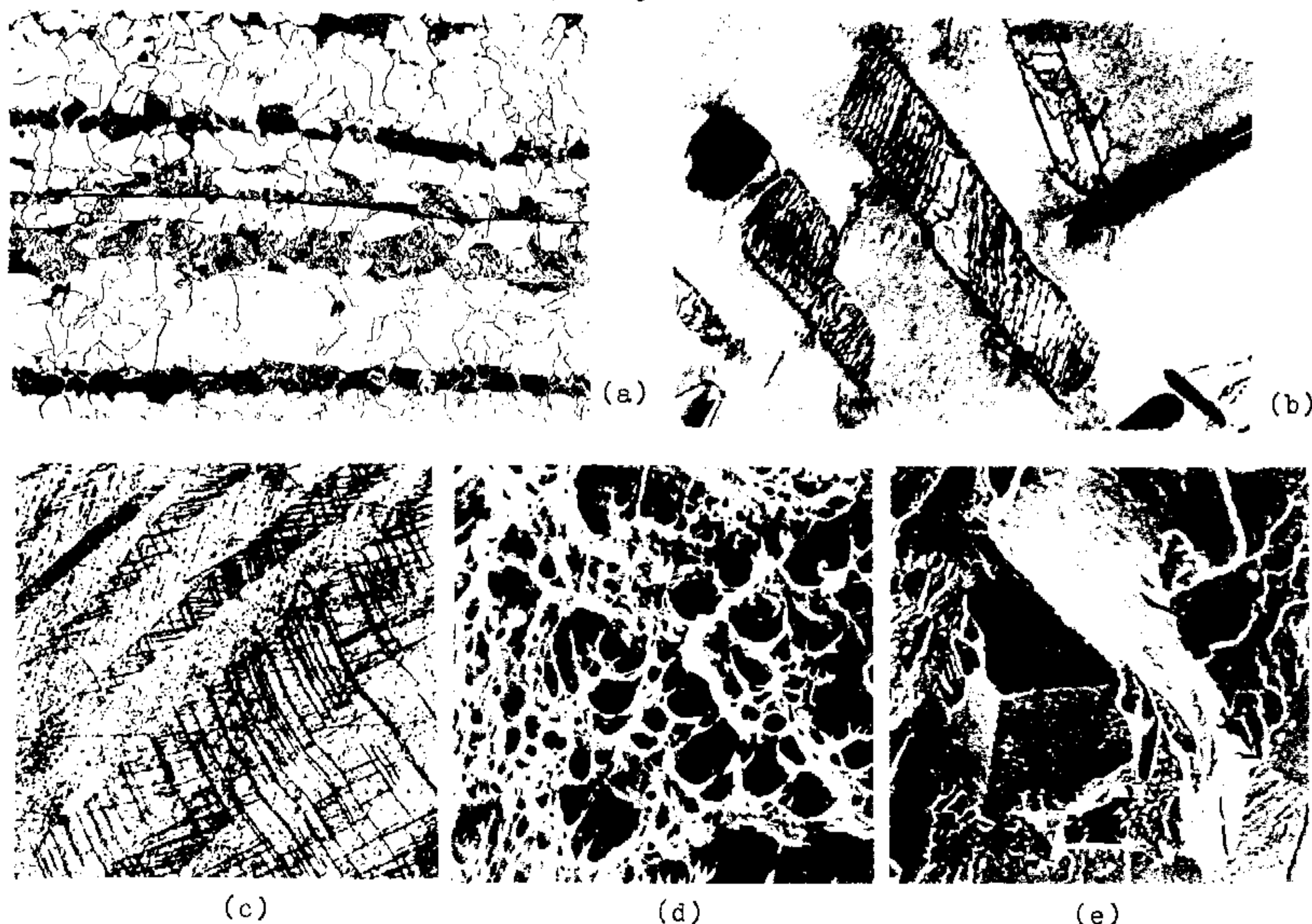
- (1) heterogenita chemického složení slitin a směsí v různých místech průřezu,
- (2) o makroskopických strukturních útvarech vzniklých při krystalizaci nebo tuhnutí,
- (3) o makroskopických strukturních útvarech vzniklých při tváření kovů, tvarování nekovů a při spojování materiálu svařováním, pájením či lepením nebo při jiných zpracovatelských technologiích,

- (4) o hloubce tepelného ovlivnění při přenosu tepla nebo o **povrchových vrstvách** při přenosu hmoty,
 (5) o hloubce poškození povrchu při korozi nebo opotřebení,
 (6) o lomech vzniklých v provozu působením vnějších sil nebo prostředí.

Kovové materiály

Předpokládáme-li znalost fázového složení a polykrystalický materiál, hodnotíme mikrostrukturu podle bodu (b). Např. na obr.3-1a 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 .

Při hodnocení mikrostruktury na obr.3-1a 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 do směru tváření. Jeho morfologie je velmi jemně lamelární, neboť vzdálenosti sousedních lamel cementitu jsou tak malé, že je lze světelnou mikroskopií rozlišit jen v některých zrnech; ostatní zrna perlitu se zobrazují jako tmavé plochy.

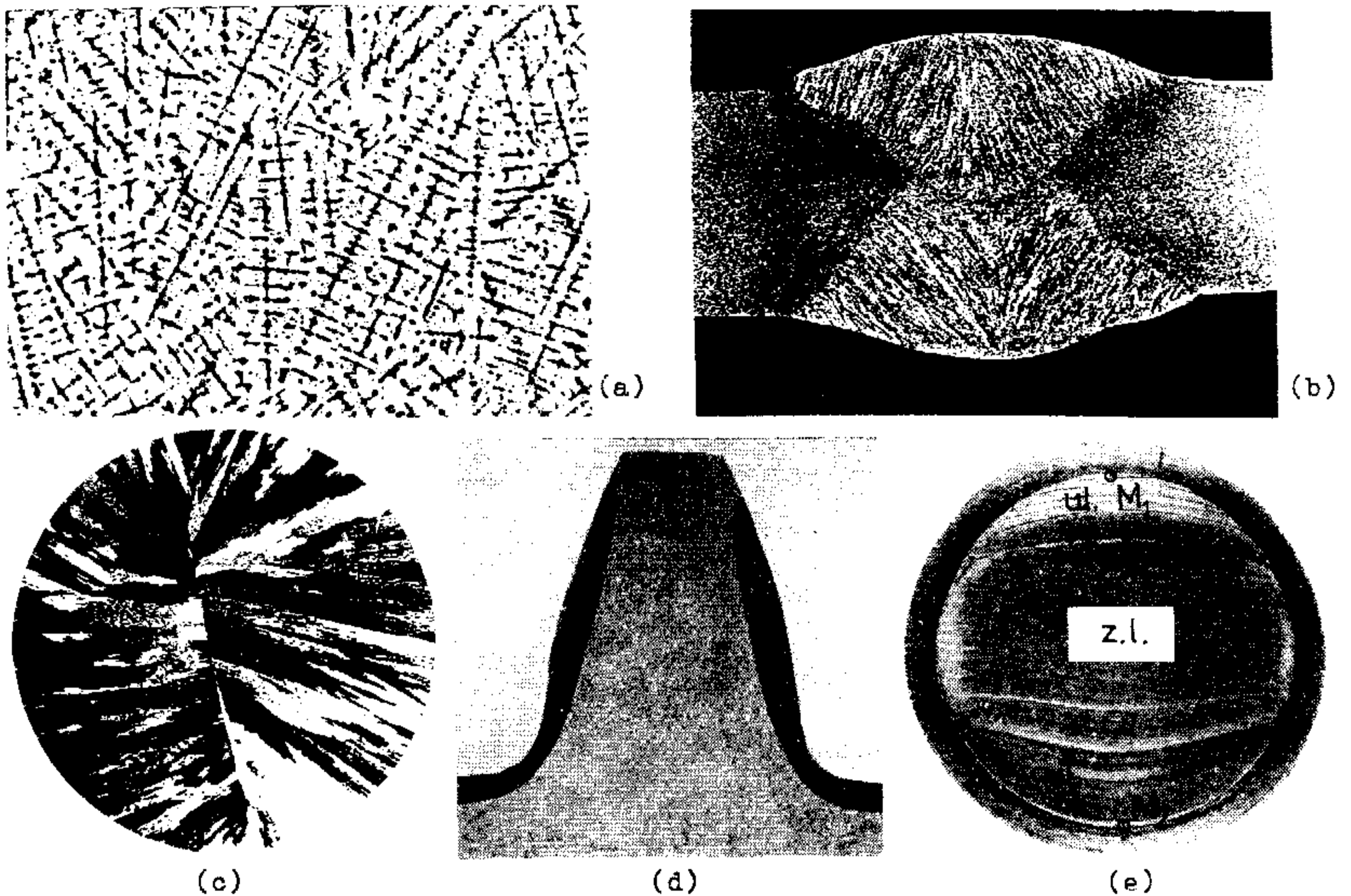


Obr.3-1 Příklady mikrostruktury kovových materiálů (popis je uveden v textu)
 (a) světelná mikroskopie, zv.500x, (b) transmisní elektronová mikroskopie, zv.30000x, (c) světelná mikroskopie, zv.500x, (d,e) řádkovací elektronová mikroskopie, zv.2000x

Na obr.3-1b je mikrostruktura vytvrzené hliníkové slitiny Al-4 % Cu. Zobrazeny jsou jednak deskovité částice precipituující intermetalické fáze θ' (Al_2Cu), jednak dislokace v okolní kovové matici (přesycený tuhý roztok α').

Obr.3-1c zobrazuje stopy 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 martensiticko-austenitické oceli (0,02 % C-10 % Cr-10 % Ni-2 % Mo-Ti-Al) je na obr.3-1d, 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 makrostruktury kovových materiálů (popis je uveden v textu)
 (a) dendrity, leptáno, zv.2x, (b) svar, leptáno, zv.2x, (c) odlitek, leptáno, zv.1x, (d) ozubení, leptáno, zv.1,5, (e) únavový lom, nelept. zv.2x

Vybrané ukázky makrostruktury kovových materiálů jsou na obr.3-2. Dendrity v lité oceli, které jsou výsledkem krystalizace s negativním teplotním gradientem a svědčí i o heterogenitě chemického složení, jsou na obr.3-2a. Na makrostruktuře svaru (obr.3-2b) 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.3-2c) prorostly nežádoucím způsobem až do jeho středu; v odlitku došlo ke transkrystalizaci. Na obr.3-2d 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.3-2e je lom způsobený cyklickým ohybovým zatěžováním ocelového vzorku, v němž vznikly trhliny v místech M_1 a M_2 . Tyto trhliny se postupně šířily proti sobě až zeslabily nosný průřez tak, že v jeho zbylé ploše došlo k náhlému lomu.

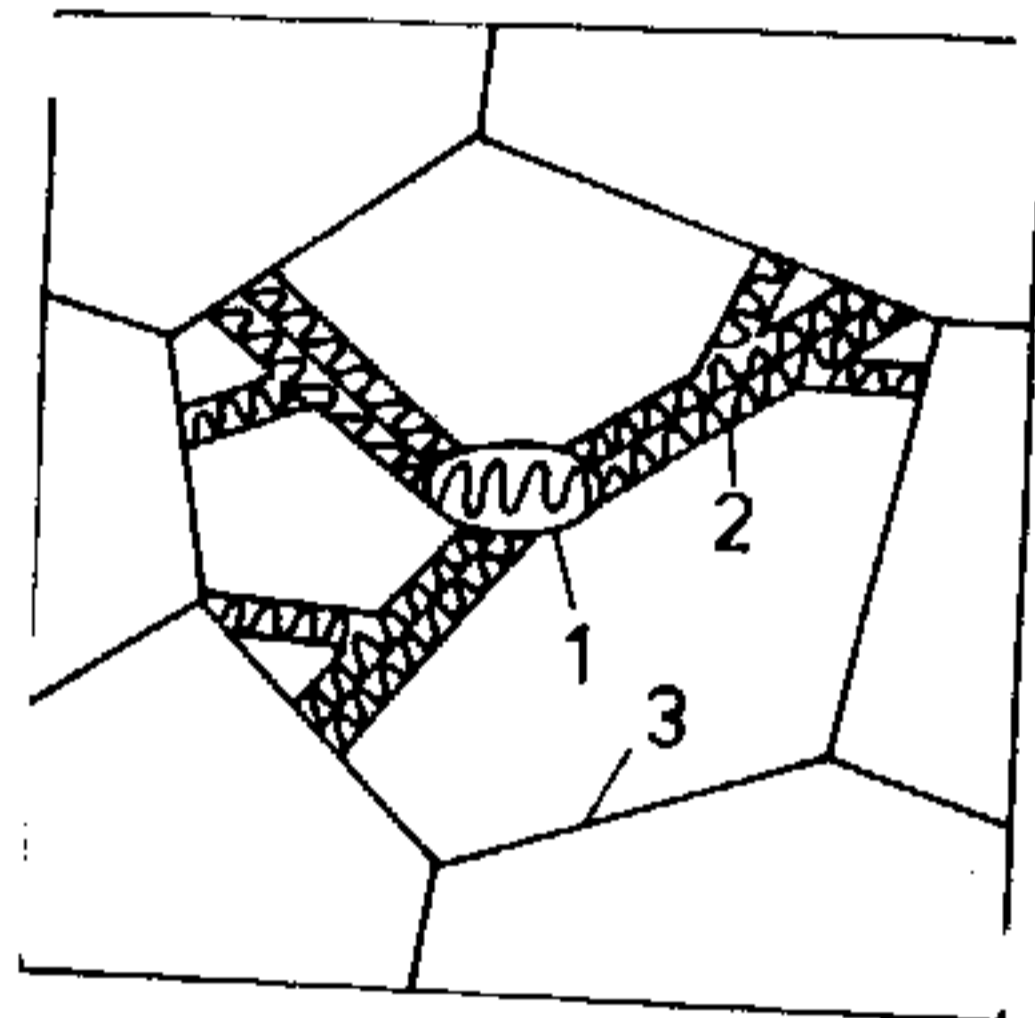
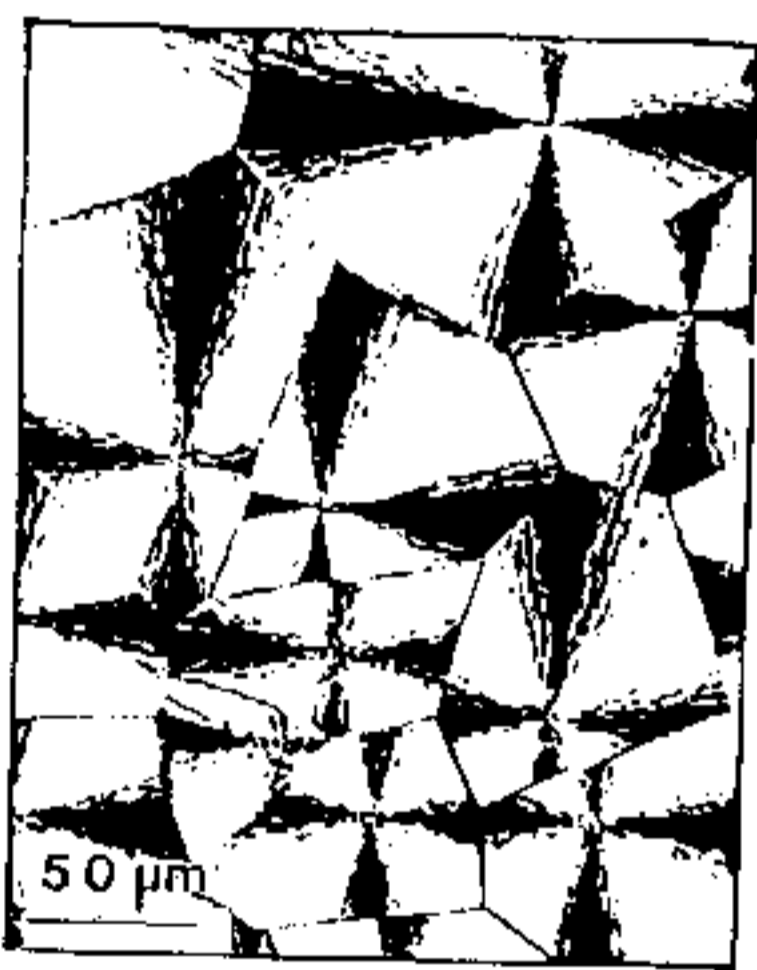
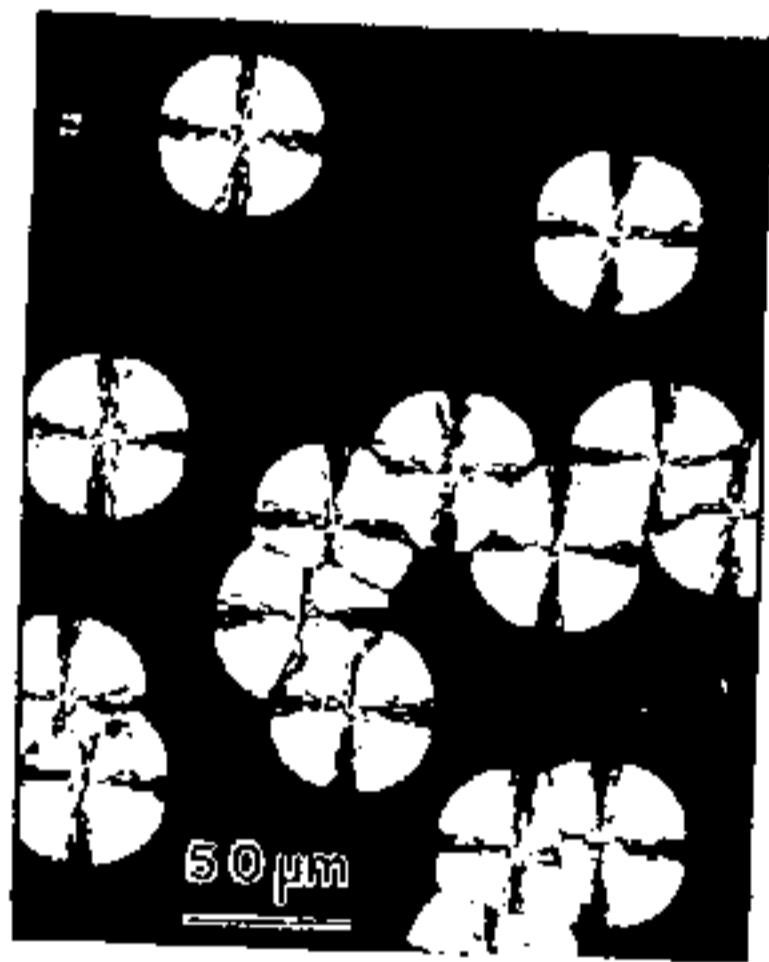
Polymerní materiály

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 útvarem semikrystalických polymerů je sférolit (obr.3-3). Svým polyedrickým tvarem a srovnatelnou velikostí připomíná zrno u kovů. Sférolit má složitou substrukturu obsahující vedle množství drobných krystalů zvaných krystality i amorfni oblasti. Při tuhnutí taveniny vzniká sférolit růstem semikrystalických substruktur z krystalizačního zárodku 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 kříži. Důležitou charakteristikou sférolitů 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 sférolitů segregují při krystalizaci příměsi (nečistoty) a nekrystalizují nízkomolekulární podíly.

KRYSTALIZACE

TUHÝ STAV



Obr.3-3 (vlevo) Sférolitická struktura polymerů

Obr.3-4 (vpravo) Struktura sférolitu

1-lamelární krystalizační zárodek, 2-agregáty lamelárních krystalitů a amorfních oblastí, 3-hranice sférolitu

Polymerní krystality tvořící substrukturu sférolitů mají tvar lamel, které vznikají více či méně pravidelným skládáním řetězců (obr.3-5). Důvodem skládání je snaha řetězců po dosažení minimální povrchové energie. Charakteristickým rozměrem lamel je jejich tloušťka, která se nejčastěji pohybuje od 10 do 500 nm, běžné rozměry jsou zhruba 10krát větší. S tloušťkou lamel l souvisí teplota tání polymeru podle vztahu

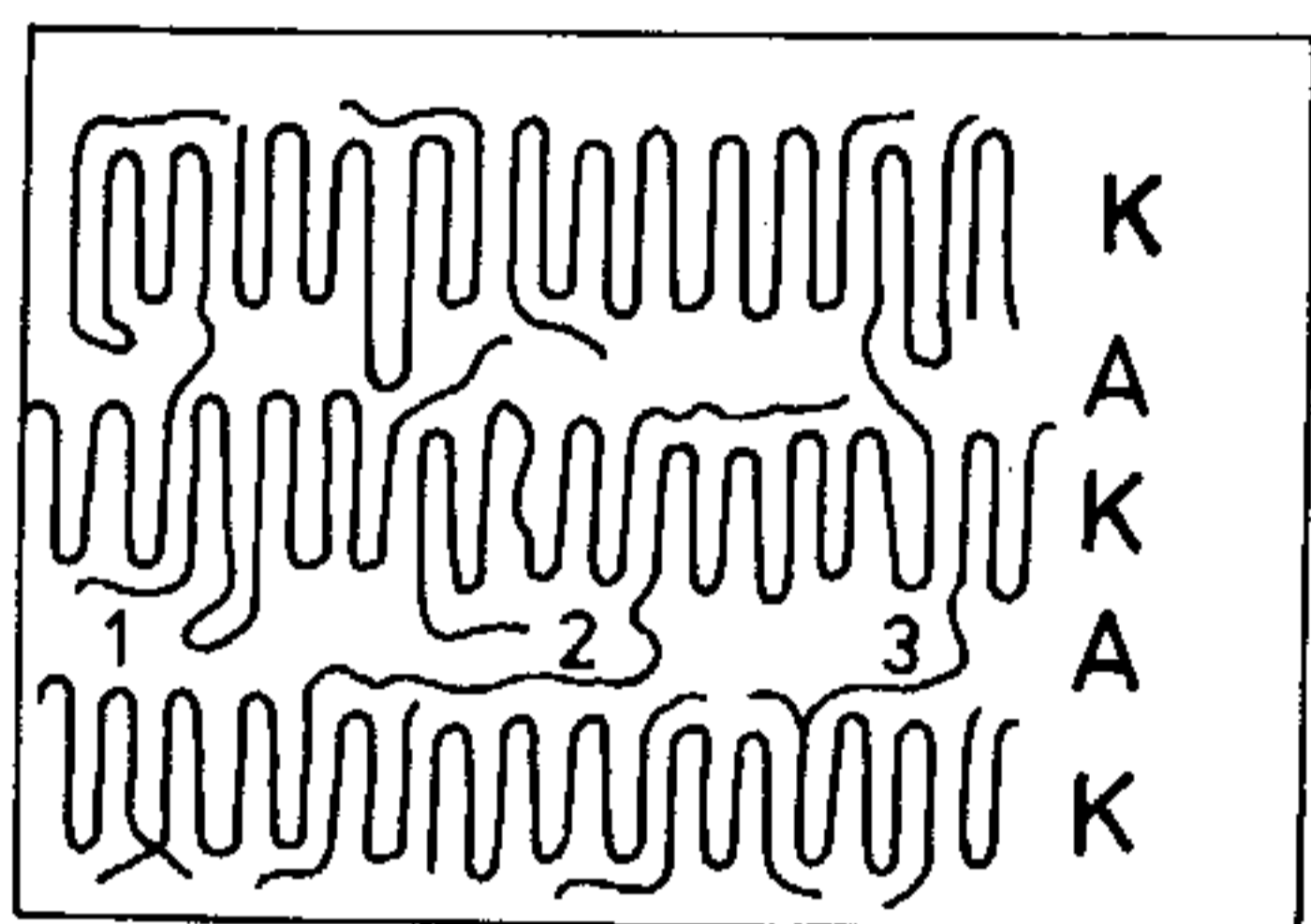
$$T_m = T_m^0 \left(1 - \frac{2\gamma}{l\Delta H_m} \right) \quad (3.1)$$

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

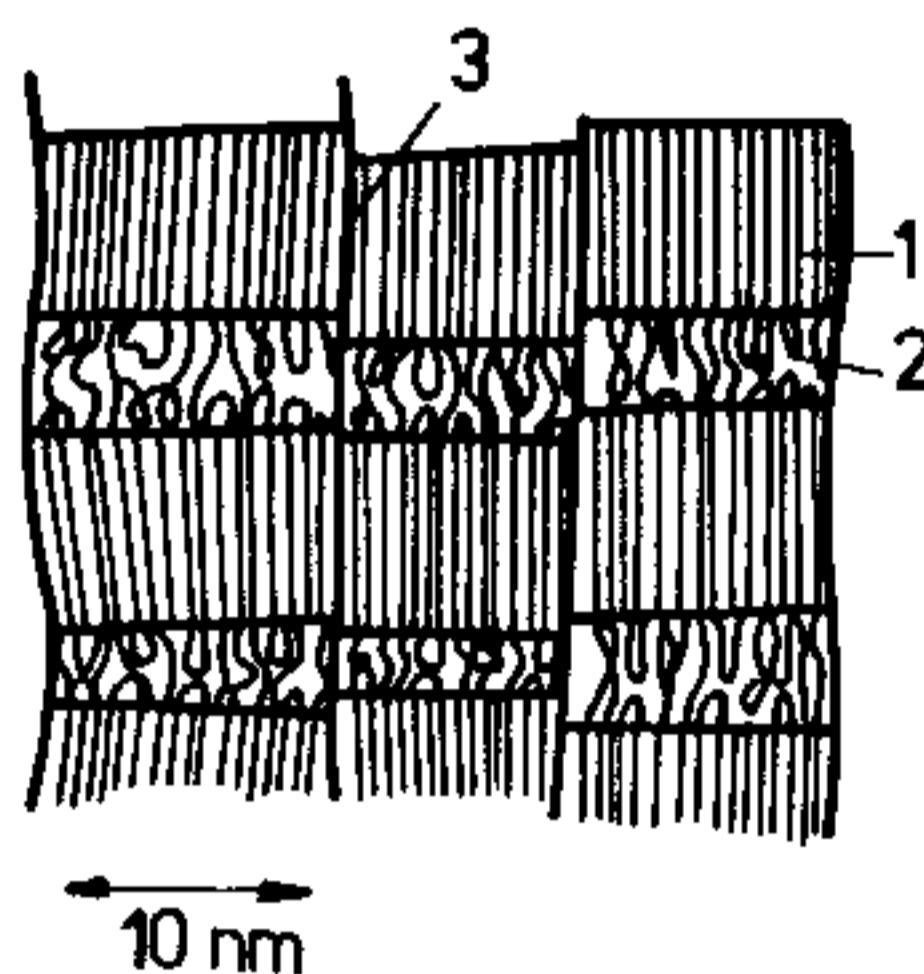
fáze v polymeru vyjadřuje jejím hmotnostním nebo objemovým podílem a nazývá se **krystalinita**. Stanovuje se pomocí fyzikálních metod, které jsou na podílu krystalické fáze ve vzorku dostatečně citlivé. Nejjednodušším způsobem měření hustoty, ze které se objemová X_r a hmotnostní krystalita X_w vypočítají podle vzorců

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

kde ρ_a je hustota amorfnní fáze a ρ_c je hustota krystalické fáze. Obojí hodnoty jsou tabelovány. Krystalinita je nejdůležitější mikrostrukturní 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 se krystalinita a tloušťka lamel zvětšuje.



Obr.3-5 (vlevo) Schema substruktury semikrystalických agregátů lamel
K-lamelární krystalit, A-amorfnní oblast, 1-nepravidelný ohyb řetězce (smyčka), 2-konec řetězce, 3-makromolekulární segment spojující sousední lamely



Obr.3-6 (vpravo) Schema fibrilární struktury orientovaných krystalických polymerů
1-krystalit tvořený napřimenými řetězci, 2-amorfnní oblast, 3-hranice mezi fibrilami

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 napřimených úseků makromolekul (obr.3-6). 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.

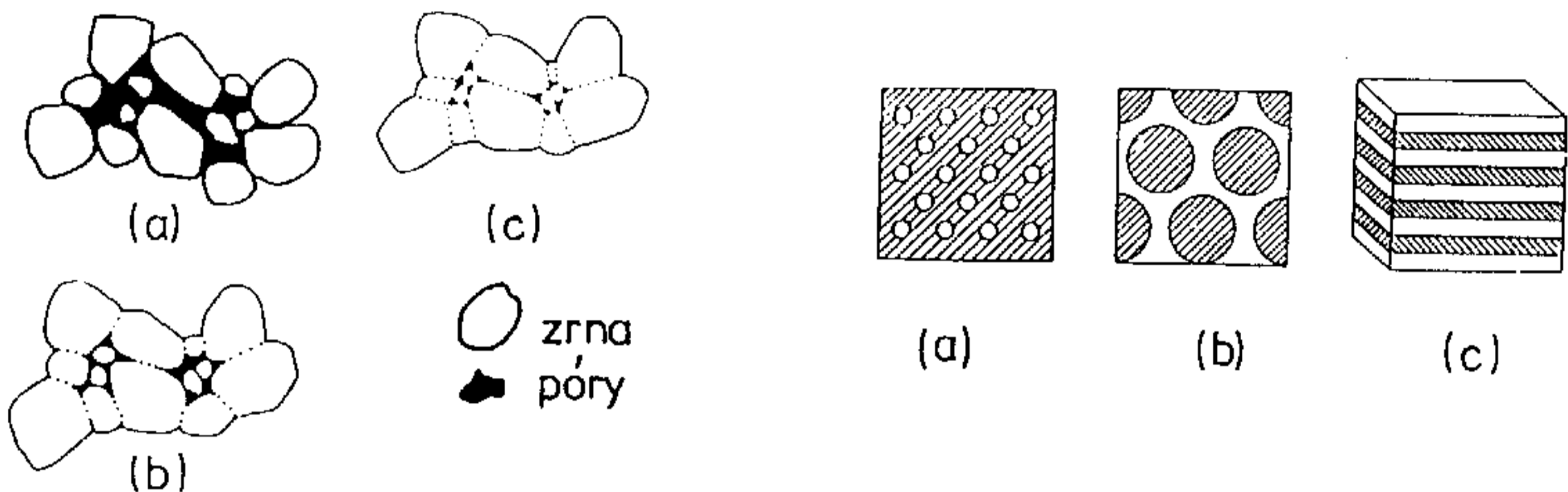
Velmi rozmanitou mikrostrukturu mají polymerní směsi a slitiny. Tvorba mikrostruktury je ovlivněna zejména podmínkami míchání složek a zpracovatelskými podmínkami, přičemž teplota a velikost smykových deformací jsou pro konečnou mikrostrukturu rozhodující. Mikrostruktura takovýchto systémů je tvořena dvěma nebo více fázemi s různě složitou morfologií. Typickým příkladem jsou polystyrenové houževnaté plasty obsahující elastomerní složku. Nejjednodušší mikrostrukturou je případ, kdy je elastomer ve formě mikroskopických kuliček (0,1 až 10 μm) dispergován v polystyrenové matrici. Množství a velikost elastomerních částic jsou základními mikrostrukturními charakteristikami, které ovlivňují mechanické vlastnosti směsi.

Keramické materiály

Mikrostrukturu keramiky, pokud je jednofázová, 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

$$\% \rho_{\text{teor}} = (\rho / \rho_{\text{teor}}) \cdot 100 \quad (3.3)$$

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

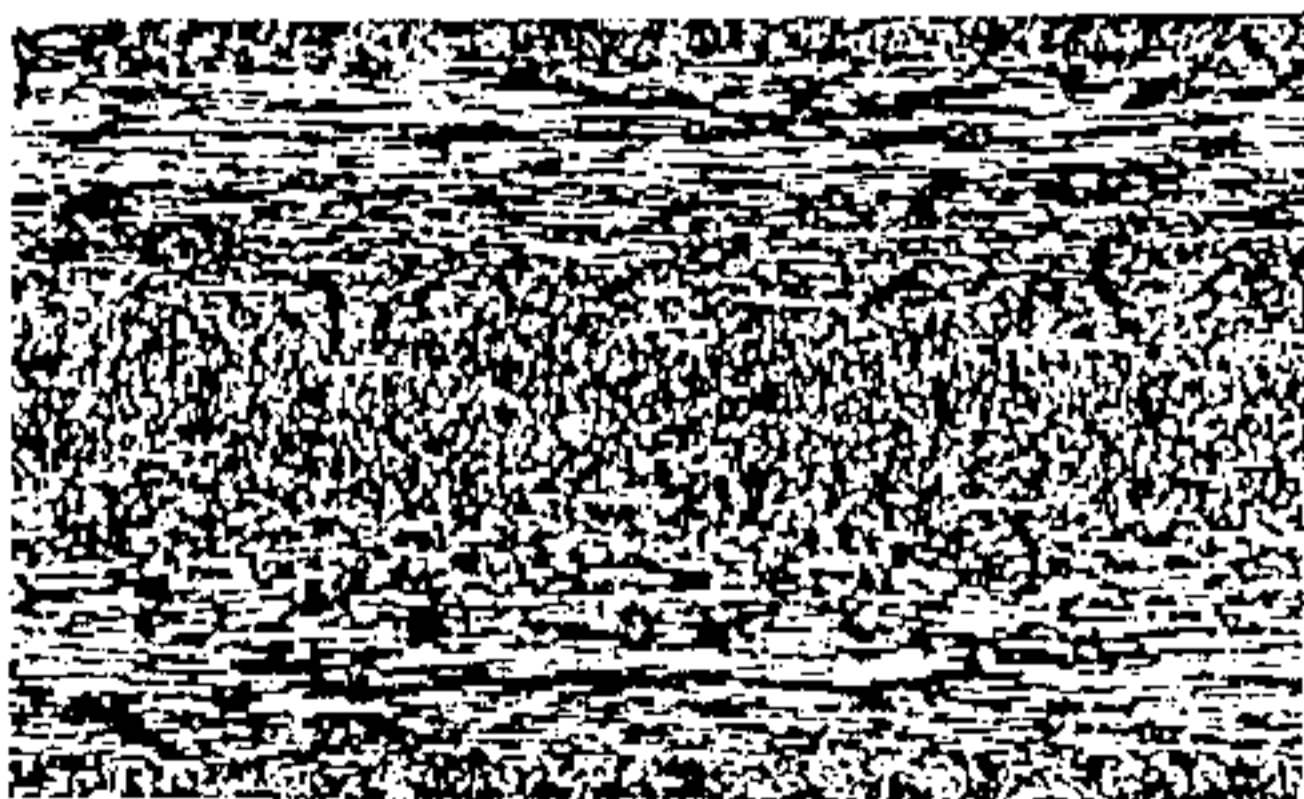


Obr.3-7 (vlevo) Schema vzniku pórů při slinování keramického prášku (a) výchozí stav, (b) slinování, (c) konečná mikrostruktura

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

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

Studium mikrostruktury kompozitů 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 vstříkovaných termoplastických kompozitech (obr.3-9).



—→ 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 vlhkosti

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 patrný 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.

3.2 Mechanické vlastnosti

Mechanické vlastnosti kvantitativně hodnotí 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, pro určité podmínky namáhání.

Pružnost je schopnost materiálu vykazovat před porušením pružnou deformaci (kap.2.6.2). 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, při únavě. 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 lomová pevnost závisí na krystalografické stavbě a určuje odolnost proti porušení odtržením v pružném stavu.

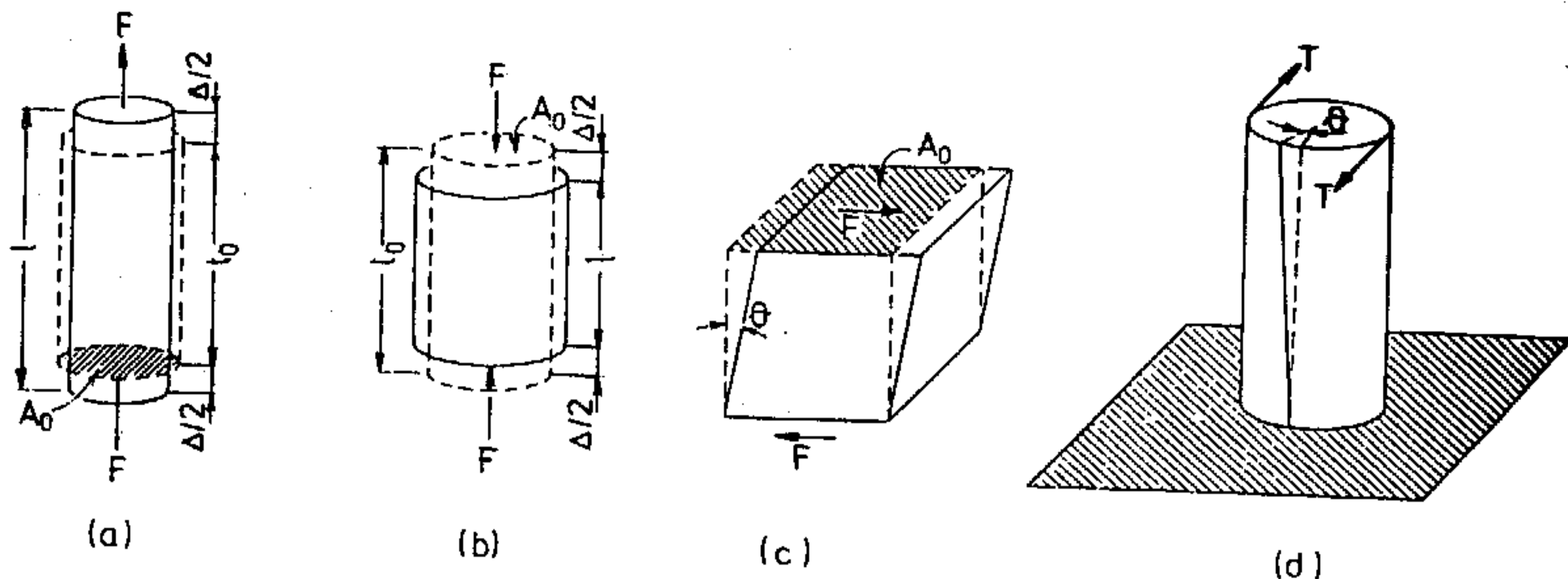
Plasticita je schopnost materiálu zachovat trvalé deformace vyvolané účinkem vnějších sil. Měřítkem plasticity bývá velikost poměrné trvalé deformace před porušením.

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 :

- (a) podle způsobu zatěžování - na zkoušky tahem, tlakem, ohybem, krutem, stříhem (obr.3-10)
- (b) podle stavu napjatosti - na zkoušky při jednoosé napjatosti (nejčastěji jednoosý tah), při dvojosé i trojosé napjatosti (zkoušky vrubovaných těles)
- (c) 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
- (d) podle fyzikálních podmínek - na zkoušky za různých teplot a v různých prostředích.

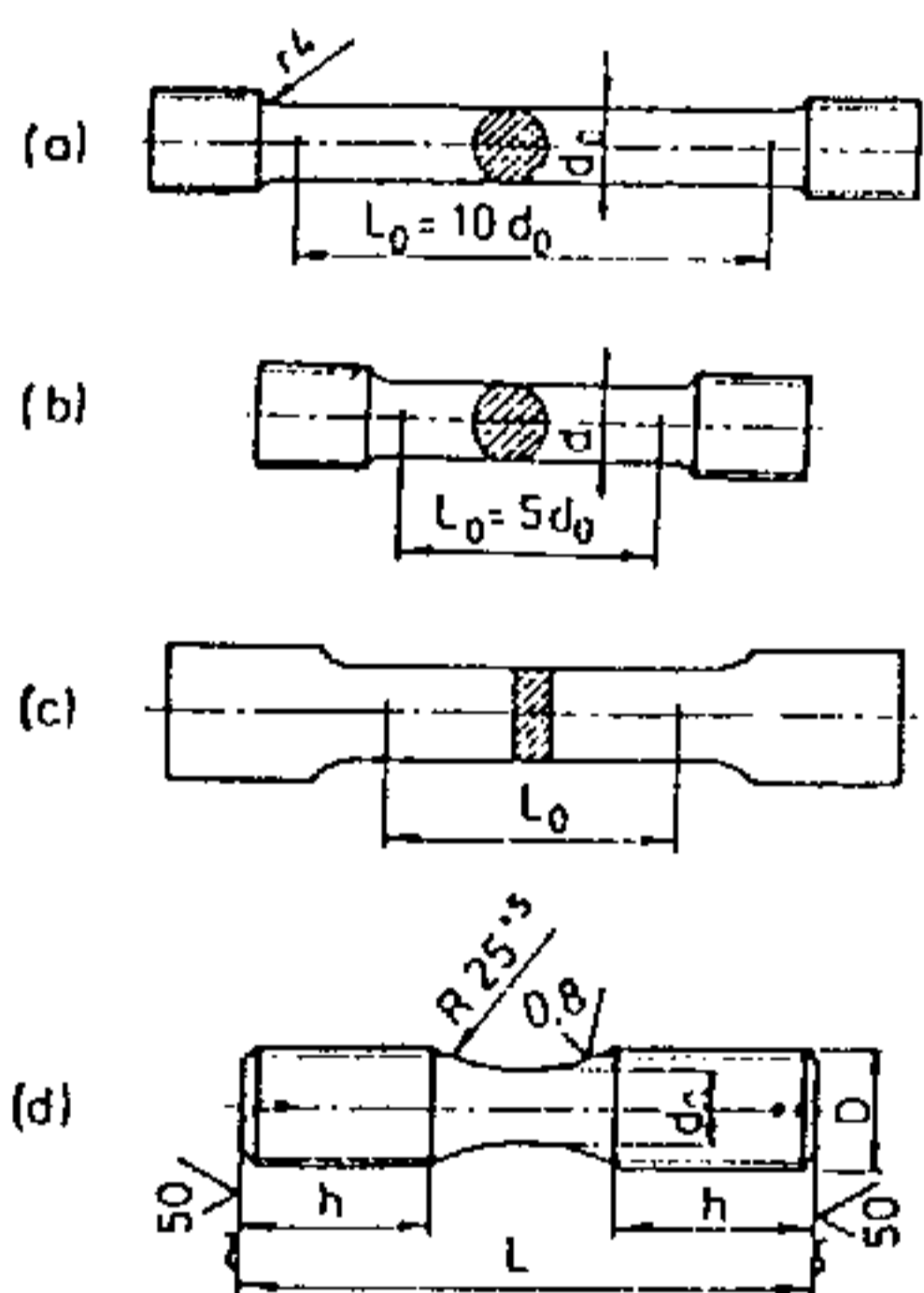


Obr. 3-10 Schema různých způsobů zatěžování (a) tah, (b) tlak, (c) střih (d) krut

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 plastic-
ké vlastnosti materiálu. Zkušební tyče mají normovaný tvar a rozměry (obr. 3-11).

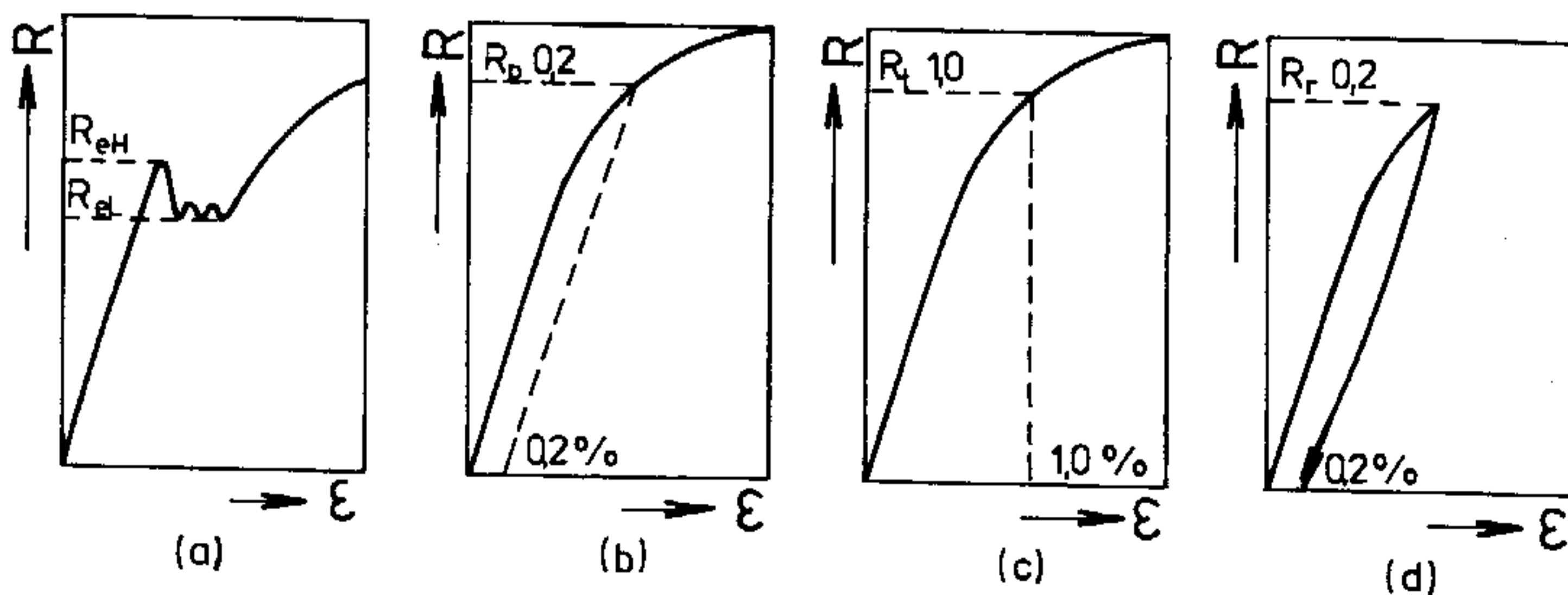


Obr. 3-11 Tvary zkušebních tyčí pro zkoušku tahem

Zkušební zařízení umožňuje registrovat během zatěžování tahovou sílu z měřicí cely a prodloužení zkušební tyče pomocí extenzometru. Typický tahový diagram síla-prodloužení, resp. po přepočtu na smluvní hodnoty napětí-deformace, je zachycen na obr. 2-52. 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. Převážná většina 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

ty vyjádřené v procentech počáteční délky. V těchto případech mluvíme o smluvní



Obr. 3-12 Způsoby určení meze kluzu (viz text)

mezi kluzu. Přehledně je systém označování i stanovení meze kluzu zachycen v tab.3-I a na obr.3-12.

Tabulka 3-I Mez kluzu kovového materiálu

Typ meze kluzu	Ozn.	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 poměrného prodloužení v % (např. $R_{r0,2}$) - obr.3-12d

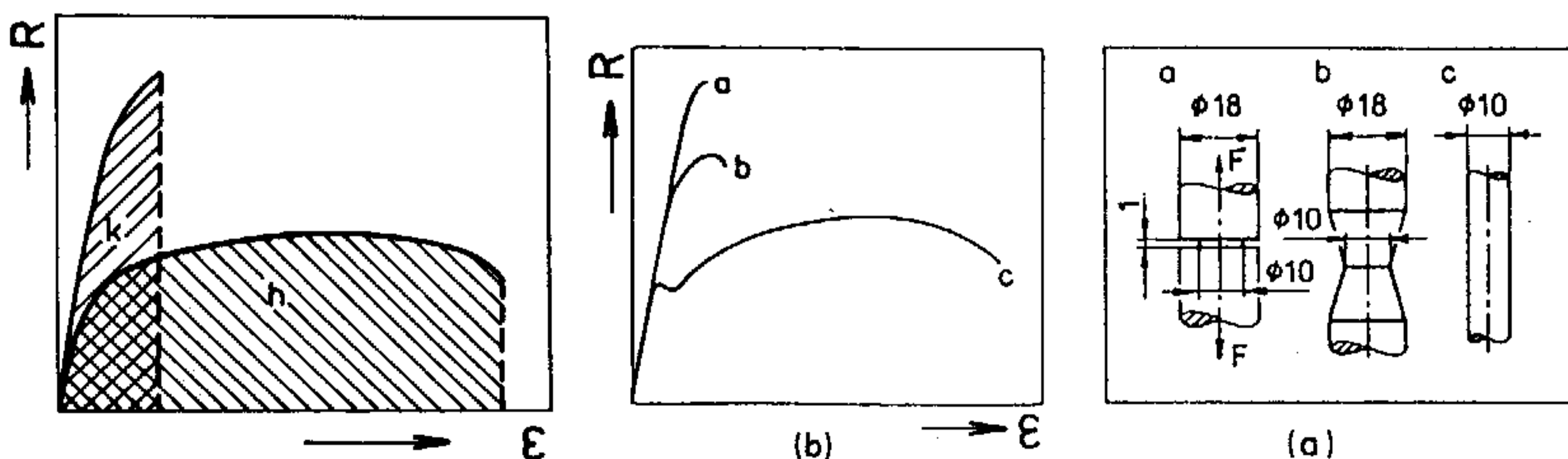
Mez pevnosti v tahu odpovídá bodu 2 tahového diagramu na obr.2-64, představuje napětí odpovídající největšímu zatížení zkušební tyče; označuje se R_m .

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. $A_{60 \text{ mm}}$).

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).



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

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

V případě, že z nějakého důvodu je 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.

Další statické zkoušky

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

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.

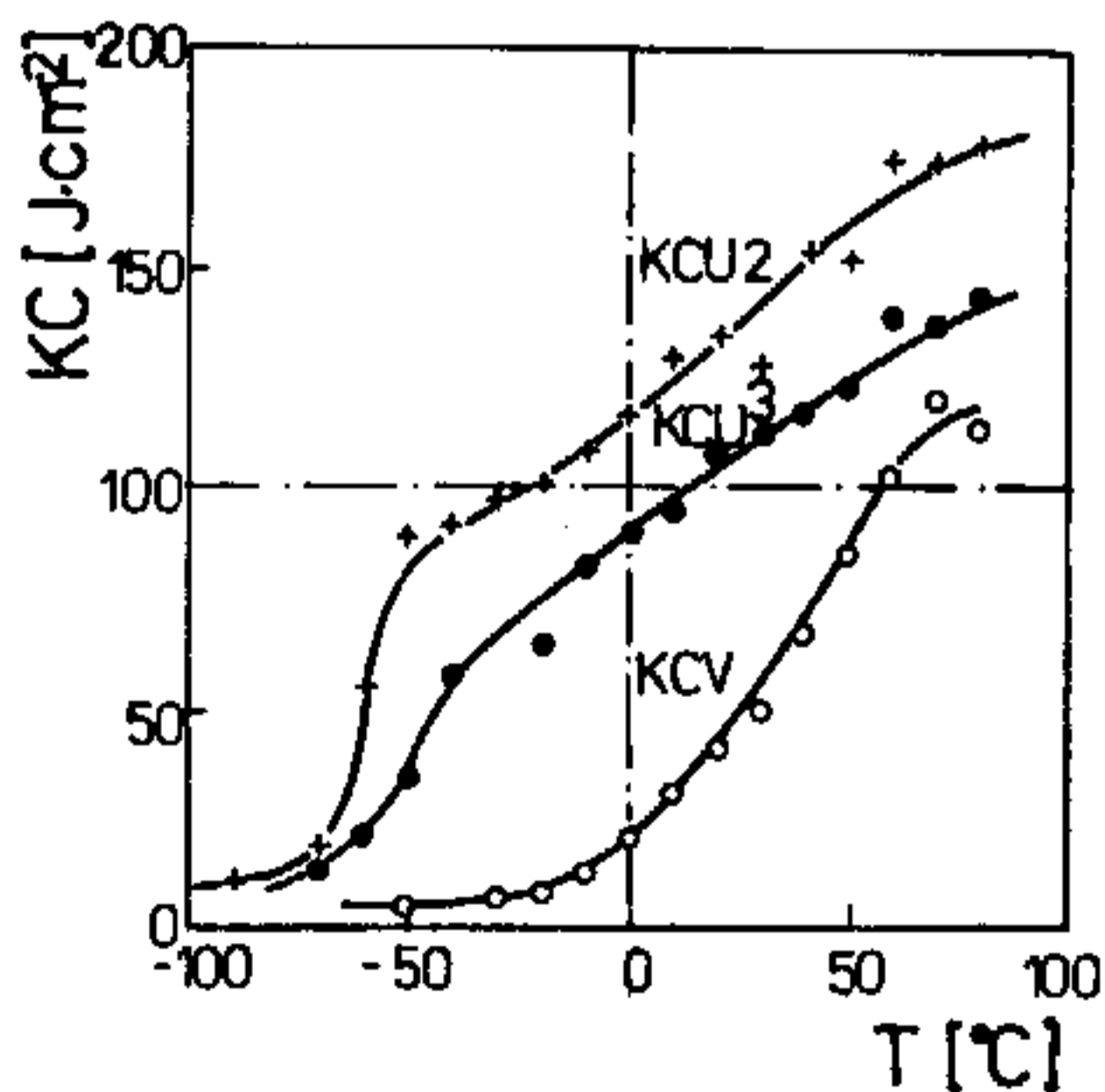
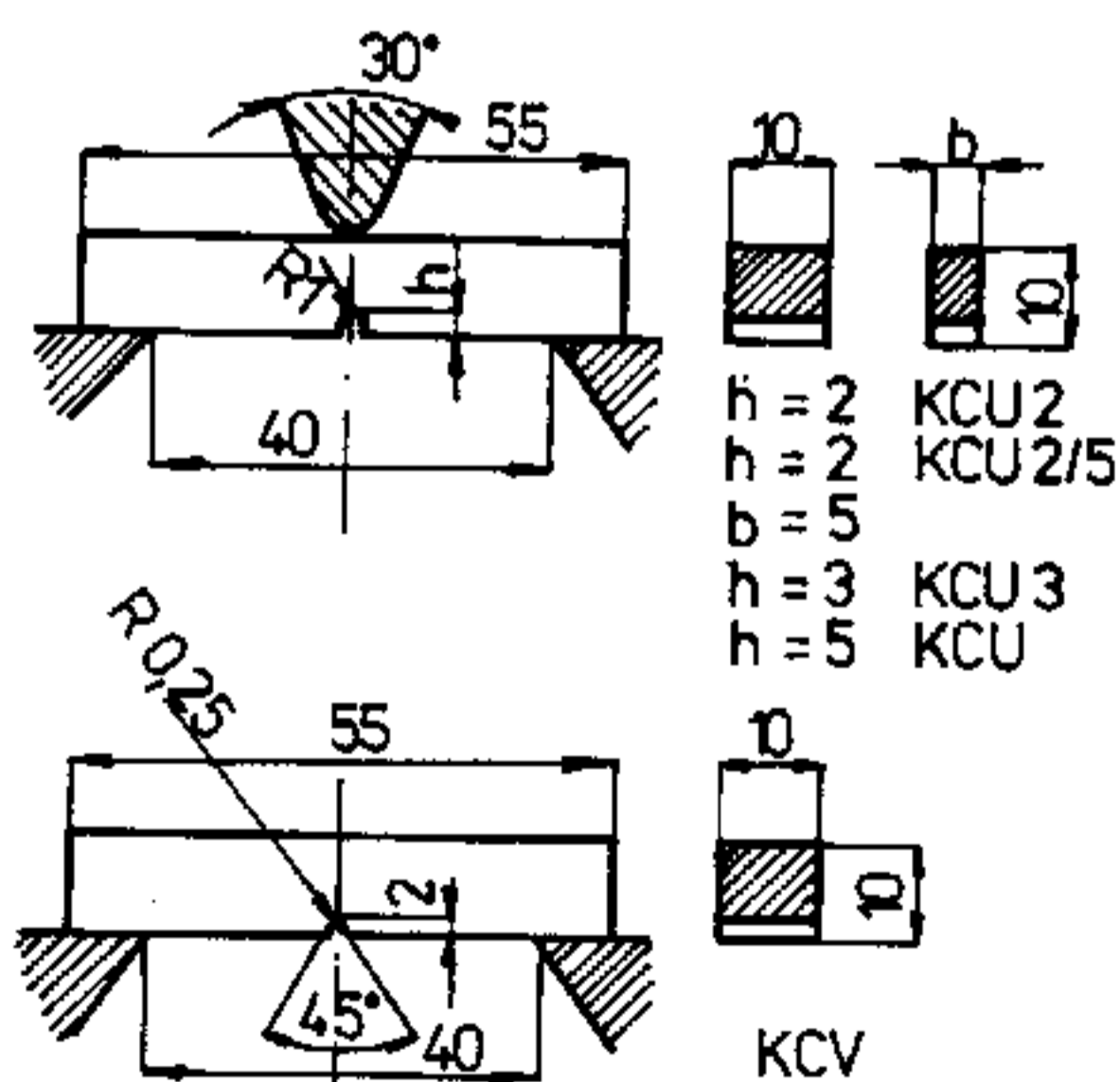
3.2.3 Houževnatost

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 vrubů či výskyt vad, ale i jakost materiálu.

Vrubová houževnatost

Zjišťuje se zkouškou rázem v ohybu, která patří mezi nejrozšířenější materiálové zkoušky. Zkušební tyč předepsaných rozměrů s definovaným vrubem je přerážena na kyvadlovém kladivu, většinou o kapacitě 300 J, rychlostí 4 až 7 m/s. Vrubová houževnatost je podílem spotřebované nárazové práce a počátečního průřezu zkušební tyče v místě vrubu

$$KC = \frac{K}{S_0} \quad [J \cdot cm^{-2}] \quad (3.4)$$



Obr.3-15 (vlevo) Zkušební tyče pro zkoušku vrubové houževnatosti

Obr.3-16 (vpravo) Teplotní závislost vrubové houževnatosti oceli 11 523.1

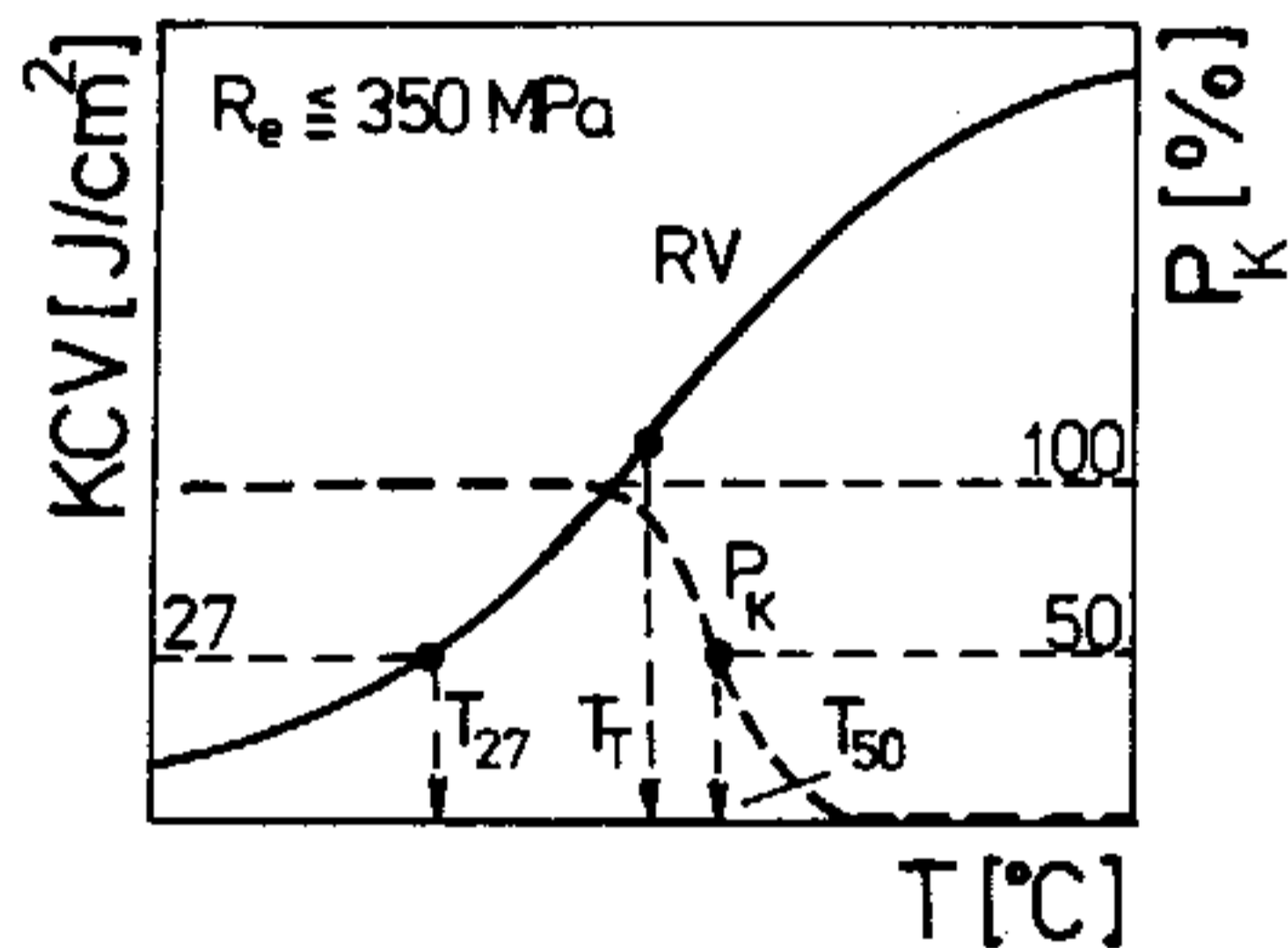
Z obr.3-15 je patrný způsob přerážení, rozměry zkušebních těles a tvary běžně používaných vrubů. Tvar a hloubka vrubu vyplývají z označení vrubové houževnatosti, např. KCV 3. Příklad vlivu vrubu a teploty na výsledek zkoušky ukazuje obr.3-16.

Veličina určená podle (3.4) nemá fyzikální význam, neboť energie spotřebovaná na přerážení zkušebního tělesa by se měla vztahovat na deformovaný objem, který je těžko měřitelný. V poslední době se často uvádí jen hodnoty nárazové práce. Hodnoty KC však nelze využít při pevnostních výpočtech. Význam rázové zkoušky spočívá v kontrole technologie a tepelného zpracování; ocel musí vykazovat předepsané hodnoty vrubové houževnatosti, které udávají přejímací podmínky. Např. pro oceli s $R_e < 350 \text{ MPa}$ je $KCV_{\min} = 27 \text{ J.cm}^{-2}$ při požadované teplotě.

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

Tranzitní teploty

Křivky teplotní závislosti mají tranzitní charakter. Přejít 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 %.



Obr.3-17 Způsoby určování tranzitní teploty

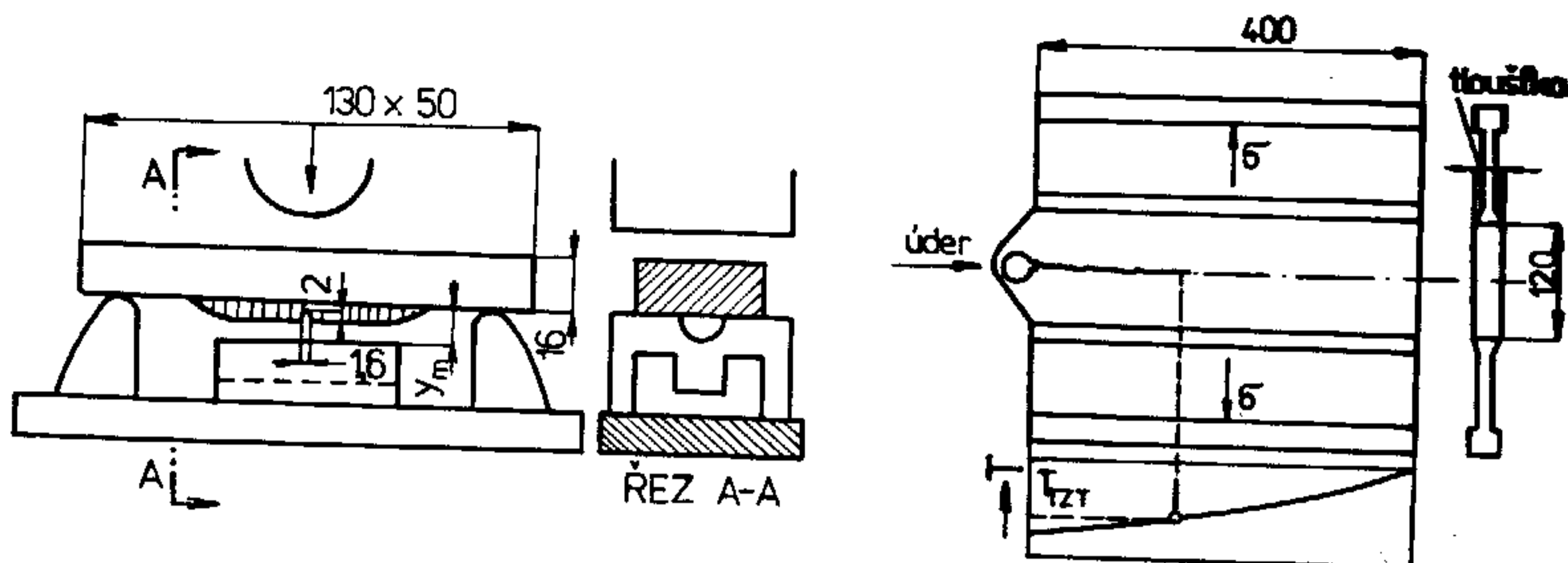
Kovy s k.t.s. mřížkou (Fe α) mají tento přechod výrazný, podobně kovy hexagonální (Zn). U kovů s k.p.s. mřížkou (Fe γ , Ni, Cu, Al) tranzitní oblast prakticky není, křehký lom se téměř neobjevuje.

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

- T_T - nejjednodušším způsobem je její určení z inflexního bodu přechodové křivky
- T_{27} - teplotu určuje minimální požadovaná hodnota vrubové houževnatosti či nárazové práce, např. $KCV = 27 \text{ J.cm}^{-2}$
- T_{K0} - tranzitní teplota křehkosti je určena minimální hodnotou KCV, která však závisí na R_e dané oceli (např. pro $R_e = 350$ až 450 MPa je kritérium $KCV=45 \text{ J.cm}^{-2}$)
- T_{50} - určena pro 50 % podíl křehkého lomu na lomové ploše

Různě stanovené tranzitní teploty vykazují značný rozdíl. Výsledky z malých laboratorních vzorků jsou dále rozdílné od sklonu reálných konstrukcí ke křehkému lomu. Proto nověji byly zavedeny zkoušky stanovení tranzitních teplot rozměrných vzorků. Představitelem takové zkoušky, probíhající za konstantní teploty je např. zkouška stanovení teploty nulové houževnatosti, navržená 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 .

Na tahové straně desky tak vzniká namáhání rovné mezi kluzu zkoušené oceli. Teplota T_{NDT} je nejvyšší teplota, při které se křehká trhлина iniciovaná ve vrubu svaru rozšíří k okraji vzorku.



Obr.3-18 (vlevo) Schema zkoušky stanovení T_{NDT}
 Obr.3-19 (vpravo) Schema zkoušky stanovení T_{TZT}

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

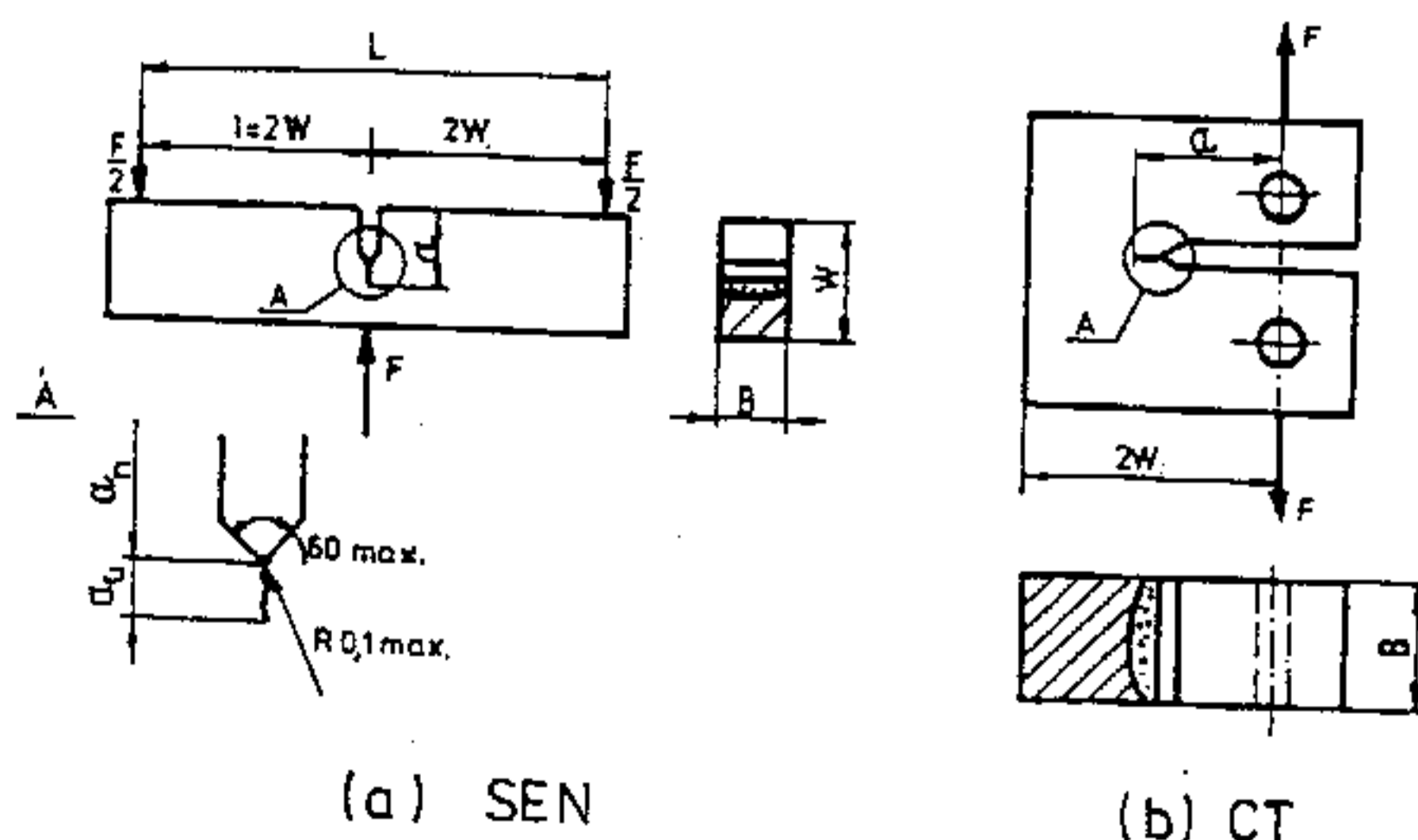
Lomová houževnatost

Obecně byla definována v kap.2.6.3. U konkrétního tělesa s reálnou trhlinou

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad (3.5)$$

kde faktor Y , zahrnující vliv tvaru a velikosti trhliny a geometrie tělesa bývá značně komplikovaný.

Křehký lom nejnáze vznikne u rozměrných, tlustostěnných konstrukcí, kde při podmínkách $\sigma_z = \nu (\sigma_x + \sigma_y)$ a $\epsilon_z = 0$ vzniká prostorová napjatost, označovaná jako rovinná deformace. Lomová houževnatost je definována jako kritická hodnota faktoru intenzity napětí při stavu rovinné deformace a označuje se K_{IC} . Kritický stav při zatěžování je určen okamžikem iniciace subkritického (pomalého a nevratného) šíření trhliny. Jeho stanovení vychází ze zkoušek normovaných těles s trhlinou, nejčastěji typu SEN (a) nebo CT (b) dle obr.3-20.



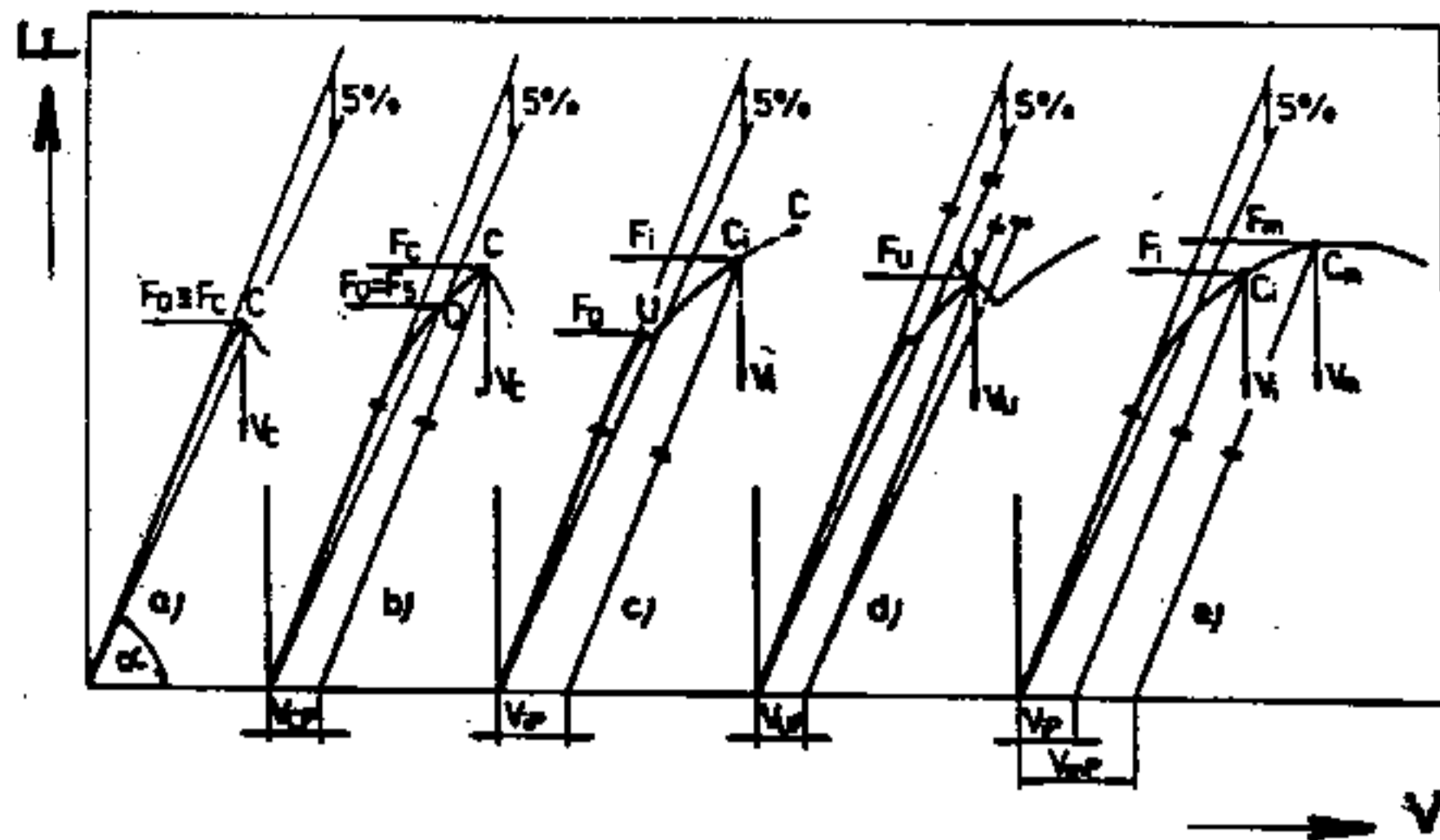
Obr.3-20
 typy zkušebních těles
 pro zkoušku K_{IC}

(a) SEN

(b) CT

Stanovení mezního okamžiku určuje síla F_Q . Na obr.3-21 jsou různé typy záznamů závislosti síla F - otevření trhliny V . Způsob geometrického určení

síly F_Q je z obrázku patrný.



Obr.3-21
Různé typy zatěžovacích diagramů

Pro těleso SEN je provizorní lomová houževnatost K_Q určena vztahem

$$K_Q = \frac{F_Q \cdot L \cdot Y_1}{B \cdot W^{1,5}} \quad (3.6)$$

kde Y_1 závisí na poměru a/W .

Provizorní hodnota K_Q se stává platnou hodnotou K_{IC} splněním řady podmínek, z nichž nejdůležitější je platnost stavu rovinné deformace dle vztahu

$$a, B \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{R_e} \right)^2 \quad (3.7)$$

Materiály středních a nižších pevností vykazují na čele trhliny rozsáhlou, plasticky deformovanou zónu. Zátěžné diagramy odpovídají typům c), d) a e) na obr.3-21. Vznikem křehkého lomu v těchto případech se zabývá elasticko-plastická lomová mechanika (kap.2.6.3). 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

$$K_{IC}^2 = E' \cdot J_{IC} = 2 \cdot E' \cdot R_e \cdot \delta_{IC} \quad (3.8)$$

kde $E'=E$ pro stav rovinné napjatosti a $E' = \frac{E}{1-\nu^2}$ pro stav rovinné deformace.

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, akustické emise či potenciometrické metody.

Kritické rozevření trhliny δ_C se vypočítá z hodnoty rozevření snímače V_C dle obr.3-22. Pro celkové rozevření, sestávající z elastické a plastické části, platí

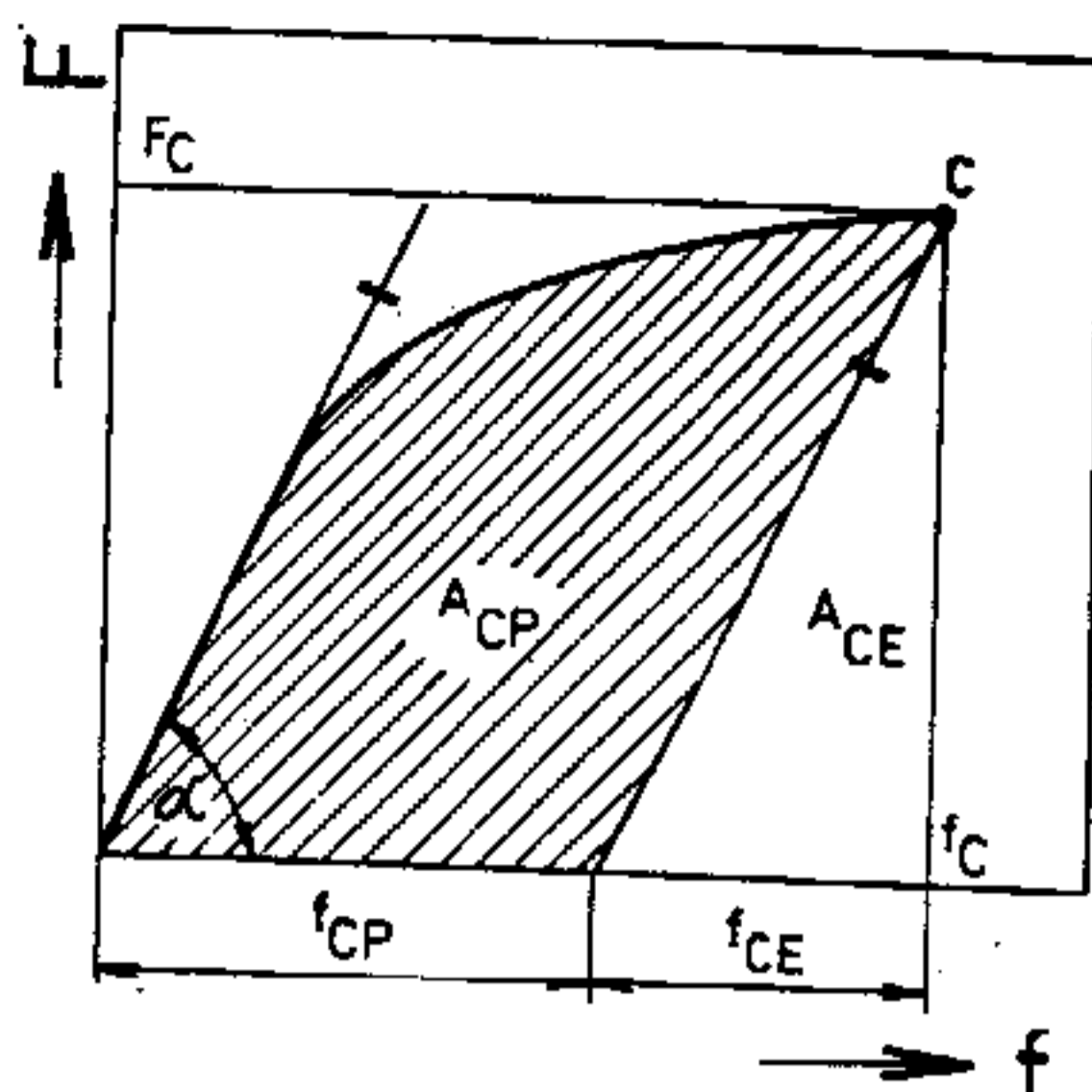
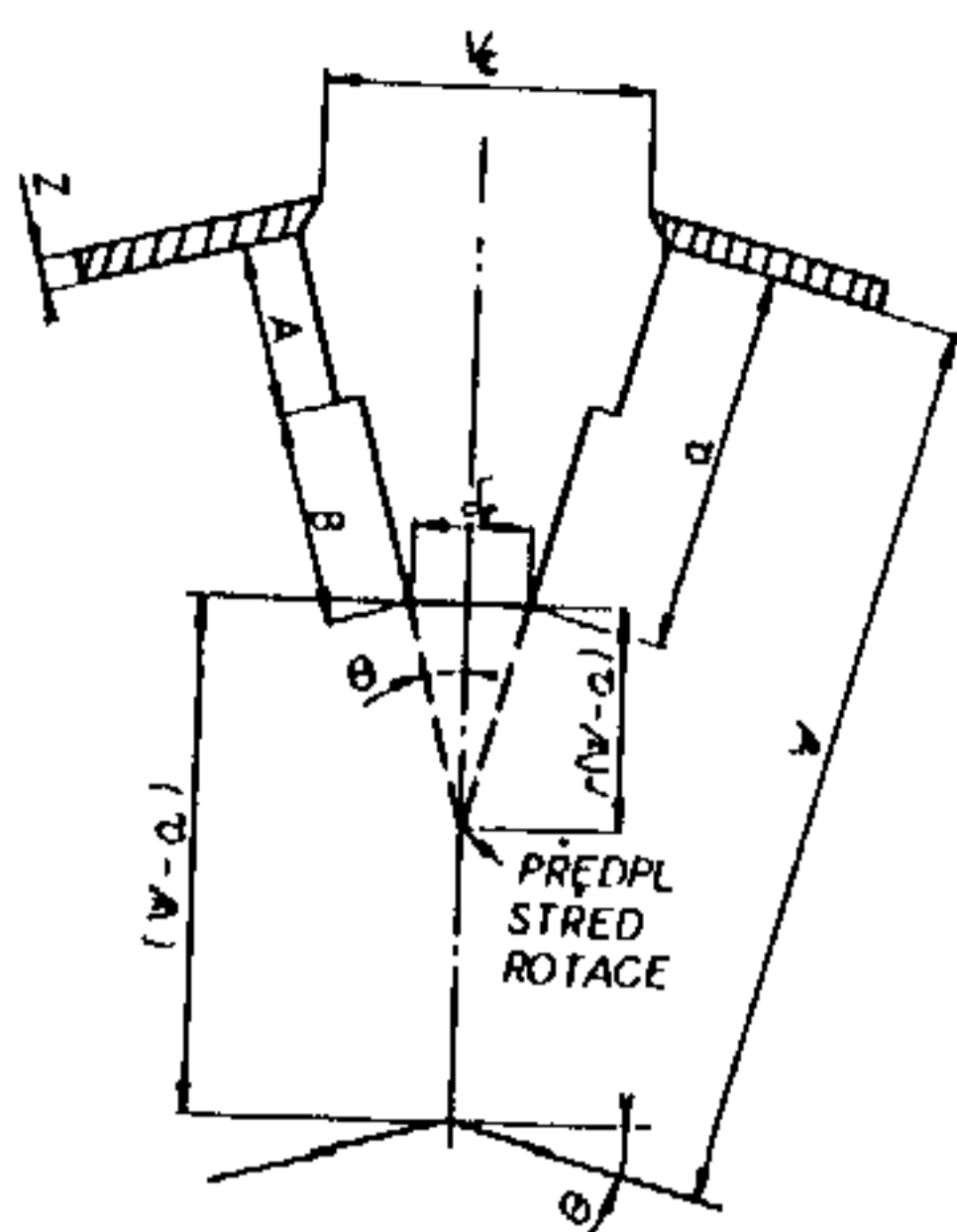
$$\delta_C = \delta_{CE} + \delta_{CP} \quad (3.9)$$

Elastická složka δ_{CE} se vyjádří ze vztahu (3.8) a plastická složka δ_{CP} jako funkce V_{CP} (obr.3-21) a geometrických vztahů podle obr.3-22.

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

$$\min [a, (W-a)] \leq 50 \delta_C. \quad (3.10)$$

Pro měření J-integrálu se musí zhotovit 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 $A_{CE} + A_{CP}$.



Obr. 3-22 Schema modelu pro výpočet δ_C Obr. 3-23 Diagram zatěžování F-f

Kritická hodnota J_C se vypočítá ze vztahu

$$J_C = J_{CE} + J_{CP} = \frac{1-\nu^2}{E} \cdot K_C^2 + \frac{X_i \cdot A_{CP}}{B \cdot (W-a)} \quad (3.11)$$

Pro tělesa SEN je hodnota součinitele $X_i=2$.

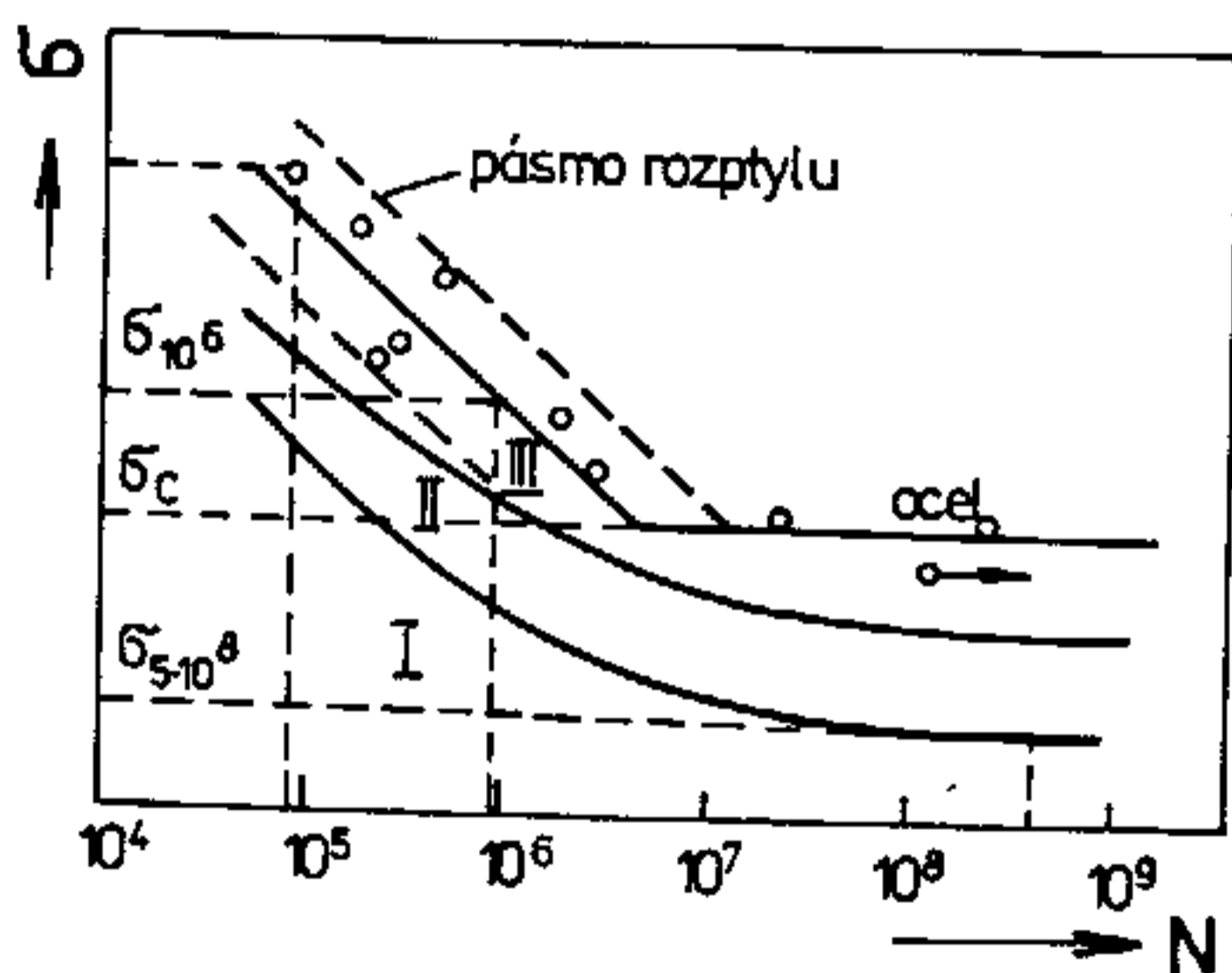
Vypočítaná hodnota je platnou hodnotou J_{IC} po splnění podmínky

$$\min [a; B; (W-a)] \geq 50 \frac{J_C}{R_e + R_m} \quad (3.12)$$

Lomovou houževnatost K_{CJ} lze pak spočítat podobně jako K_{IC} ze vztahu (3.8).

3.2.4 Únava materiálu

Při cyklickém namáhání strojních součástí dochází k únavě materiálu. Její podstatou jsou nevratné změny způsobené cyklickou plastickou deformací. Dle obr. 3-24 lze celý proces únavy 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 součástí

Experimentálně zjištěný počet cyklů do lomu v závislosti na napětí vytváří Wöhlerovu křivku. Ta pro ocel v semilogaritmických souřadnicích sestává ze dvou částí. Při počtu cyklů větším než 10^6 až 10^7 dochází k únavovému lomu při napětí σ_c , které se označuje jako mez únavy. Mez únavy je tedy největší napětí, které materiál vydrží pro teoreticky nekonečný počet cyklů, prakticky stačí pro 10^7 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,

Obr. 3-24 Wöhlerovy křivky a stadia únavového procesu

re se označuje jako mez únavy. Mez únavy je tedy největší napětí, které materiál vydrží pro teoreticky nekonečný počet cyklů, prakticky stačí pro 10^7 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,

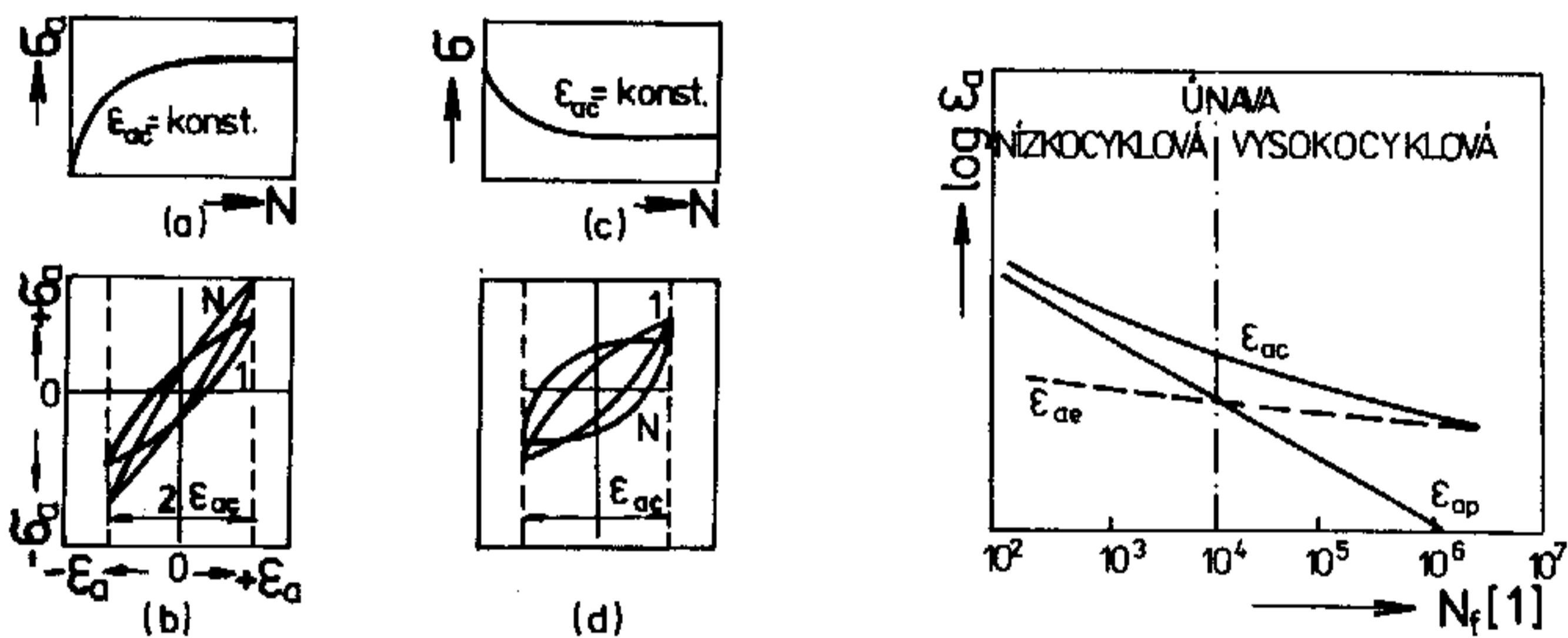
které mají předem omezenou provozní životnost, např. 10^5 či 10^6 cyklů, umožní zvýšená σ_N jejich odlehčení.

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 srovnatelná s hodnotou R_e vede k únavovým lomům s rozsáhlou plastickou deformací. Oblast se nazývá nízkocyklová únava.

Nízkocyklová únava

První dvě stadia zde představují až 80 % životnosti. Změnu mechanických vlastností potvrzuje např. změna tvaru hysterezních smyček závislosti $\sigma_a - \epsilon_a$. Indexem a se vyjadřuje, že jde o amplitudu napětí nebo deformace. Hysterezní smyčka představuje absorbovanou energii během zatěžovacího cyklu. 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.



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

Obr. 3-26 (vpravo) Mezní deformační diagram

Hodnotu amplitudy plastické deformace ϵ_{ap} i elastické deformace ϵ_{ae} v závislosti na počtu cyklů do lomu N_f lze vyjádřit Manson-Coffinovým vztahem

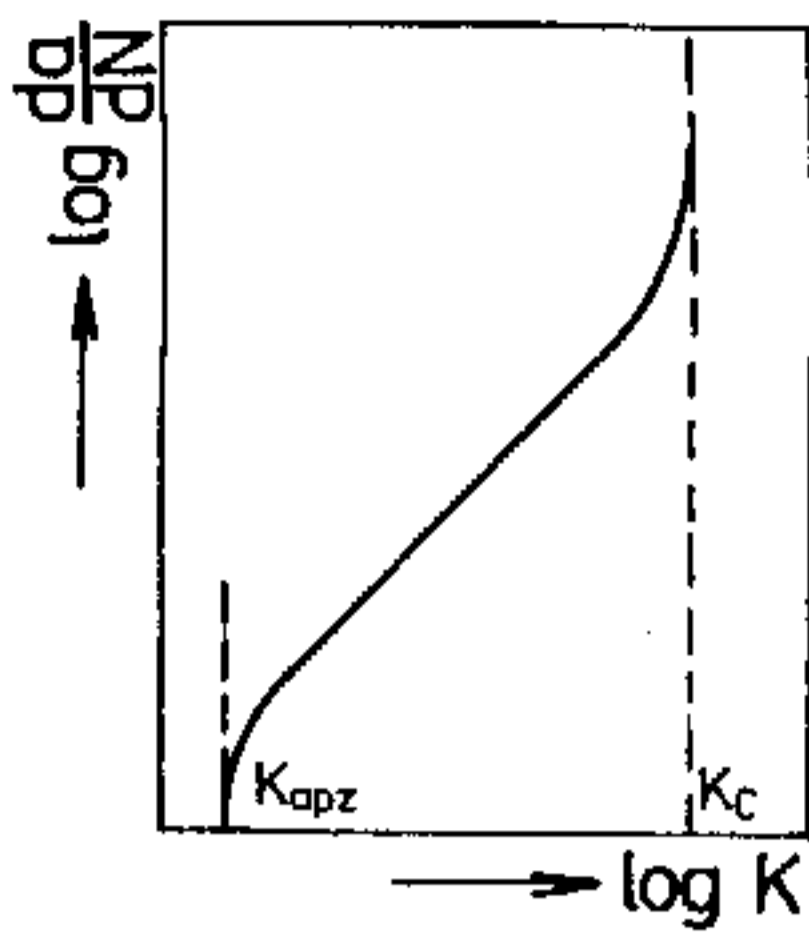
$$\epsilon_{ap} \cdot N_f^c = C \quad \epsilon_{ae} \cdot N_f^b = B \quad (3.13)$$

Mezní deformační diagram (obr. 3-26) se pak sestojí využitím vztahu

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

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 velkých trhlin blíží k nule při dosažení základní prahové hodnoty K_{apz} . Při vysokých hodnotách K_a se křivky asymptoticky blíží k hodnotě lomové houževnatosti K_C v případě křehkých materiálů.



Obr. 3-27 Rychlost šíření únavových trhlin

3.1).

V prahové a lineární oblasti uvedencu závislosti píše Parisova rovnice

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

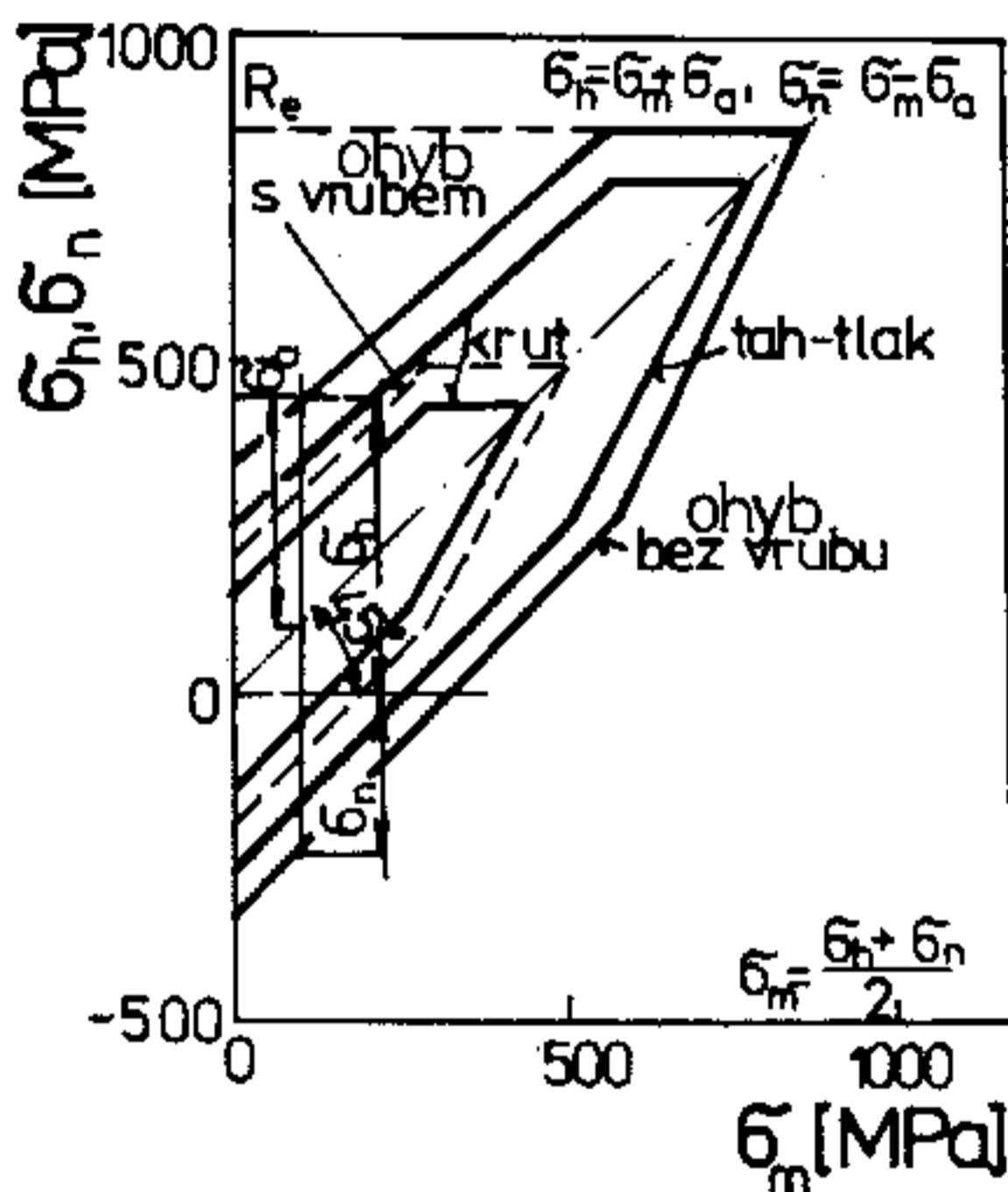
kde A a n jsou materiálové konstanty.

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.

Posledním stádiem únavového procesu je lom. U vysokocyklové únavy má lomová plocha obvykle dvě rozlišné oblasti. Únavový lom a zbytkový lom (kap.

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

- (a) pevnost materiálu - u ocelí se mez únavy pohybuje od 0,3 do 0,45 R_m
- (b) mikrostruktura - únavově zatěžované součásti je vhodné zušlechťovat; u sorbitické struktury je poměr $\sigma_c/R_m=0,6$ a stejnou hodnotu vykazuje i ferit; pro perlit je tento poměr 0,4 a pro martensit jen 0,3; nezbytná je vysoká mikročistota
- (c) 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 zatížení. Z diagramu je patrný i vliv dalších druhů namáhání na pokles únavových charakteristik.



Obr. 3-28 Smithův diagram

- (d) vruby (koncentrace napětí) - snížení σ_c přítomností vrubu na σ_{cv} vyjadřuje vrubový součinitel při únavě $\beta = \sigma_c/\sigma_{cv}$;
- (e) kvalita povrchové vrstvy - mez únavy je zvyšována kvalitou opracování povrchu, nitridováním, kuličkováním, tvářením za studena; naopak galvanickým pokovením či oduhličením povrchu σ_c klesá
- (f) velikost součásti - růst charakteristického rozměru o 1 až 2 řády sníží mez únavy o 40 až 60 %.

3.2.5 Tečení a relaxace

Mnohé součásti musí pracovat při napětí dlouhodobě za zvýšených teplot. Při tom dochází k nárůstu plastické deformace, nastává tečení (creep) materiálu. V závislosti na výši teplot, popřípadě úrovni napětí, vznikají různé tvary křivek časové závislosti plastické deformace (obr. 3-29). Časová změna deformace

$\dot{\epsilon} = d\epsilon/dt$, nazývaná rychlost tečení je závislá na σ a T .

Při nízkoteplotním tečení (do $0,35 \cdot T_m$) charakterizovaným tím, že nekončí lomem, křivka tečení sestává ze dvou částí. V oblasti I, často nazývané primární creep, dochází převážně ke zpevňování, křivku lze popsat vztahem

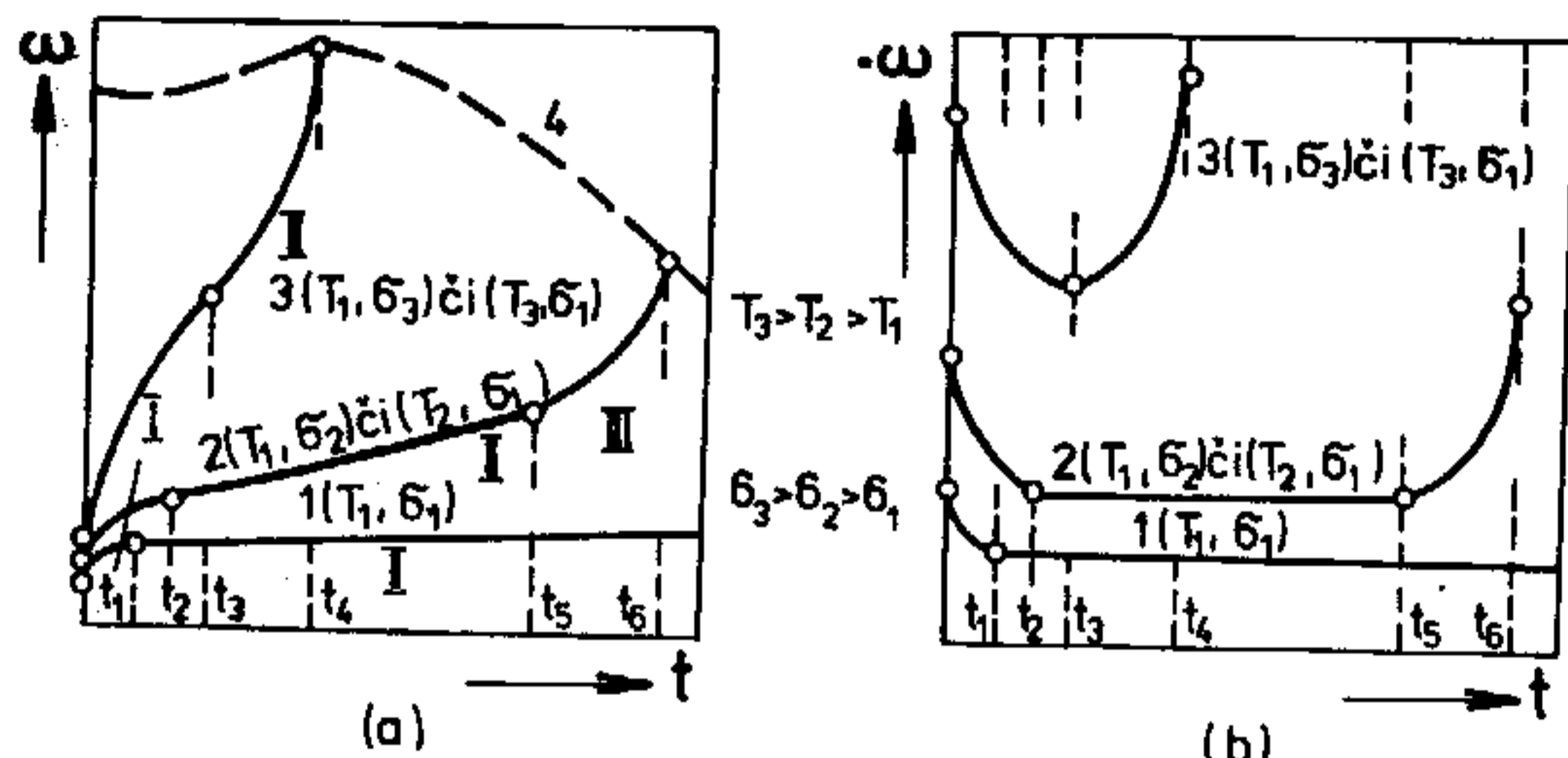
$$\epsilon_I = \alpha \cdot \log t \quad (3.16)$$

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

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

V oblasti II nastává rovnováha mezi procesy zpevnování a odpevnování. Tuto stacionární oblast, kde rychlost tečení $\dot{\epsilon}$ je konstantní, popisuje lineární vztah

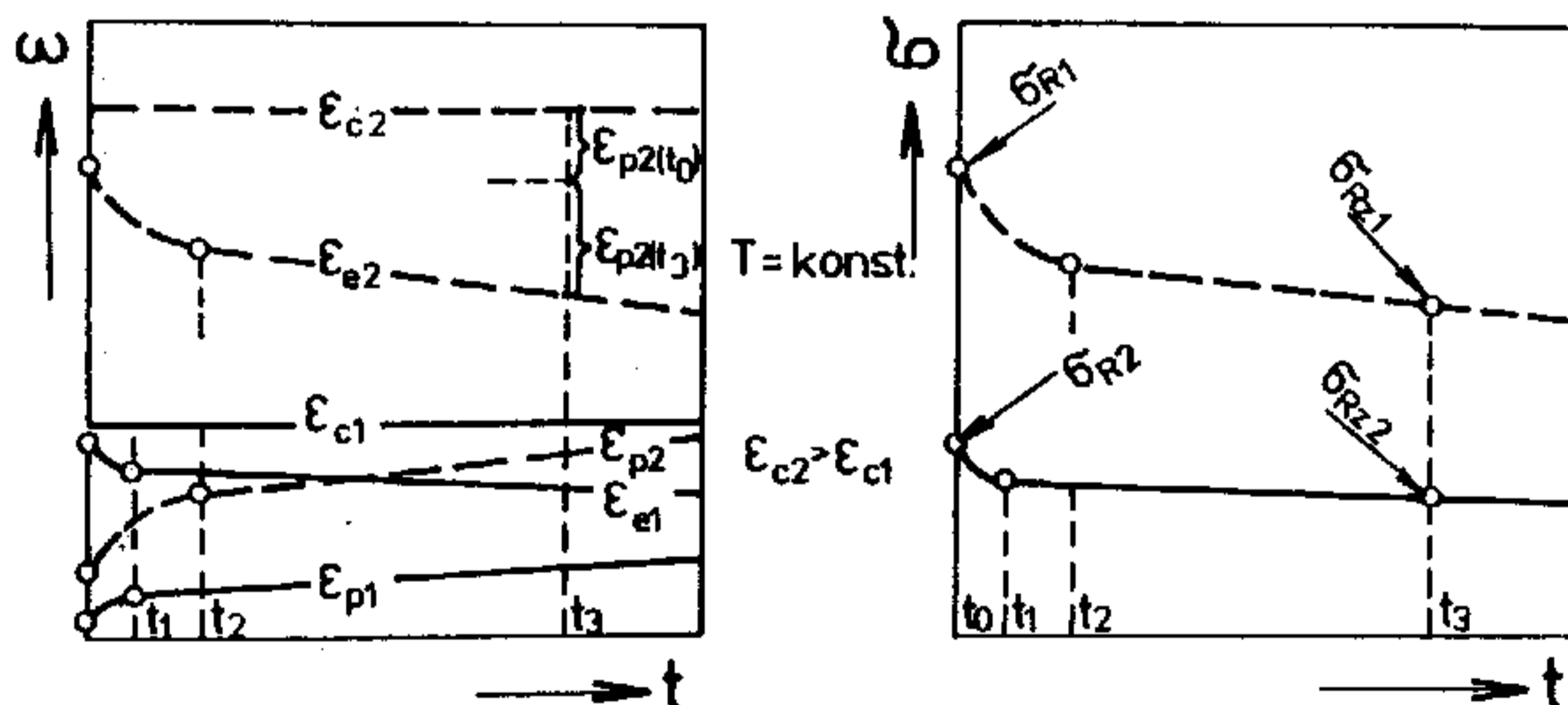
$$\epsilon_{II} = k \cdot t \quad (3.18)$$



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

Při teplotách $0,4$ až $0,85 \cdot T_m$ dochází k vysokoteplotnímu tečení. Křivka tečení sestává ze tří částí a končí lomem. Oblast II má největší praktický význam, neboť odpovídá nejčastějším podmínkám tečení. V oblasti III, předcházející lomu, převládají odpevnovací procesy a dále dochází ke vzniku a růstu trhlin. Deformace i deformační rychlost se s časem zvyšuje. Při vysokém napětí anebo teplotě může stadium stacionárního creepu zcela chybět.

Jevem podobným tečení je relaxace materiálu. Klasickým příkladem je pokles napětí v předepjatých šroubech, upevňujících víko parní turbíny. Tento stav charakterizuje obr.3-30. Příčina tkví v nárůstu plastické deformace při dlouhodobé teplotní expozici.



Obr.3-30 Časová závislost deformace (vlevo) a pokles napětí při relaxaci (vpravo)

Celková deformace

$$\varepsilon_c = \varepsilon_e + \varepsilon_p$$

(3.19)

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

$$\varepsilon_p = \varepsilon_p(t_0) + \varepsilon_p(t)$$

(3.20)

Pokles napětí je dán vztahem

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

(3.21)

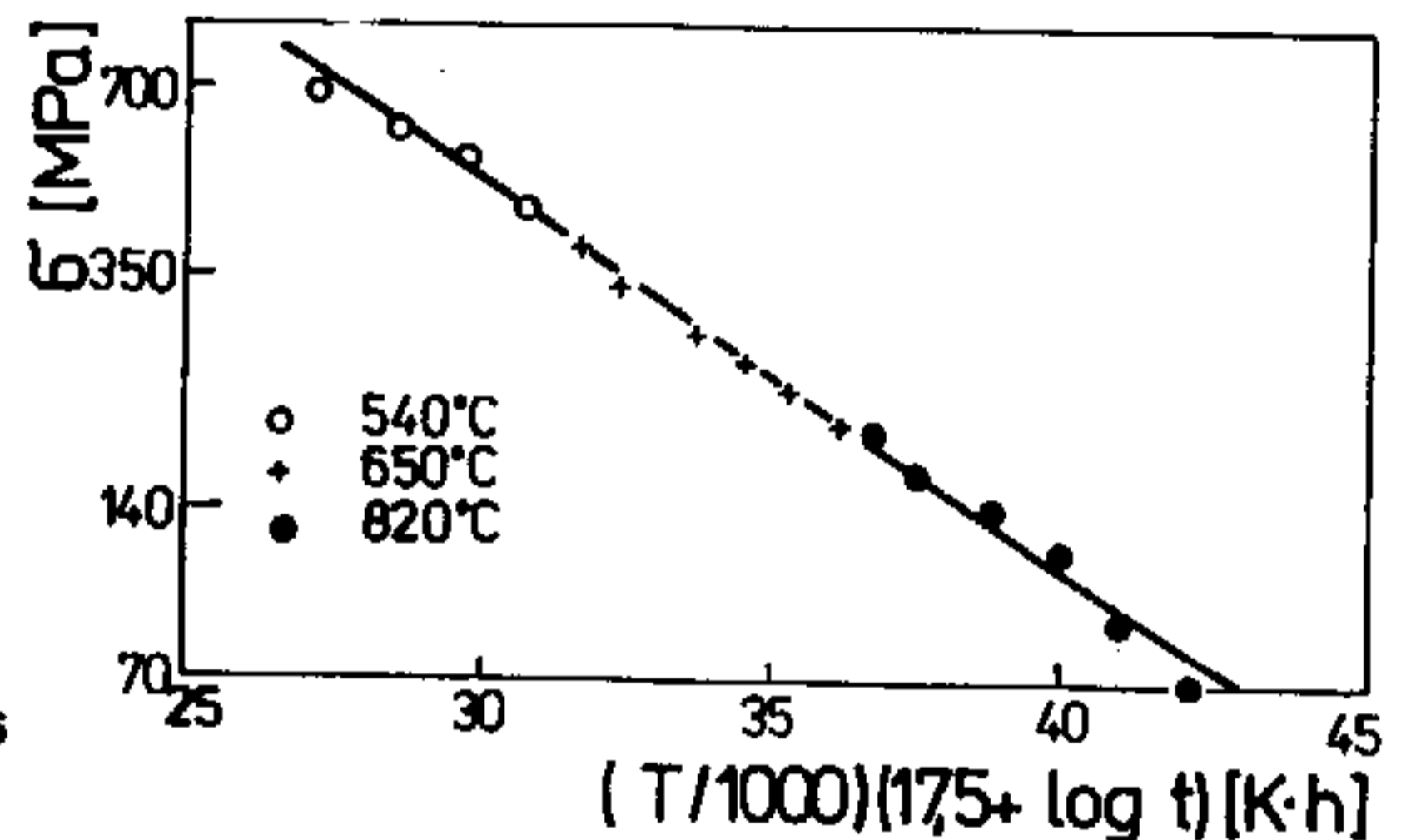
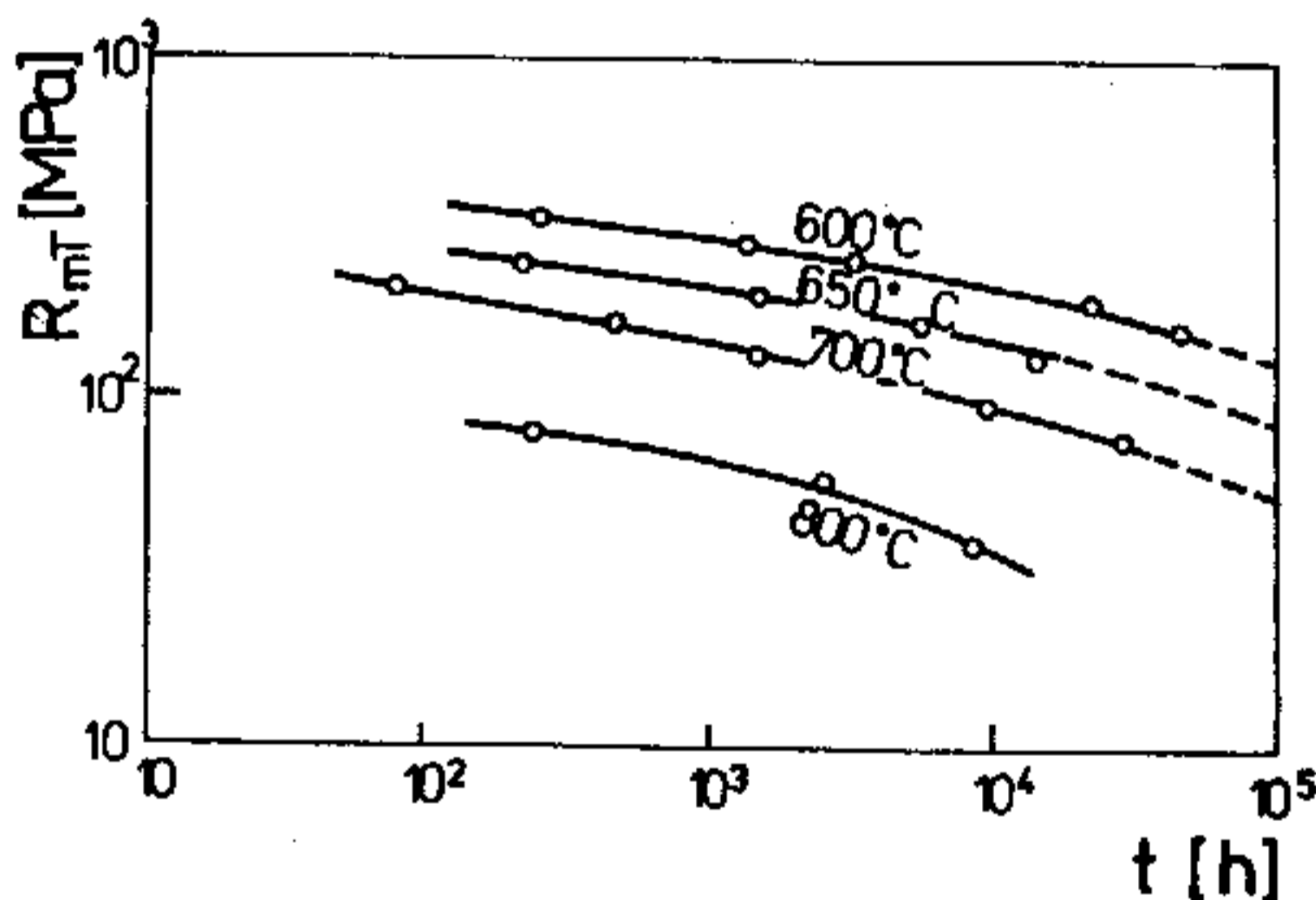
Hodnotu $\varepsilon_p(t)$ lze vyjádřit pomocí vztahů, platných pro I. a II. stadium tečení.

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

mez pevnosti při tečení R_{mT} je napětí, které způsobí lom při dané teplotě pro určitý čas; z příkladu označení $R_{mT} 10^5/620 = 125$ MPa je zřejmé, že čas do lomu je 10^5 hod a teplota 620°C ;

mez tečení R_T je napětí, které způsobí určitou poměrnou plastickou deformaci při dané teplotě pro stanovený čas; $R_T 10^5/0,5/620 = 86$ MPa znamená, že požadovaná plastická deformace je 0,5 %;

mez relaxace R_{Rz} je zbytkové napětí, na které při konstantní teplotě po určité době poklesne výchozí relaxační namáhání R_R ; z příkladu $R_R/550 = 300$ MPa a $R_{Rz} 10^4/550 = 255$ MPa je zřejmé, že k určení meze relaxace je nezbytné i uvedení původního namáhání; indexování vyznačuje teplotu (550°C) a čas (10^4 hod).



Obr.3-31 (vlevo) Časová závislost R_{mT} vytvrditelné Cr-Ni oceli

Obr.3-32 (vpravo) Larson-Millerův parametr pro Cr-Mo ocel

Zkoušky tečení materiálu jsou časově náročné a zatížené značným rozptylem naměřených hodnot. Trvají 10^2 až 10^5 hod a jejich rozptyl činí ± 10 až ± 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.3-31)

(b) Použití extrapolačních 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

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

(3.22)

Tento parametr umožňuje sestavit jedinou křivku (obr.3-32) charakterizující chování dané slitiny při různých teplotách a dobách zkoušek. Ekvivalence

mezi T a 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.

3.2.6 Tvrdość a mikrotvrdość

Další důležitou mechanickou vlastností je tvrdość, která je nejčastěji definována jako odpor proti deformaci povrchu materiálu vyvolané působením cizího tělesa. Zkoušky tvrdości jsou v praxi velmi často používány pro svoji jednoduchość a rychlość provedení. Jsou vhodné jak pro zkoušení malých vzorků, tak i pro rozměrné kusy, neporušují zkoušený materiál a napatrně ovlivní pouze malý objem na povrchu. Tvrdość velmi často slouží jako výchozí hodnota pro odhad ostatních mechanických vlastností.



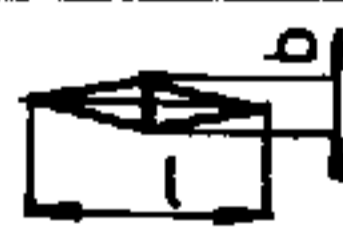

V současné době existuje velké množství zkoušek tvrdości, které lze podle použitého principu rozdělit na metody :

- 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 tvrdości (Brinellova, Vickersova, Rockwellova zkouška)

Zkoušky tvrdości lze dále rozdělit dle rychlości působení zátěžné síly na statické (většina vnikacích metod) a dynamické (odrazová, Poldi kladívko). Podle účelu měření tvrdości mluvíme o makrotvrdości když se hodnotí tvrdość materiálu jako celku nebo o mikrotvrdości, při lokálním stavovení vlastností.

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

Tabulka 3-II Základní vnikací metody měření tvrdości

zkouška tvrdości	indentor	vtisk	označení a výpočet tvrdości
Brinellova	kulička		$HB = \frac{0,204 \cdot F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}$
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 klesající velikosti zátěžné síly

Brinellova zkouška tvrdości

Indentorem, zatlačovaným do zkoušeného materiálu je kulička ze zakalené chromové oceli nebo spékaného karbidu o průměru $D=10; 5; 2,5; 2$ a 1 mm. Standardní zatížení leží v rozmezí $9,8$ až 29430 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, $F=29430$ N, $t=10$ s) se označuje HB. Odlišné podmínky se potom uvádějí, např. 180 HB 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 N, ale je možné používat i jiná zatížení v rozmezí 98 až 980 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 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.

Zkoušky mikrotvrdosti

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

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 zpevnování. Nejčastěji používaným převodem, který byl experimentálně potvrzen, je lineární vztah

$$R_m = k \cdot HB \quad (3.24)$$

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

3.3 Fyzikální vlastnosti

Fyzikální vlastnosti látky jsou ty vlastnosti, které se projeví v případech, kdy na látku působí některá vnější fyzikální veličina (vnější síla, elektrické nebo magnetické pole, teplota, záření aj.). Fyzikální vlastnosti jsou tedy odezvou materiálu na vnější vlivy fyzikálního charakteru. Takto definované vlastnosti lze dělit podle jednotlivých oborů fyziky (klasické rozdělení) na vlastnosti z oboru mechaniky, akustiky, vlastnosti tepelné, magnetické a elektrické a vlastnosti optické.

Velké množství fyzikálních vlastností a jejich modifikací se uplatňuje jako tzv. vlastnosti užité a v oboru materiálového inženýrství se systematicky měří. Stávají se podkladem pro konstrukci strojních a elektrotechnických dílů a součástí, stavebních konstrukcí a dalších výrobků a slouží i k posouzení možností technologie jejich výroby.

3.3.1 Měrná hmotnost a vlastnosti z oboru mechaniky

Měrná hmotnost (hustota)

Je podíl hmotnosti a objemu pozorovaného množství homogenní látky.

Měrná hmotnost závisí na složení látky, nezávisí na místě, kde je měřena. Závisí na fyzikálních podmínkách podle vztahu

$$\varrho = \varrho_n (1 - \mathcal{K} \cdot \Delta p) (1 - \gamma \cdot T) \quad (3.24)$$

kde ϱ_n je normální měrná hmotnost, která je určena za normálního tlaku $p_n = 1,01325 \cdot 10^5 \text{ m}^{-2}\text{N}$ a za normální teploty $T_n = 0 \text{ }^\circ\text{C}$, \mathcal{K} je objemová stlačitelnost, γ je objemová teplotní roztažnost, T je teplota.

Objemová hmotnost $\bar{\varrho} = \sum m/V$ je dána střední měrnou hmotností nespojitě v prostoru rozložené látky (např. porézní, pěnové nebo sypané aj.).

Modul pružnosti (elastický modul)

Mezi napětím a elastickou deformací izotropních látek platí jednoduchá přímá úměrnost, obvykle vyjádřená Hookeovým zákonem (2.46).

Kolmo ke směru působící síly vznikne kontrakce materiálu, kterou lze vyjádřit vztahem

$$-\mu \cdot \varepsilon = -\mu \cdot \frac{\sigma}{E} \quad (3.25)$$

kde μ je Poissonova konstanta, která je mírou příčného zúžení.

Mimo normálové napětí v tahu nebo v tlaku existují smykové deformace (obr.3-33), pro které má Hookeův zákon tvar

$$\tau = G \cdot \gamma \quad (3.26)$$

kde $\gamma = \frac{\Delta x}{d}$ je smyková deformace, G je modul pružnosti ve smyku (modul torze), τ je smykové napětí.

Lze odvodit, že u izotropních těles splňují veličiny E , G a μ vztah

$$G = E/2 \cdot (\mu + 1)^{-1} \quad (3.27)$$

Stav napjatosti izotropních těles je tedy plně určen dvěma nezávislými moduly pružnosti. Poněkud složitější situace nastane v případě, že těleso není elasticky izotropní. Tento stav se vyskytuje např. u monokrystalů pro různé krystalografické směry. K řešení stavu napjatosti v těchto případech je třeba

použít rozšířeného Hookeova zákona, kde pro nejobecnější případ je stav napjatosti vyjádřen 36 elastickými moduly.

Objemová stlačitelnost

Objemová stlačitelnost \mathcal{K} byla použita při vyjádření měrné hmotnosti (3.24). Je to měrná veličina objemové poddajnosti látek všech skupenství, která se určuje ze záporného diferenciálního podílu objemu a tlaku, děleného původním objemem pozorovaného množství látky a je tedy pro stavy, pro které platí Hookeův zákon rovna převrátné hodnotě modulu K :

$$\mathcal{K} = - \frac{1}{V_0} \frac{dV}{dp} \quad [m^2 \cdot N^{-1}] \quad (3.28)$$

Modul objemové pružnosti

$$K = - \left(\frac{\Delta p}{\mathcal{D}} \right)_T = - \left(\frac{V \cdot \Delta p}{\Delta V} \right)_T \quad [Pa] \quad (3.29)$$

kde $\mathcal{D} = \frac{\Delta V}{V}$ je poměrná změna objemu, Δp změna tlaku.

K je měrná veličina objemové tuhosti látek (všech skupenství) při namáhání všestranným tlakem definovaná jako konstanta úměrnosti změny tlaku a poměrného stlačení za konstantní teploty.

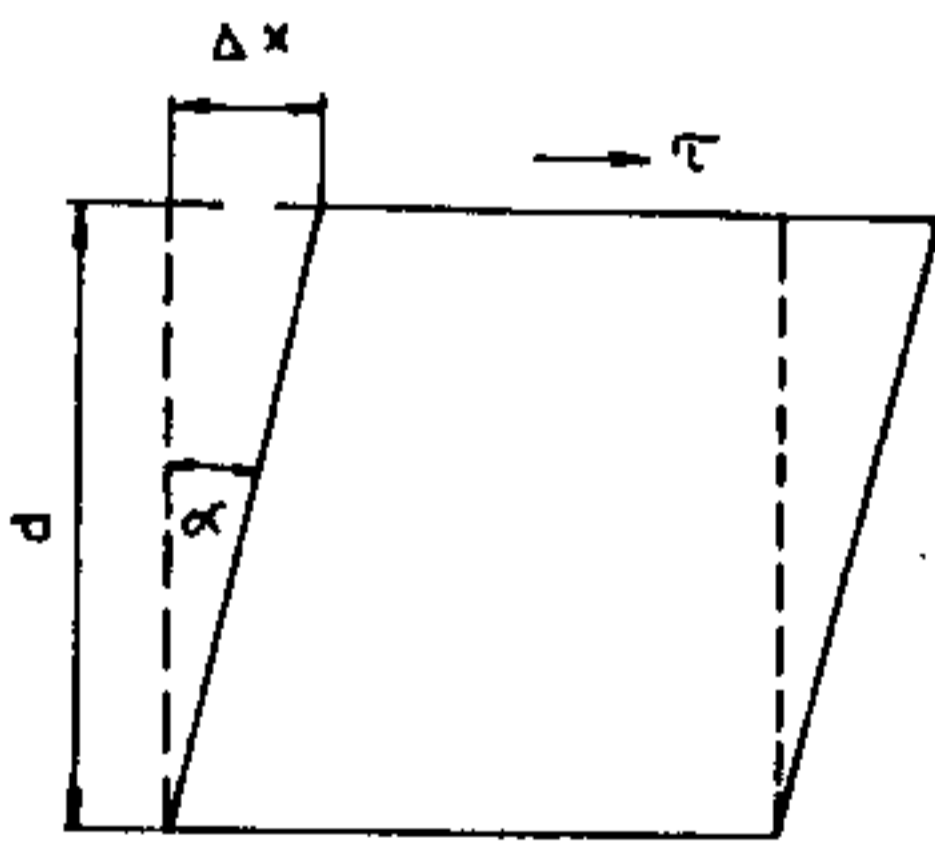
Anelastická deformace

U reálných kovů se projevují některé deformační procesy, které mají relaxační charakter nebo projevují zpoždění deformace za působící silou. Hookeův zákon pak musí být upraven do vztahu :

$$\sigma = \alpha \cdot \varepsilon + \beta \cdot \dot{\varepsilon} \quad (3.30)$$

kde α, β jsou konstanty, $\dot{\varepsilon}$ je rychlost deformace.

Elastická část deformace proběhne okamžitě, anelastická část deformace je závislá na procesech, které pod vlivem napětí probíhají (změny v rozložení a hustotě mřížkových poruch např. přesun intersticiálních atomů do výhodnějších poloh, změny tvaru a rozložení magnetických domén, procesy vratných deformací a změn modifikace, tepelné fluktuace). Průběh zatížení a odtížení materiálu s anelastickou deformací je uveden na obr.2-53.



Obr.3.33 Smyková deformace - ke vztahu (3.26)

Vnitřní tlumení

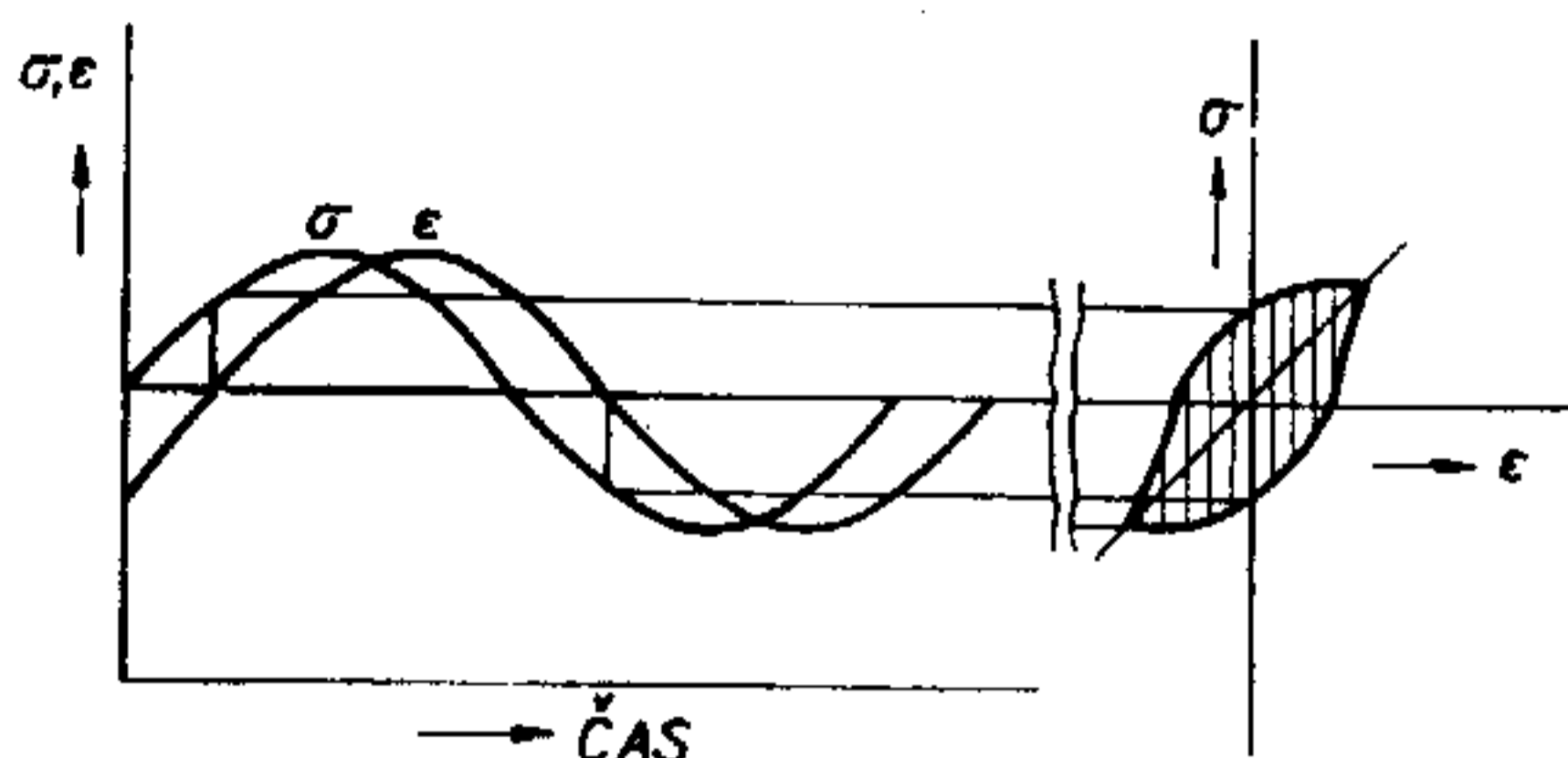
Procesy probíhající při anelastické deformaci mohou být příčinou rozptylu energie, jestliže je materiál zatěžován cyklickým namáháním. Některé z těchto procesů jsou teplotně a frekvenčně závislé (thermoelastický jev, pohyb intersticiálních atomů aj.), jiné jsou frekvenčně nezávislé (některé dislokační mechanismy, magnetomechanické procesy).

Měřítkem vnitřního tlumení jsou nevratné ztráty energie v jednom zátěžném cyklu, které jsou úměrné ploše hysterezní smyčky (obr.3-34) vyjádřené v souřadnicích napětí, poměrná deformace. Velikost vnějšího napětí může nabývat libovolných hodnot. Mírou velikosti vnitřního tlumení je koeficient útlumu (bezrozměrová veličina)

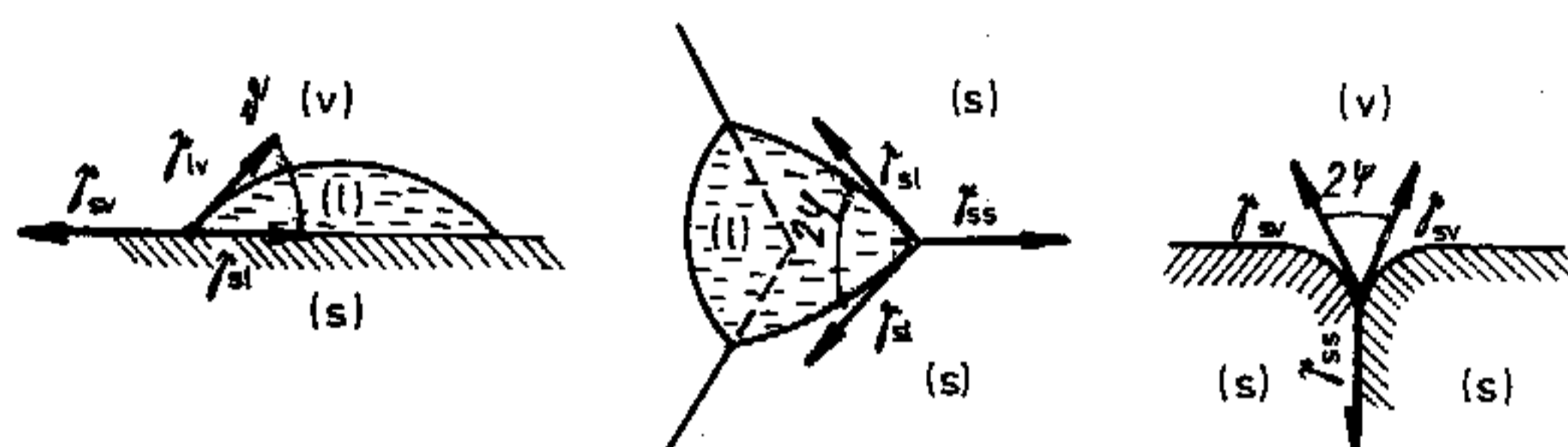
$$\psi = \frac{\Delta W}{W} \quad (3.31)$$

kde ΔW je velikost pohlcené energie v jednom cyklu, W je potenciální energie tělesa odpovídající maximální deformaci téhož cyklu.

Procesy, které zapříčiňují vnitřní tlumení u makromolekulárních látek, jsou lokalizovány do větších strukturních komplexů (pohyb makromolekul a velkých segmentů struktury polymerů) - viz kap.2.1.3.



Obr.3-34
Časová závislost napětí a deformace - mechanická hystereze



Obr.3-35
Povrchové napětí na fázovém rozhraní
(l) - fáze kapalná
(s) - fáze tuhá
(v) - fáze plynná

Povrchové napětí

Podle (2.13) 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

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

neboli

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

a povrchové napětí γ se číselně rovná měrné povrchové energii. Teplotní závislost γ musí být kvalitativně stejná jako pro G (obr.2-26), takže v prvním přiblížení

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

kde γ_0 je extrapolovaná hodnota pro $T = 0 \text{ K}$.

Libovolný děj, při kterém klesá γ nebo A , bude probíhat samovolně. Z toho plyne, že rovnovážným geometrickým tvarem určitého objemu kapalné 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 γ na typu krystalografické roviny vytvářející fázové rozhraní tj. na těsnosti rozmístění atomů v této rovině. Obvykle platí, že roviny s těsným rozmístěním mají malé γ a naopak.

Absolutní hodnoty povrchového napětí se určují metodou kapky spočívající na volném povrchu a tepelným leptáním ve vakuu nebo v inertní atmosféře (obr. 3-35). Platí vztahy

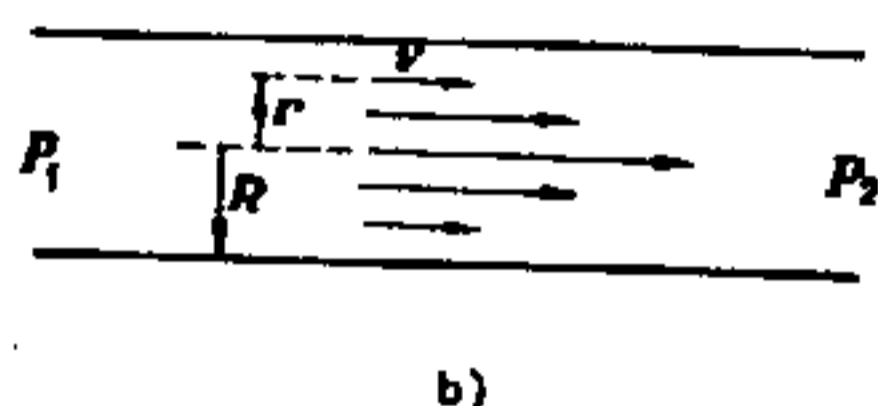
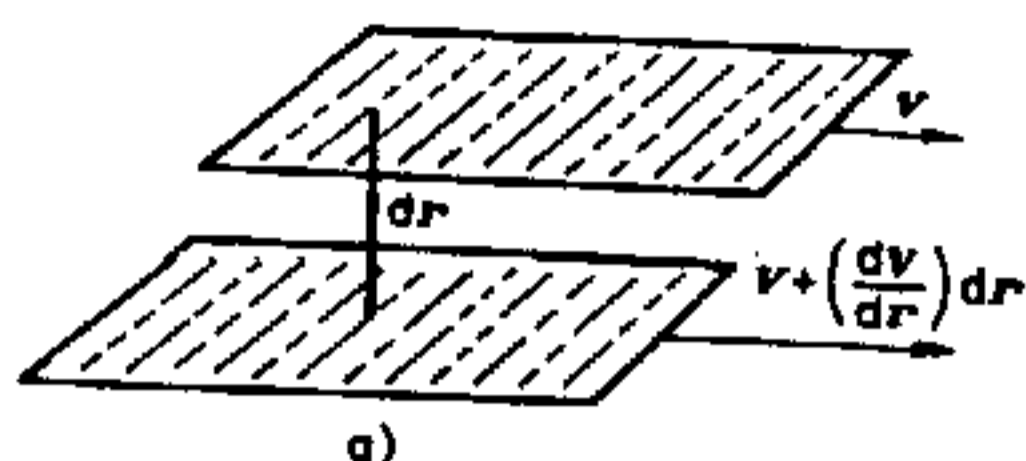
$$\begin{aligned} \gamma_{sv} &= \gamma_{sl} + \gamma_{lv} \cdot \cos \psi, & \gamma_{ss} &= 2 \cdot \gamma_{sl} \cdot \cos \psi, \\ \gamma_{ss} &= 2 \cdot \gamma_{sv} \cdot \cos \psi \end{aligned} \quad (3.35)$$

takže např. chceme-li znát γ_{sv} pro dvojici kov - Ar, musíme eliminovat

γ_{ss} a znát γ_{sv} nějaké referenční kapalné látky (třeba olova). Uvedený postup zanedbává krystalografickou závislost γ_{sl} . Změřené hodnoty pro Ag, Au a Cu jsou postupně 1140, 1400 a 1650 $\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$.

Viskozita tekutin

Viskozita je mírou vnitřního tření (třecího odporu) v tekutině a vyjadřuje její vliv na velikost odporu, který klade pohybu těles. Podstata třecího odporu je zřejmá z obr.3-36. Síla tření v tekutině, která brzdí relativní pohyb dvou k sobě přiléhajících vrstev tekutiny (tj. pohyb jedné vrstvy vzhledem k druhé) je úměrná velikosti jejich stykové plochy a gradientu rychlosti $\frac{dv}{dr}$, který mezi nimi existuje. Podle Newtonova zákona viskozního toku



Podstata třecího odporu je zřejmá z obr.3-36. Síla tření v tekutině, která brzdí relativní pohyb dvou k sobě přiléhajících vrstev tekutiny (tj. pohyb jedné vrstvy vzhledem k druhé) je úměrná velikosti jejich stykové plochy a gradientu rychlosti $\frac{dv}{dr}$, který mezi nimi existuje. Podle Newtonova zákona viskozního toku

$$F = \eta \cdot S \cdot \frac{dv}{dr} \quad (3.36)$$

Konstanta η je koeficient viskozity nebo dynamická viskozita.

Hlavní jednotka $\text{N}\cdot\text{s}\cdot\text{m}^{-2}$ znamená viskozitu tekutiny, ve které při gradientu rychlosti 1 s^{-1} napříč proudem vzniká rovnoběžné tečné napětí $1 \text{ N}\cdot\text{m}^{-2}$.

Obr.3-36 K definici vnitřního pnutí v tekutině

běžné tečné napětí $1 \text{ N}\cdot\text{m}^{-2}$.

V praxi bývá nejčastěji používána veličina nazvaná kinematická viskozita

$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \quad [\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}] \quad (3.37)$$

která vyjadřuje viskozitu tekutiny vztáženou na její měrnou hmotnost. Je dána podílem dynamické viskozity a měrné hmotnosti tekutiny.

Uvedené základní vztahy platí pro plyny i kapaliny s tím rozdílem, že pro plyny je třeba uvážit jeho stlačitelnost, pro kapaliny použít vztahů pro nestlačitelnou tekutinu. U roztoků makromolekulárních látek závisí viskozita ještě na velikostech a tvarech molekul (kap.2.1.3).

3.3.2 Elektrické a magnetické vlastnosti

Konduktivita a rezistivita

Měrná elektrická vodivost (konduktivita) charakterizuje pevnou nebo kapalnou látku z hlediska její schopnosti vést elektrický proud. Je určena podílem velikosti konstantní hustoty proudu a intenzity elektrického pole

$$\gamma_e = \frac{j}{E}, \quad \gamma_e = \frac{1}{R} \frac{1}{S} \quad [\text{S}\cdot\text{m}^{-1}] \quad (3.38)$$

nebo ji lze vypočítat z rezistance R válcového vodiče s konstantním průřezem S a délkou l . Hlavní jednotka siemens na metr je odvozena z jednotky konduktance - siemens.

Převrácená hodnota konduktivity je rezistivita (měrný elektrický odpor):

$$\varrho = \frac{R}{j} = \frac{1}{\gamma_e} \quad [\Omega \cdot \text{m}] \quad (3.39)$$

vyjadřuje schopnost dané látky klást odpor elektrickému proudu, je určena podílem velikosti konstantní intenzity elektrického pole a jím způsobené hustoty proudu.

Obě definované veličiny jsou závislé na typu a stavu některých materiálových charakteristik (složení, hustota mřížkových poruch, stupeň deformace, elastická napětí aj.). Elektrická vodivost je lineárně závislá na teplotě. Precizní měření elektrické vodivosti (popř. měrného elektrického odporu) poskytuje informace o některých materiálových charakteristikách. Metodika se označuje souborným názvem "rezistometrie".

Susceptibilita a permeabilita

Magnetické vlastnosti látek jsou dány veličinami nazvanými magnetická susceptibilita \mathcal{K} a magnetická permeabilita μ

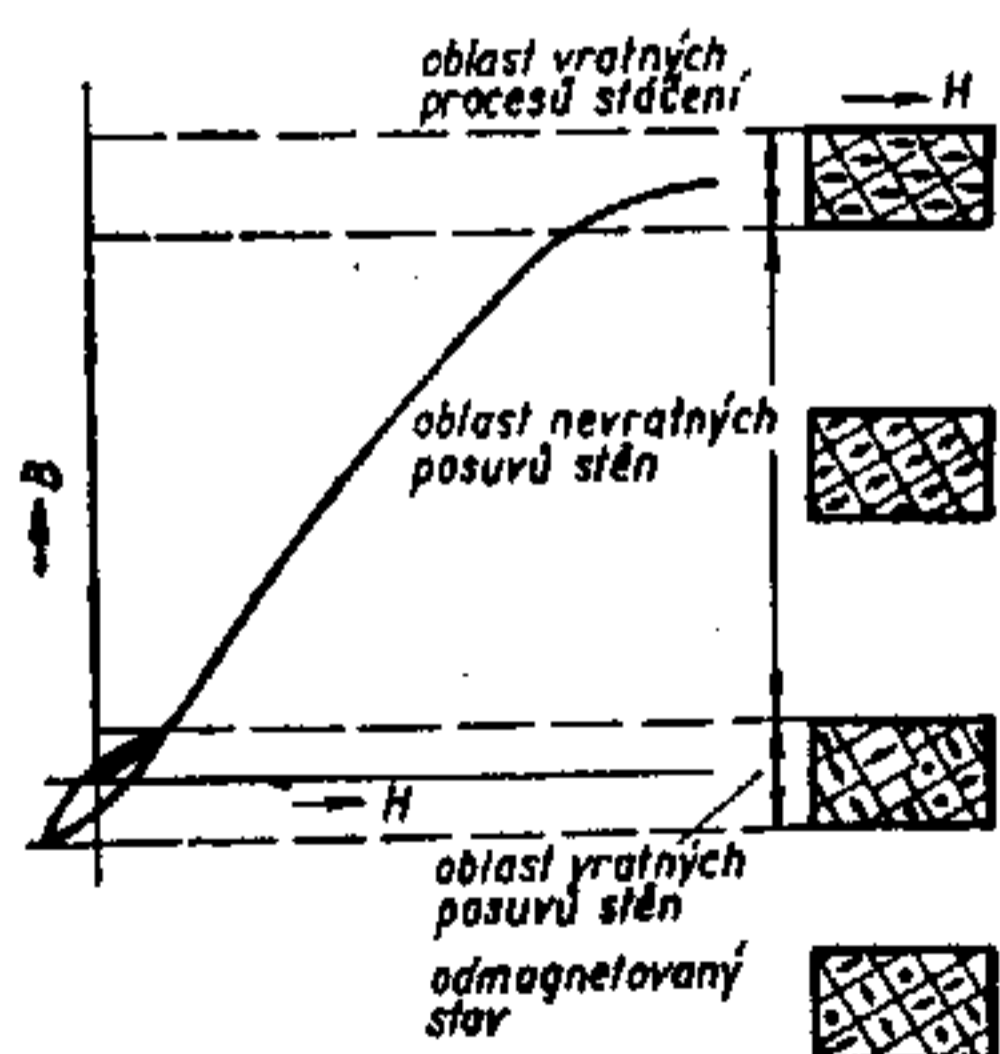
Podle jejich hodnot lze látky rozdělit do tří skupin :

1. látky diamagnetické $\mu < 1, \mathcal{K} < 0$
2. látky paramagnetické $\mu > 1, \mathcal{K} > 0$
3. látky feromagnetické $\mu \gg 1, \mathcal{K} \gg 1$

Diamagnetické látky jsou magnetickým polem vypuzovány (Cu, Ag, Au, Bi, grafit). Látky paramagnetické jsou magnetickým polem slabě přitahovány (Al, Pt, kovy alkalických zemin aj.). U feromagnetických látek závisí permeabilita na intenzitě magnetického pole H . Patří k nim Fe, Co, Ni a jejich slitiny popř. slitiny některých neferomagnetických kovů. Tyto látky si podrží magnetizaci i když magnetické pole zanikne, mohou se stát permanentními magnety.

Feromagnetismus kovů je způsoben existencí magnetických momentů jejich atomů. Výsledný magnetický moment je způsoben buď orbitálními nebo spinovými momenty nebo oběma současně. Momenty způsobující feromagnetický stav látky jsou vyvolány z největší části spinem elektronů, orbitální momenty jsou téměř vykompenzovány. U energetických stavů, které jsou elektrony plně obsazeny, se spinové momenty kompenzují, a proto lze očekávat feromagnetismus jen u takových prvků, které mají některou z vnitřních hladin zaplněnou jen částečně (u atomů Fe, Co a Ni jsou to orbitaly 3d).

Krystaly feromagnetických kovů se skládají z malých oblastí zvaných domény. Uvnitř domén existují paralelně souhlasné spiny elektronů sousedních atomů. Orientace domén je však zcela nahodilá, takže kov vystupuje navenek jako nemagnetický.



Obr.3-37 Magnetizační křivka feromagnetického materiálu

Magnetizace probíhá v magnetickém poli a lze ji znázornit magnetickými křivkami v závislosti magnetická indukce B - intenzita magnetického pole H (obr.3-37). Na křivce prvotní magnetizace (panenské) lze pozorovat tři úseky : vratné posuvy hranic domén (Blochových stěn) a růst vybraných domén, nevratné posuvy domén a magnetizaci procesu otáčení.

Feromagnetických vlastností kovových a keramických látek využívají především elektrotechnické obory. Měření podílu fero a paramagnetických fází se slitinách technických kovů poskytuje některé významné informace (např. o metalurgii ocelí tř.17, tepelném zpracování, množství zbytkového austenitu aj.).

3.3.3 Tepelné vlastnosti

Z významných fyzikálních vlastností z oboru termodynamiky je třeba jmenovat teplotní roztažnost a tepelnou vodivost.

Teplotní součinitel délkové roztažnosti α_l vyjadřuje v přibližné lineární závislosti změnu délkových rozměrů s teplotou

$$l = l_0(1 + \alpha_l T), \quad \alpha_l = \frac{1}{l_0} \left(\frac{\Delta l}{\Delta T} \right)_p \quad [K^{-1}] \quad (3.40)$$

Délková roztažnost je tedy dána podílem poměrného prodloužení pevného tělesa a změny jeho teploty za stálého tlaku.

Teplotní součinitel objemové roztažnosti α_v vyjadřuje změnu objemu tělesa (pevného, kapaliny nebo plynu) v závislosti na teplotě. Je to podíl poměrného zvětšení objemu $\Delta V/V_0$ a změny teploty při stálém tlaku

$$V = V_0(1 + \alpha_v T), \quad \alpha_v = \frac{1}{V_0} \left(\frac{\Delta V}{\Delta T} \right)_p \quad [K^{-1}] \quad (3.41)$$

Měrná tepelná vodivost

Schopnost látky přenášet kinetickou energii neuspořádaného pohybu mezi atomy nebo molekulami bez proudění látky, tj. pouhým vedením tepla se nazývá tepelná vodivost. Mírou této schopnosti je měrná tepelná vodivost definovaná jako podíl hustoty tepelného výkonu a teplotního gradientu ve směru toku :

$$\lambda = \psi \left(\frac{dT}{dx} \right)^{-1} \quad [W \cdot m^{-1} \cdot K^{-1}] \quad (3.42)$$

kde ψ je hustota tepelného výkonu ve $W \cdot m^{-2}$.

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 ($A + B \rightleftharpoons C + D$). Ve druhém případě dojde po určité době k ustavení chemické rovnováhy, při které se rychlosti obou reakcí vyrovnají 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 dvojnásobné vazby, esterové skupiny a pod. a části málo reaktivní jako skupiny $-CH_2-$ a $-CF_2-$ 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.

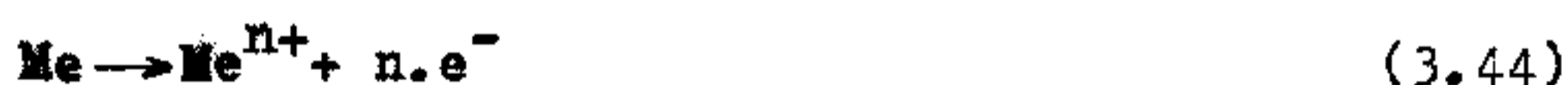
Časový průběh koroze je velmi závislý na přilnavosti vrstvy korozních produktů k povrchu kovu a její celistvosti. Je vyjádřen Pillingovým-Beethovenovým pravidlem : Je-li molární objem vrstvy větší než molární objem kovu, je vrstva kompaktní a obvykle má ochranný charakter, což se projevuje zpomalením 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 (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



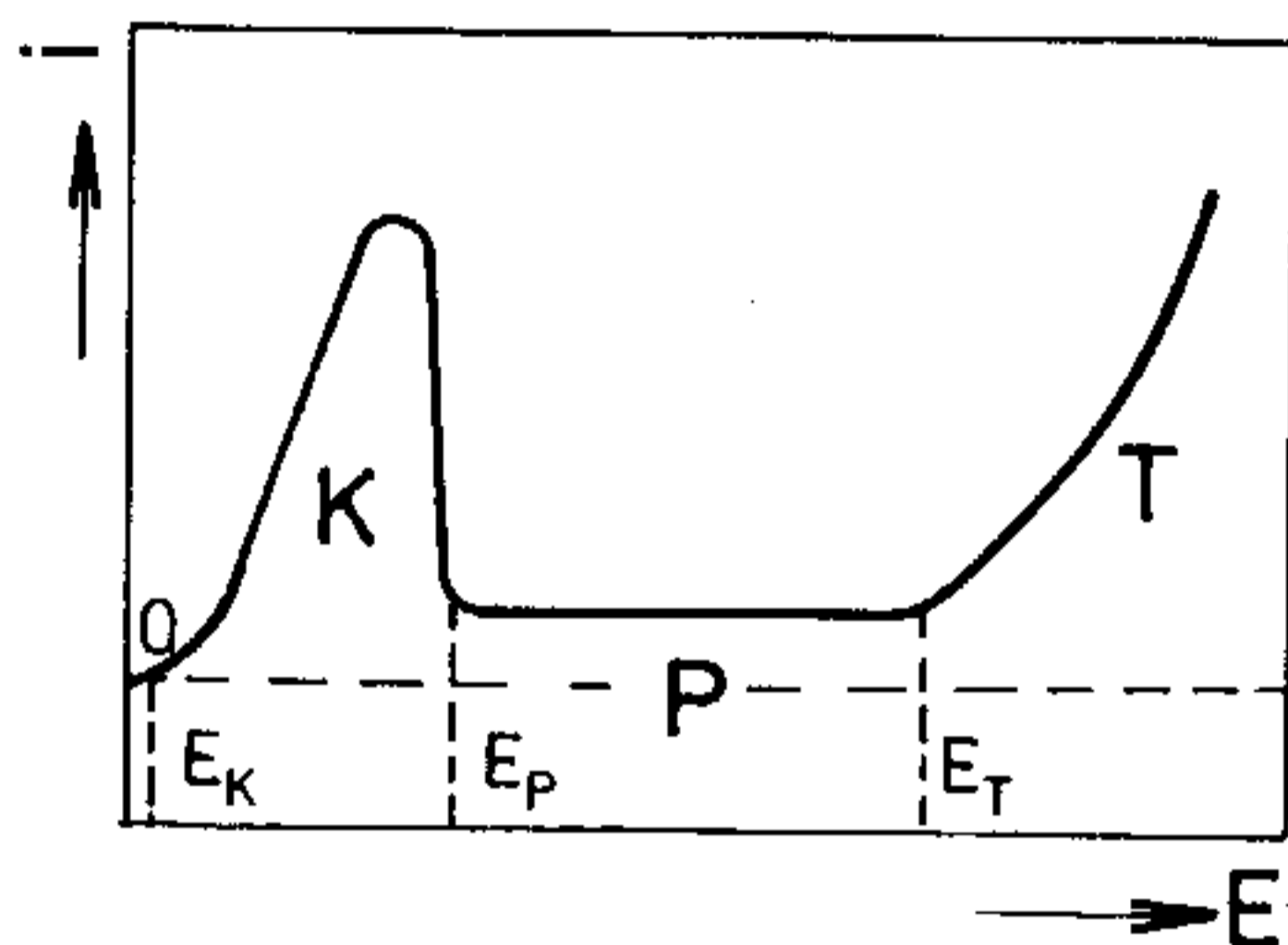
Při ní kovové kationty Me^{n+} přecházejí do roztoku (kov se rozpouští), přičemž v kovu se uvolňují volné elektrony. Tento jev se nazývá polarizace a probíhá až do ustavení rovnováhy při určitém elektrickém potenciálu. Podmínkou pokračování elektrochemické reakce je spotřebovávání volných elektronů katodickou reakcí, která vede k depolarizaci systému a porušení rovnováhy. Redukčním činitlem 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 $-\text{OH}$ (kyslíková depolarizace).

Schopnost kovů podléhat anodové oxidační reakci udává tzv. standardní elektrodový potenciál. Je to elektromotorické napětí článku, 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 potenciálů (obr.3-39). Náhlý pokles rychlosti koroze je způsoben vznikem tuhé kompaktní vrstvičky korozních produktů a nazývá se pasivace, stav snížené korozní rychlosti pasivity. Od určité velikosti potenciálu (potenciál transpasivity) se však pasivní vrstva začíná rozpouštět a rychlost anodové oxidace opět roste.

Tabulka 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



Obr.3-39 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, Si₃N₄) 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 Si₃N₄ 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 vyzdívký 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. SiO₂ má kyselý charakter, Al₂O₃ 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.

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 nabotnáním povrchových a vnitřních částí polymeru často vede k rychlé 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 vztážené na molární objem V_m podle vztahu

$$\delta_{(l)} = \left(\frac{H_v - p \cdot \Delta V}{V_m} \right)^{1/2} = \left(\frac{H_v - R \cdot T}{V_m} \right)^{1/2} \quad (3.45)$$

Výraz v závorce je tzv. hustota kohezni energie. Největší kohezni energii mají polární kapaliny se silnými mezimolekulárními vazbami (například 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 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 polymeru štěpením kovalentních vazeb makromolekul, tj. trháním řetězců, eventuálně až k řetězové depolymeraci a uvolňování plynných zplodin, čímž pevnost polymeru rychle klesá,
- 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.

3.5 Technologické vlastnosti

Technologické vlastnosti jsou ty vlastnosti materiálu, na základě kterých technolog posuzuje, zda zpracovatelský proces může být použit tak, aby bylo dosaženo bezvadného výrobku z hlediska struktury, užitných vlastností výrobku, absence zbytkových napětí a porušení souvislosti.

Technologické zkoušky nepodávají většinou informace o charakteristikách materiálu vyjádřených fyzikální veličinou, nýbrž napodobují proces výroby a určují podmínky a parametry, za kterých může být technologický úkon proveden. Pouze v některých případech jsou technologické zkoušky doplňovány zkouškami mechanickými např. měřením tvrdosti nebo vrubové houževnatosti (svařování, tepelné zpracování) a zkouškami defektoskopickými (svařování, slévárenství).

3.5.1 Slévárenské vlastnosti

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

Slévatelnost, tj. schopnost kovu tvořit jakostní odlitek, je především dána dvěma základními vlastnostmi - zabíhavostí a smrštěním kovu.

Zabíhavost

Zabíhavost je schopnost různých kovů a slitin dokonale vyplňovat formu. Při zkouškách zabíhavosti se vyhotoví odlitky určitých tvarů za konstantních podmínek lití. Podle tvaru zkušebních odlitků lze zkoušky zabíhavosti dělit takto :

- A. Zkoušky s odlitky ve tvaru tyčí nebo spirál uspořádaných v jedné vodorovné rovině. Konstantní průřez těchto vzorků je dimenzován tak, že ani při maximální zabíhavosti se forma nevyplní úplně. Mírou zabíhavosti je délka odlité tyče (spirály, např. Curyho spirála).
- B. Zkoušky s odlitky ve tvaru tyčí a desek, které jsou uspořádány ve svislém směru. Tyto zkoušky dovoluují posoudit vliv proměnného metalostatického tlaku a jsou tedy více podobné praktickému lití.
- C. Zkoušky s odlitky proměnného průřezu. Mohou být ve tvaru klínů nebo nízkých kuželů. Mírou zabíhavosti je vzdálenost nejtenčího okraje odlitku od nezalité hrany klínu.

Smrštění

Podstatou smrštění jsou objemové změny tekuté a tuhé fáze materiálu s poklesem teploty a objemové změny při fázových transformacích. Důsledkem procesu smrštění je zmenšení rozměrů odlitku, vznik staženin, tvarové zborcení odlitku, vznik vnitřních napětí a vznik trhlin a prasklin v odlitcích. Těmto jevům lze pomocí technologických úprav zabránit, proto se ve slévárnách posuzuje smrštění většinou na standardních odlitcích tyčí zvolené délky, přičemž se měří jejich

délka po odlití a srovnává se s délkou modelu (tab.3-IV). Zkouška může být upravena tak, že se graficky zaznamenává změna vzdálenosti dvou značek zalitých do odlitku v průběhu chladnutí (Keepův přístroj).

Zbytková napětí se v odlitcích posuzují na základě proměření vzniklých deformací speciálních mřížek s nestejnou tloušťkou stěny. Mřížky se po odlití rozříznou v takovém místě, ve kterém je z technologických důvodů koncentrováno vnitřní napětí. Relaxace napětí způsobí deformace úměrné velikosti a charakteru stavu napjatosti.

Tabulka 3-IV Smrštění vybraných technických slitin

Materiál	poměrné smrštění %	Materiál	poměrné smrštění %
šedá litina	0,8 až 1,1	cínový bronz	1,3 až 1,5
temperovaná litina	1,2 až 1,6	hliníkový bronz	1,4 až 2,2
bílá litina	2	mosazi	1,5 až 1,6
litá ocel	1,2 až 2	slitiny hliníku	1,3 až 1,6
austenitické CrNi nebo Mn oceli	2,4 až 2,8	slitiny hořčíku	1,1 až 1,4

Zkoušky formovacích materiálů jsou technologické zkoušky, které mají zajistit základní požadované vlastnosti forem tak, aby byl vyroben jakostní odlitek. Jsou to : pevnost, rozpadavost, prodyšnost, poddajnost, tekutost formovací směsi.

3.5.2 Svařitelnost

Posuzování svařitelnosti je nutno chápat komplexně a vlastní technologický postup (parametry svařování) přesně definovat.

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

- (1) technologická, závislá na technologii a parametrech svařování,
- (2) metalurgická, závislá na složení, struktuře svařovaného materiálu a dilatacích a pnutích vzniklých v procesu svařování,
- (3) konstrukční, která závisí na tvarovém vyřešení svarového spoje.

V materiálových listech a normách se rozlišuje svařitelnost zaručená, zaručeně podmíněná, dobrá, obtížná.

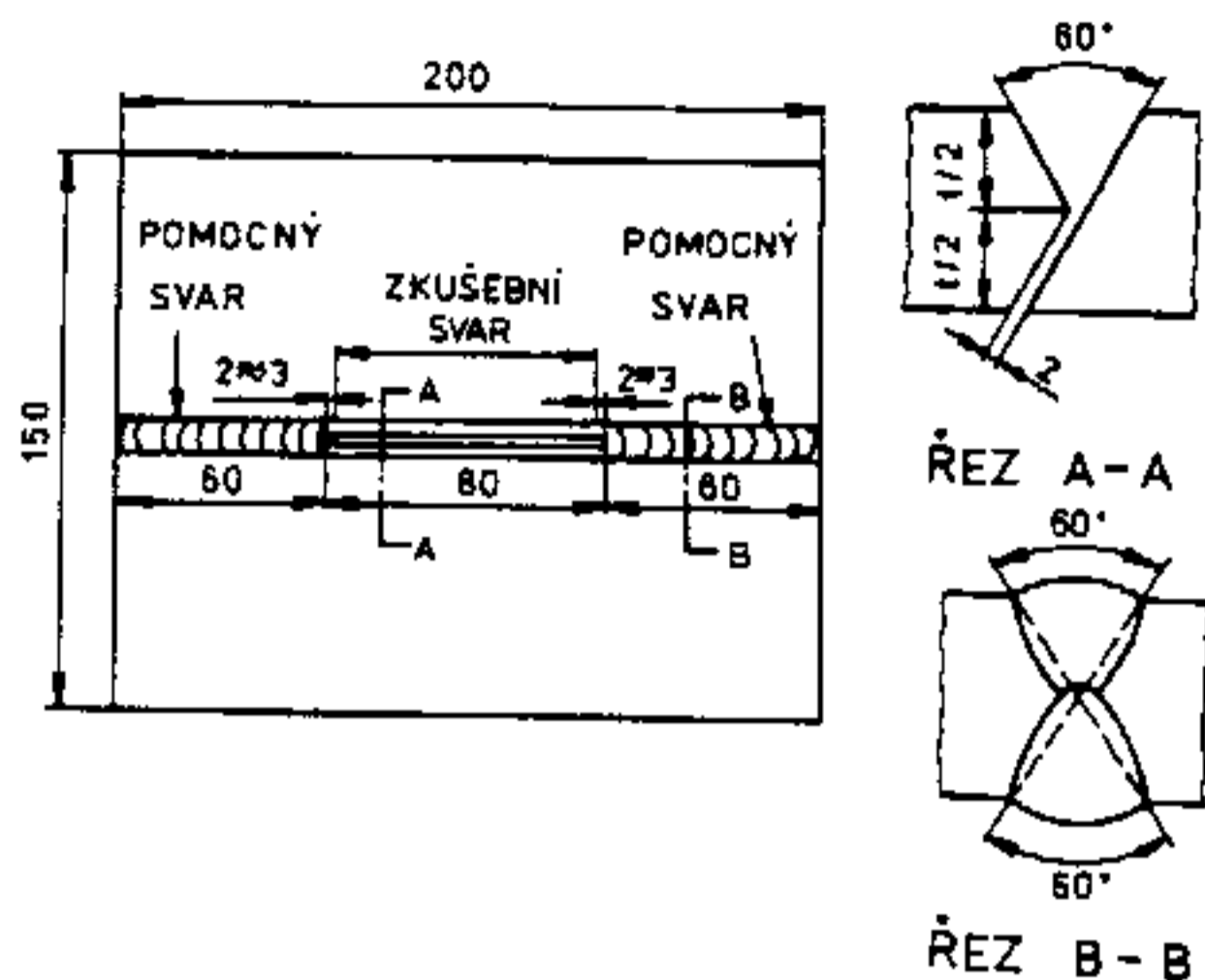
Vzhledem k tomu, že teplem šířícím se od svarového spoje je ovlivněna struktura a tedy i mechanické vlastnosti základního svařovaného materiálu, je třeba chápat svarový spoj z hlediska zkoušení svařitelnosti jako celek s tepelně ovlivněnou oblastí. Struktura svarového spoje bude vždy odlišná od struktury základního materiálu. Z tohoto hlediska je nutno svar posuzovat jako strukturní vrub. Svarový spoj však musí vyhovět požadovaným mechanickým vlastnostem. Zkoušky technologie svařování jsou pak zaměřeny na stanovení odolnosti proti vzniku trhlin buď ve svarech v průběhu svařování, nebo v základním materiálu. Mimo tyto zkoušky se hodnotí u svarového spoje a základního materiálu náchylnost ke zkřehnutí.

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 souboru zkoušek odolnosti proti vzniku trhlin za tepla se zahrnují ještě zkoušky odolnosti austenitických ocelí proti vzniku krystalizačních trhlin (zkouška DA) a zkoušky odolnosti svarových spojů proti vzniku likvačních trhlin. Podmínky zkoušek udávají příslušné státní normy.

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 (obr. 3-40). Výskyt trhlin se hodnotí metalograficky.

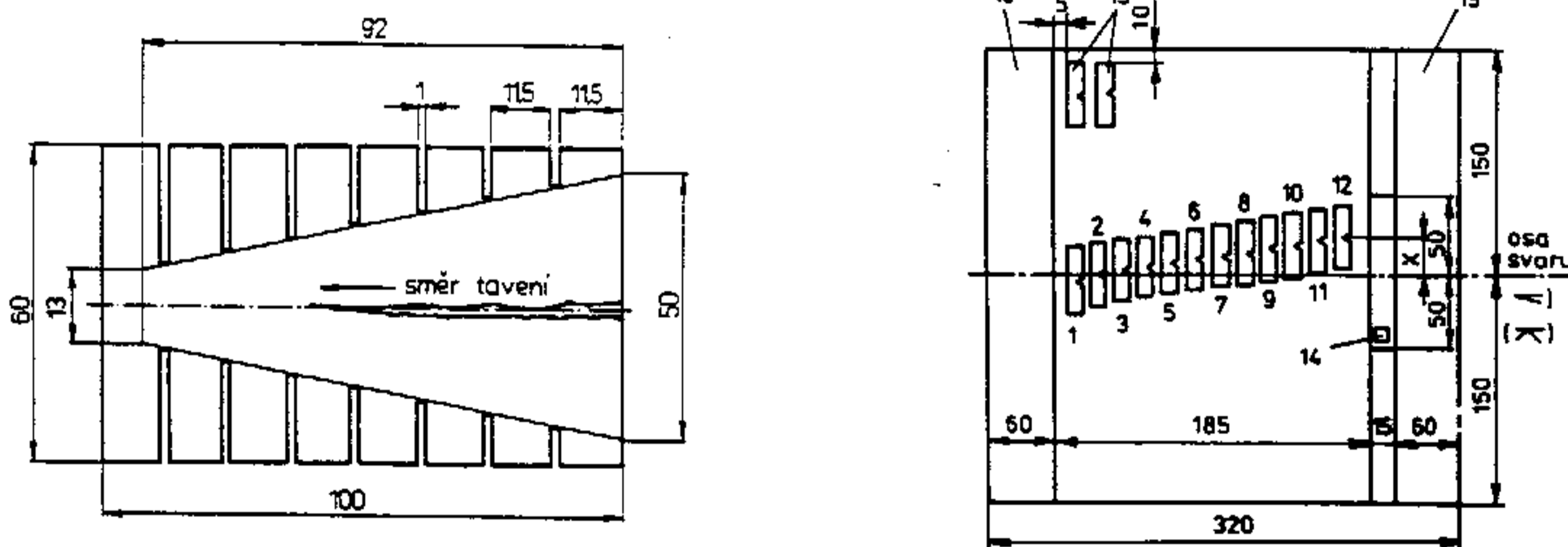


Obr. 3-40 Zkouška Tekken odolnosti proti vzniku trhlin ve svarových spojích za studena

Zkouška praskavosti tenkých plechů se hodnotí na vzorcích, u kterých se mění tuhost podél osy svaru (nebo návaru). Docíluje se toho buď pomocí speciálních přípravků nebo se na vzorku vypracují zářezy různé hloubky (obr. 3-41). Měřítkem praskavosti je délka vzniklé praskliny.

Náchylnost ke zkřehnutí

Tato vlastnost se hodnotí v podstatě vrubovou houževnatostí ve svaru a jeho okolí (obr. 3-42). Podmínkou zkoušky je, že houževnatost nesmí klesnout pod 50 % normou zaručené hodnoty základního materiálu.



Obr. 3-41 (vlevo) Zkouška praskavosti tenkých plechů

Obr. 3-42 (vpravo) Zkouška zkřehnutí (1 až 13 odběr vzorků pro vrubovou houževnatost, 14 metalografický vzorek, 15 odpad)

V ČSN je dále uvedena návarová ohybová zkouška, která má podobné uspořádání jako zkouška lámavosti (obr. 3-43) s tím, že je ohýbán vzorek s návarem (nebo v jiné modifikaci se svarem na tupo). Měřítkem kvality návaru (svaru) je úhel ohybu vzorku.

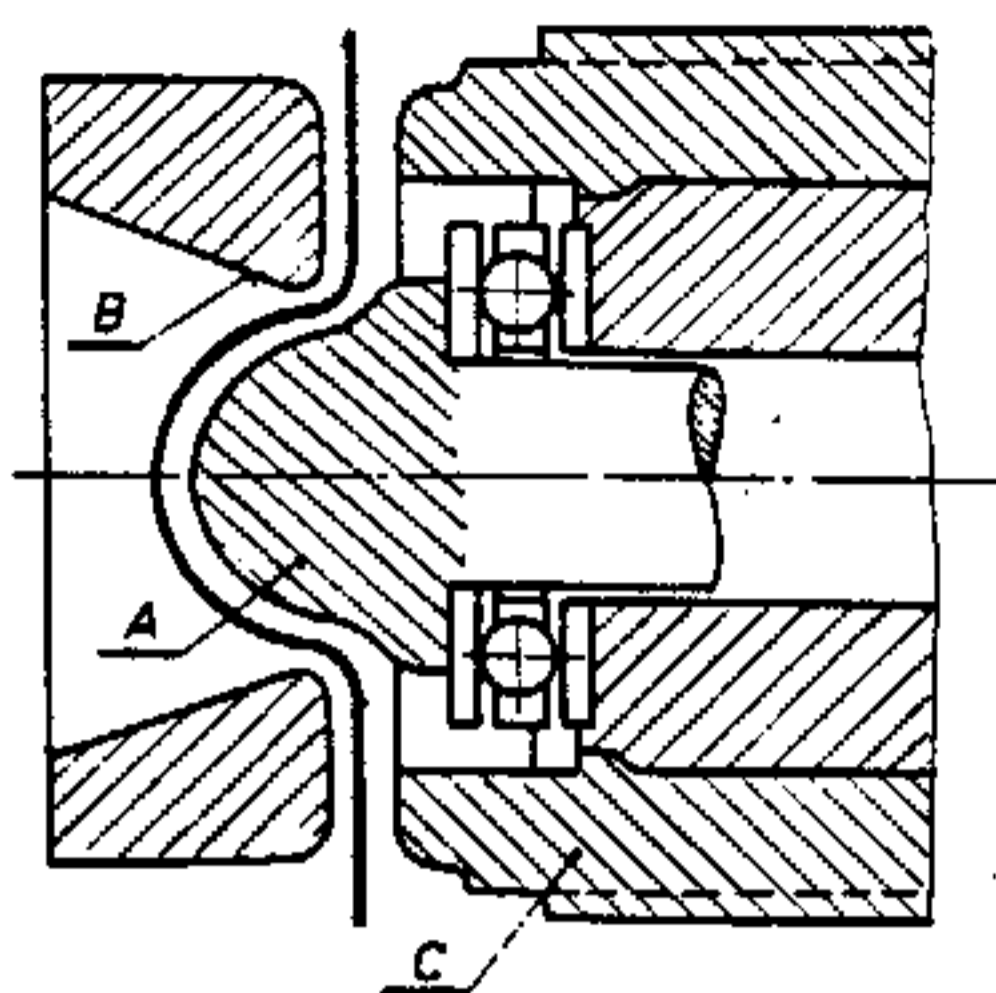
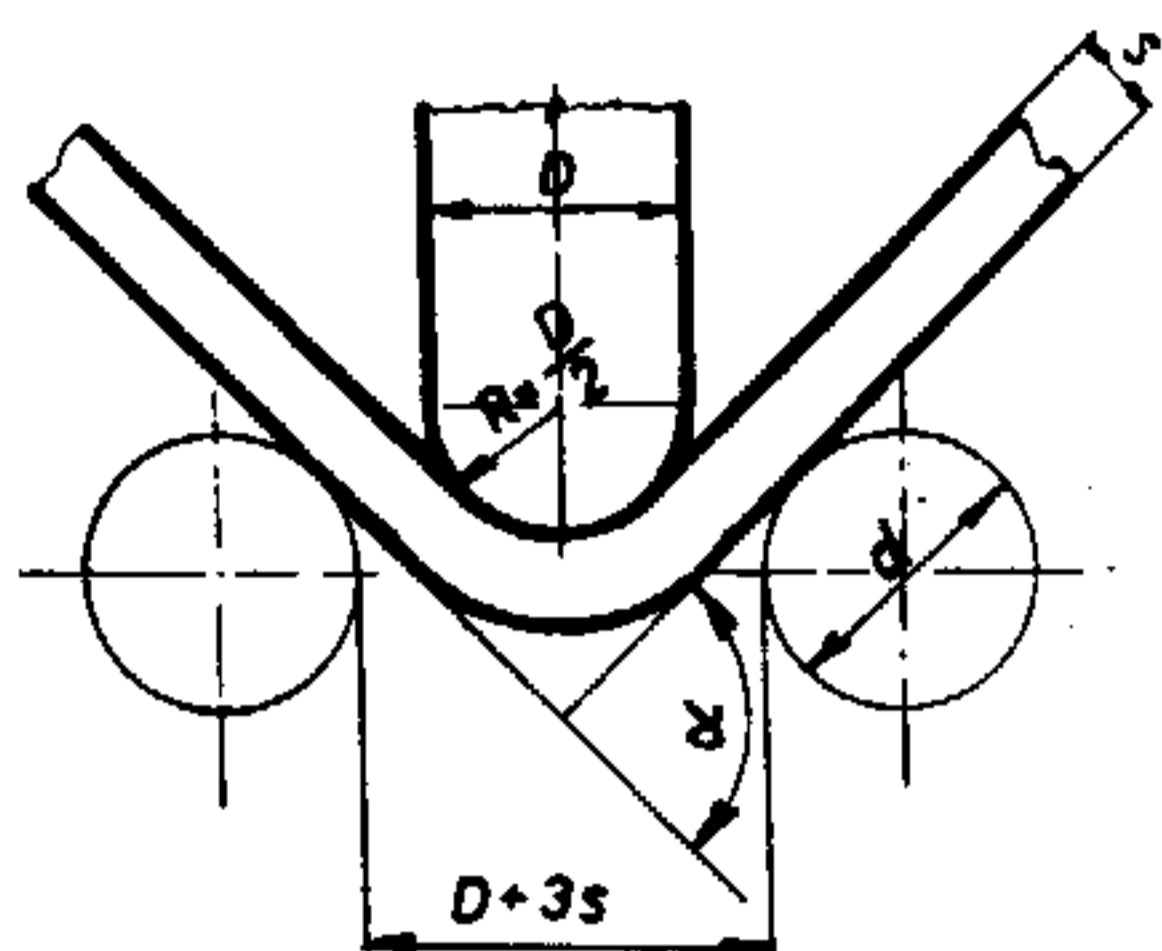
3.5.3 Tvařitelnost

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

Tvařitelnost za studena

Zkoušky tvařitelnosti za studena simulují procesy tváření používané při technologických operacích lisování, ohýbání, lemování, rozhánění aj. Používá

se zejména na plechy, dráty a tenkostěnné trubky. Zkouška plechů hloubením poskytuje informace o možnosti zpracovat plechy (do tloušťky 2 mm) tažením, tlacením nebo lisováním.



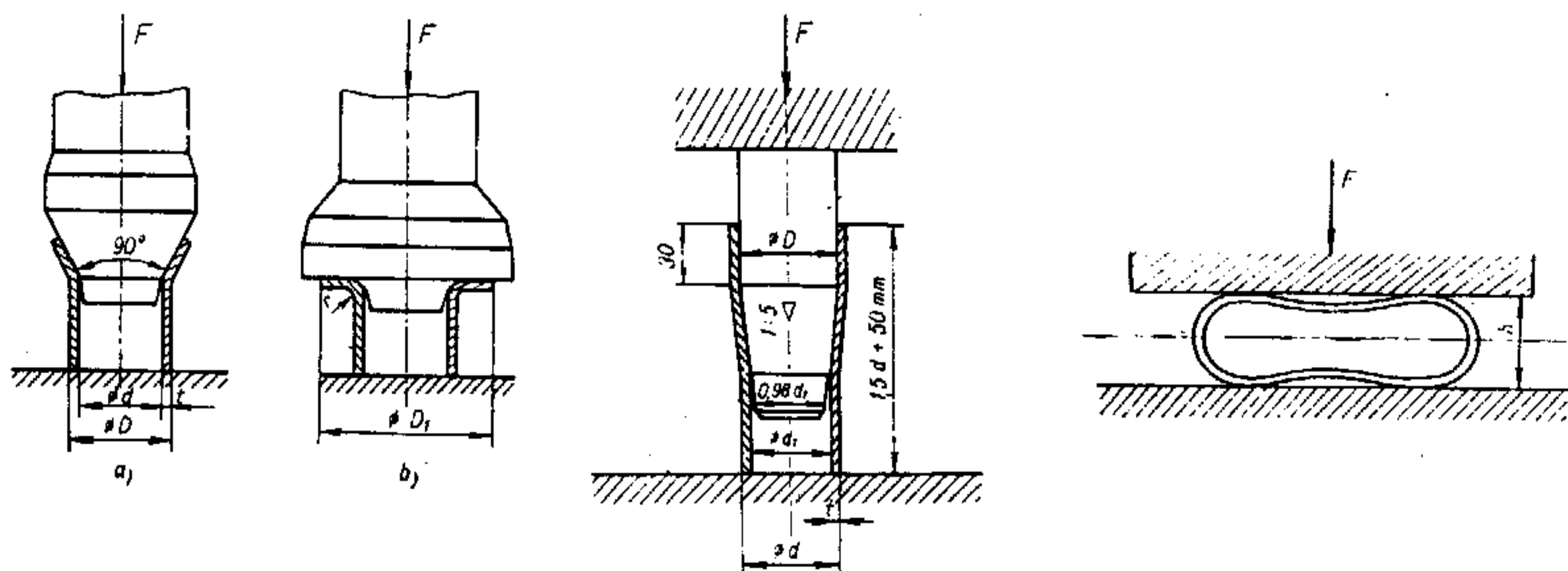
Obr.3-43 (vlevo) Zkouška lámavosti

Obr.3-44 (vpravo) Schema Erichsenova přístroje na zkoušení plechů hloubením

Zkouška lámavosti. Měřítkem pro posouzení lámavosti je velikost úhlu, který se vytvoří ohybem zkušební tyče (obr.3-43). Zkušební tyč délky 200 až 400 mm a šířky 25 až 50 mm se ohýbá ve dvou podporách, kde D je průměr válcové části trnu, d je průměr opěrných válečků. Při zkoušce se určuje úhel ohybu, při kterém se na vnější straně objeví první trhlinky.

Zkouška hlubokotažnosti podle Erichsena (obr.3-44) je upravena tak, že čtvercový vzorek plechu o rozměrech 70 x 70 mm se sevře mezi matricí B a přidržovač C . Razidlo A zakončené vyleštěnou ocelovou koulí o průměru 20 mm, se pomalu vtlačuje do povrchu zkoušeného plechu. Při výskytu první trhliny se zkouška zastaví a změří se posuv razidla, který je měřítkem schopnosti plechu k hloubení.

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



Obr.3-45 (vlevo) Zkouška trubek lemováním

Obr.3-46 (uprostřed) Zkouška trubek rozházením

Obr.3-47 (vpravo) Zkouška trubek zmáčknutím

Zkouška trubek lemováním (obr.3-45) se provádí na trubce, kde se jeden konec rozšiřuje trnem o vrcholovém úhlu 90 až 120°. Pak se vytvoří kolmo na osu lem. Na trubce se musí vytvořit lem určité šířky, kterou udávají materiálové

listy.

Zkouška trubek rozháněním se provádí zarážením trnu určitého průměru do vzorku trubky. Při rozšíření nesmí vzniknout trhlina (obr.3-46).

Zkouška trubek zmáčknutím dává informace o možnostech deformace trubek mezi rovinnými čelistmi kolmo k ose. Trubky se zmáčknou naplocho na předepsanou vzdálenost stěn (obr.3-47).

Zkoušky drátů

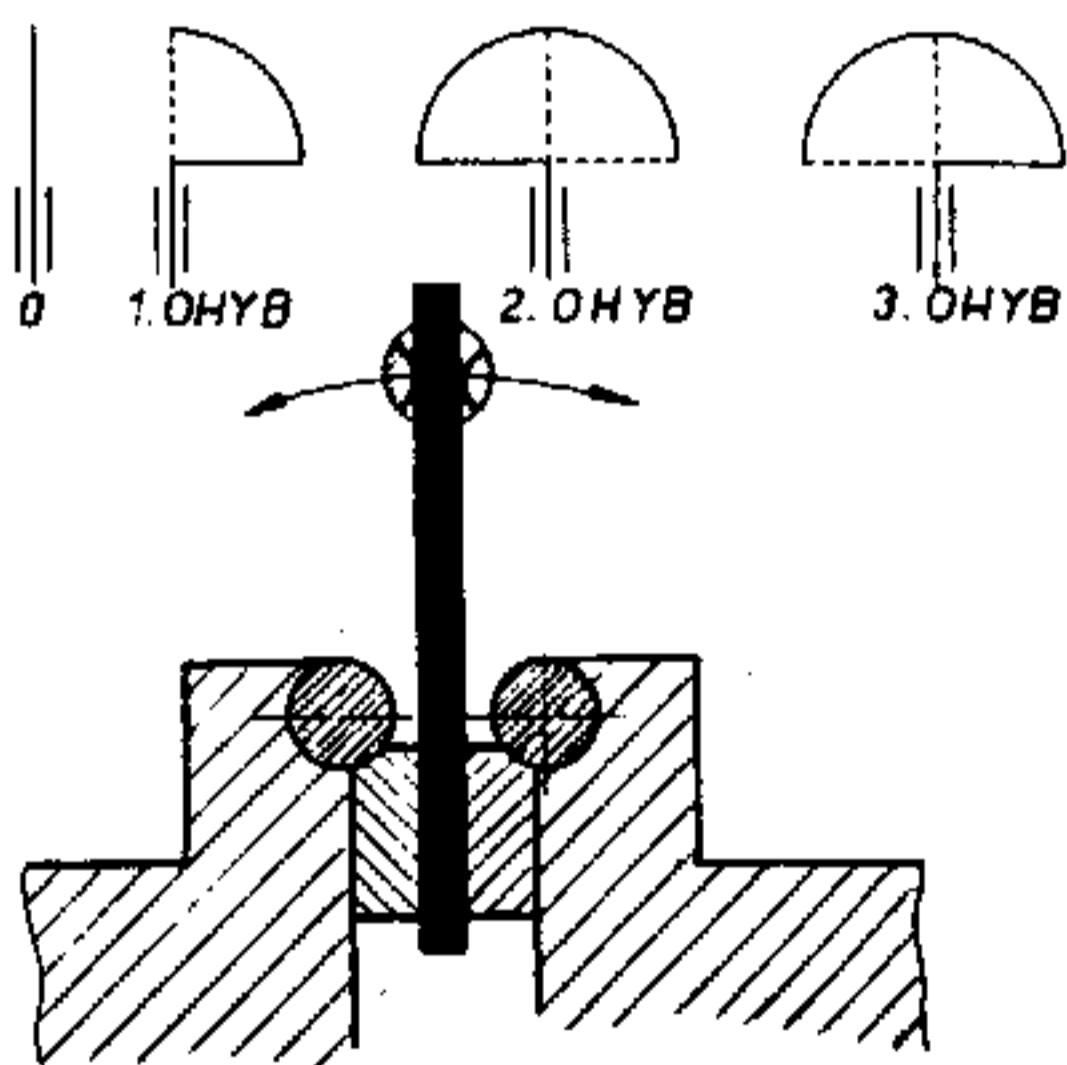
Pro zkoušení drátů se používají tři základní technologické zkoušky : zkouška drátů střídavým ohybem, zkouška kroucením a zkouška navíjením.

Zkouška drátů střídavým ohybem je nejfrekventovanější zkouškou drátů (obr.3-48). Drát je sevřen mezi čelisti a střídavě se přehýbá přes válečky v obou směrech o 180° . Měřítkem jakosti drátu je počet ohybů do lomu.

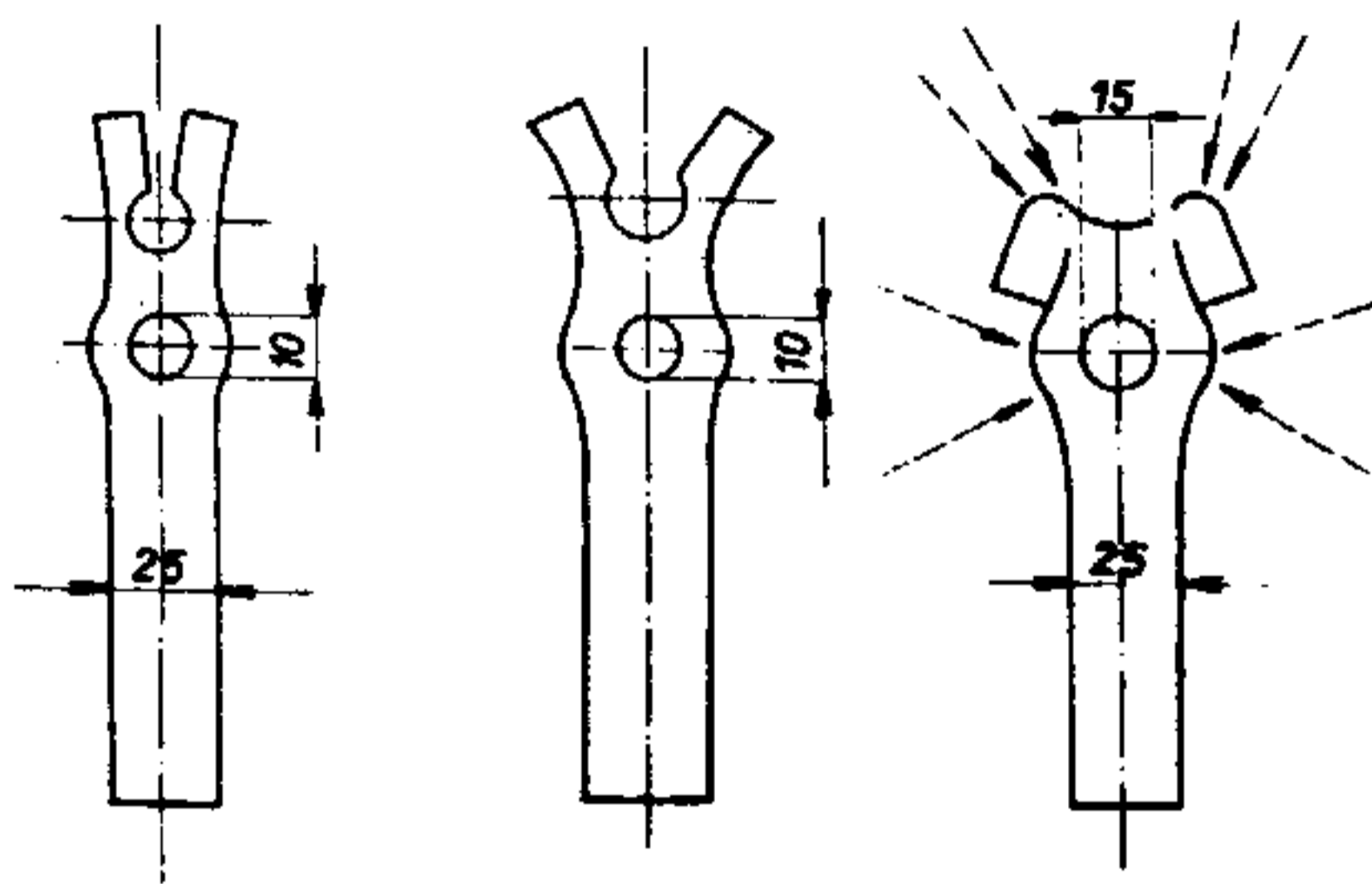
Tvařitelnost za tepla

Tuto technologickou vlastnost zkoušíme rozkováním, děrováním, rozštěpením, ohybem, pýchováním, krutem, válcováním aj.

Pro ilustraci uvedeme zkoušku kovatelnosti oceli (obr.3-49). Ze zkoušeného materiálu se vykově plochá tyč, do které se prorazí dva otvory. Krajní otvor se rozštěpí a oba konce se rozevřou. Druhý otvor se rozšíří na 15 mm a úplně se ohrnou rozštěpené konce. U dobře kovatelného materiálu se nesmí objevit trhliny.



Obr.3-48 Zkouška lámavosti drátů



Obr.3-49 Zkouška kovatelnosti

3.6 Povrchové a vnitřní vady výrobků

Technologické postupy výroby polotovarů i konečných výrobků vedou buď nahodile či systematicky k jejich vnitřním nebo povrchovým vadám. Tyto vady mohou vznikat i za provozu výrobku buď degradačními procesy nebo jeho nahodilým přetížením. Vadou výrobku se obecně rozumí každá odchylka složení, struktury a vlastností výrobku od jeho charakteristik předepsaných technickými podmínkami, normami nebo smluvním vzorkem.

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

Obecně lze mezi vady výrobků zahrnout (a) nesprávné chemické složení,

(b) vady struktury, (c) nevyhovující mechanické, fyzikální nebo chemické vlastnosti, (d) vměstky, dutiny, trhliny a jiné necelistvosti, (e) zbytková napětí, (f) tvarové a rozměrové vady.

Existence vad mění charakteristiky výrobku a je příčinou nedefinovatelné polohy 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 jsou založeny na indikaci změn fyzikálních veličin (intenzity pronikavého záření), rozptylu magnetického toku, energie mechanických kmitů aj.) vznikajících na nespojitostech fyzikálního prostředí, kterým je myšlen materiál zkoušeného předmětu. Měřená fyzikální veličina je také ovlivňována materiálovými charakteristikami, což naopak umožňuje jejich částečné hodnocení.

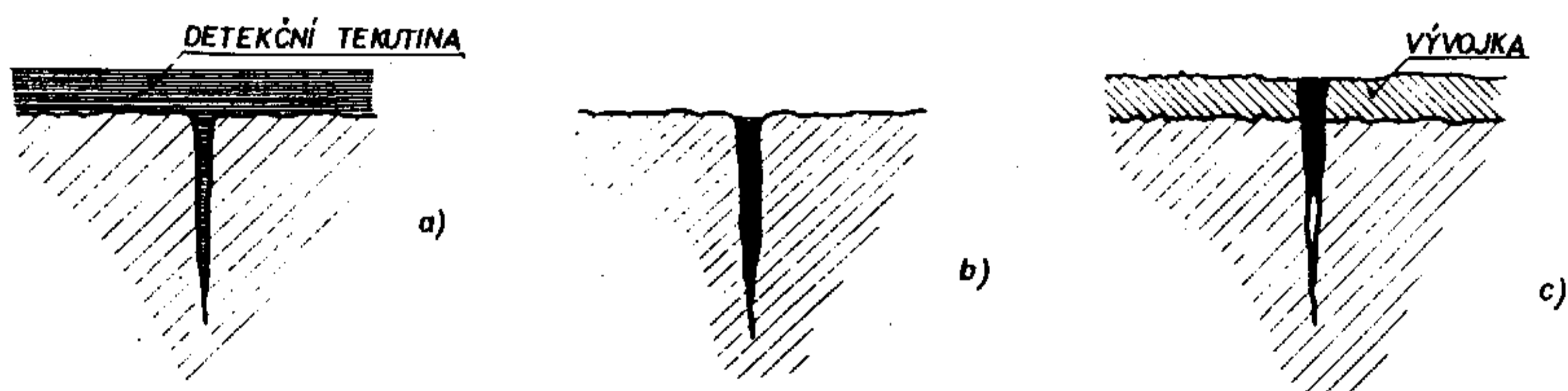
3.6.1 Povrchové vady a jejich zkoušení

Kapilární zkoušky

Princip těchto zkoušek spočívá v použití vhodné, kapilárně aktivní kapaliny, která pronikne do necelistvosti (trhliny). Po odstranění jejího přebytku s povrchu zkoušeného předmětu vzlíná vlivem působení kapilárních sil, takže necelistvost zviditelní. Jako detekční kapaliny jsou vhodné pouze takové, které mají malé povrchové napětí (γ přibližně 2,5 N/m, např. petrolej nebo terpentýn), tedy dobře smáčejí povrch.

Rozlišujeme několik modifikací kapilárních zkoušek, které se většinou dělí podle toho, zda použitá detekční kapalina je chemicky aktivní (zkoušky leptací) nebo chemicky pasivní. Ve druhém případě se používá kapalin barevných, fluorescenčních a jiných (olej, petrolej).

Metodicky mezi uvedenými modifikacemi kapilárních zkoušek není podstatných rozdílů. Postup zkoušky (společný pro všechny uvedené modifikace) je schematicky uveden na obr. 3-50.



Obr. 3-50 Kapilární zkoušky

(a) nanesení detekční kapaliny, (b) odstranění detekční kapaliny s povrchu, (c) nanesení vývojky a vyvolání indikace

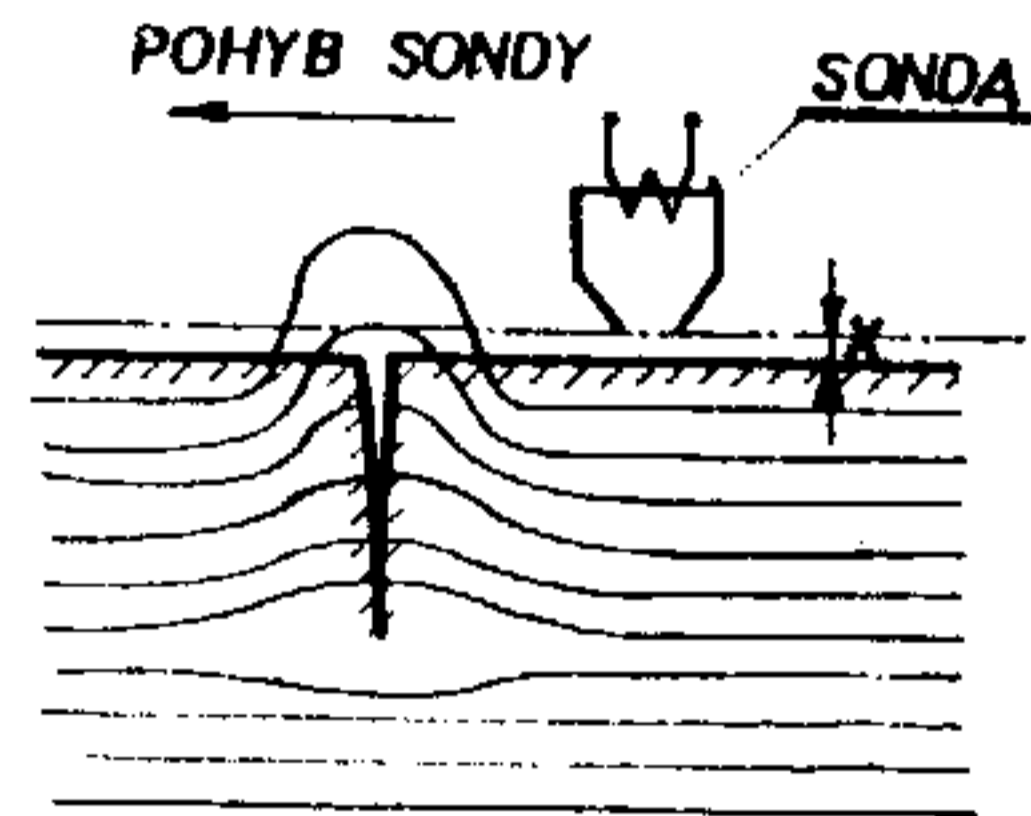
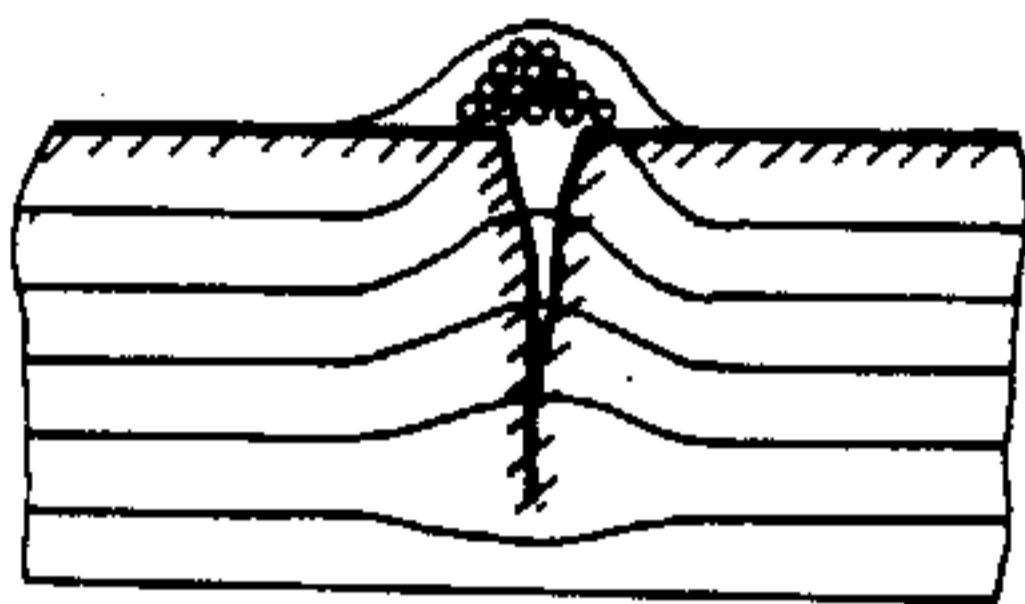
Elektromagnetické zkoušky

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 metody vířivých proudů.

Metody rozptylových polí jsou založeny na rozptylu magnetického toku přerušením souvislosti prostředí, ve kterém je magnetické pole buzeno (obr.3-51). Vytvoření rozptylových polí je možné podélnou nebo příčnou magnetizací zkoušené součástky, která musí být feromagnetická. Indikace rozptylových polí, tj. indikace vad se provádí pomocí feromagnetických prášků (metoda prášková, polévací), pomocí speciálních snímacích sond, nebo pomocí magnetografických materiálů.

Metoda prášková je založena na zviditelnění rozptylového toku pomocí feromagnetického prášku naneseného na povrch zmagnetované součástky buď za sucha nebo častěji ve formě suspenze s vodou nebo s petrolejem. Prášek vytvoří v místě vady nános kopírující její průběh (obr.3-51)

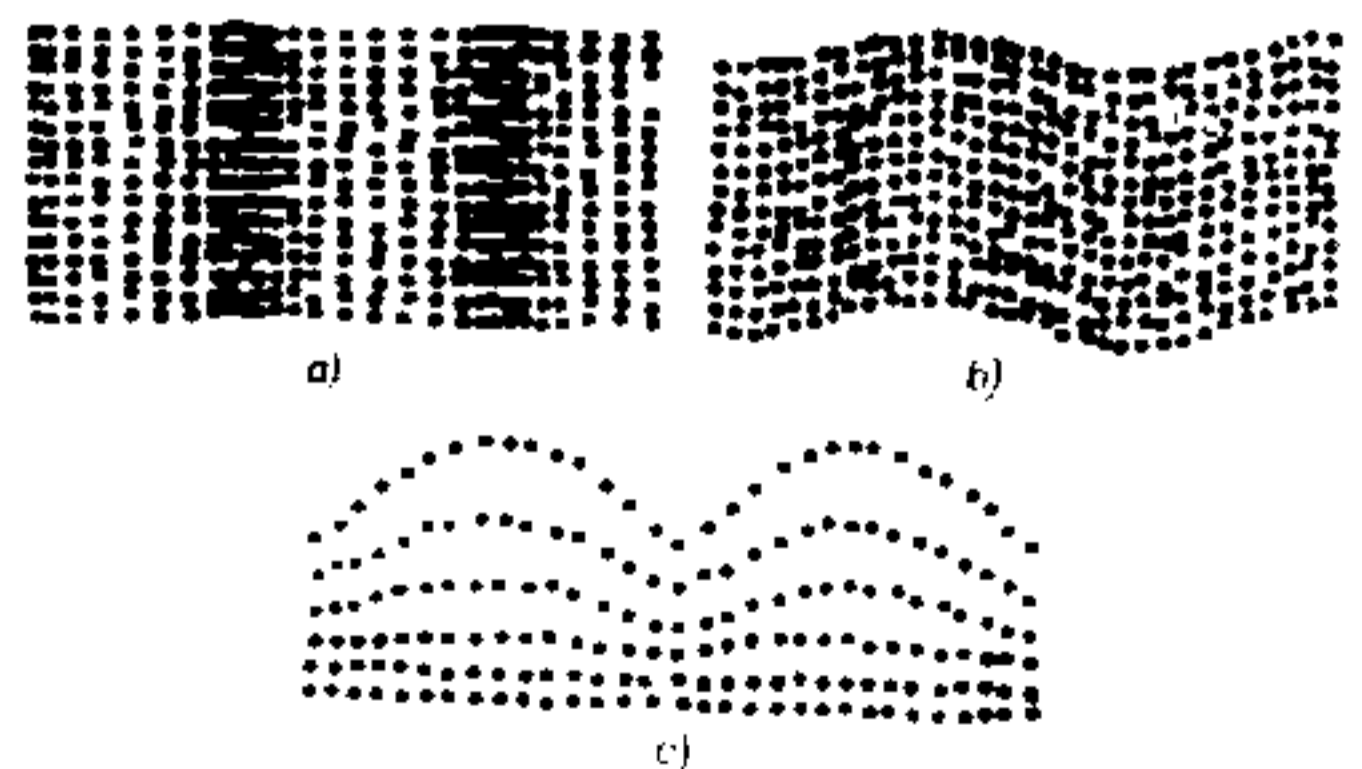
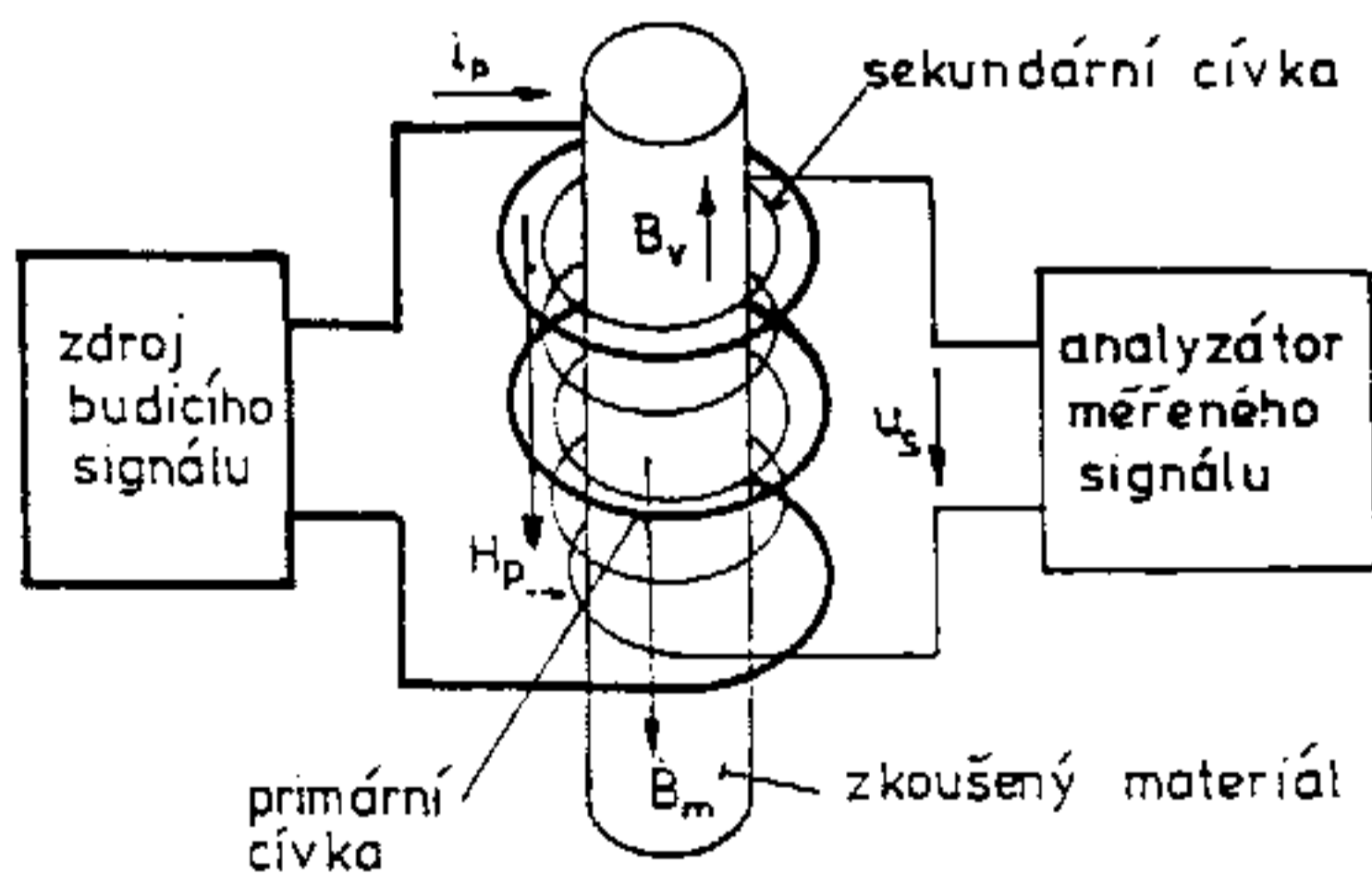


Obr.3-51 (vlevo) Rozptylové pole s detekčním práškem

Obr.3-52 (vpravo) Rozptylové pole snímané sondou

Jiný způsob indikace rozptylového pole je založen na použití sond různého typu např. pohyblivá sonda (obr.3-52) je v podstatě cívka, ve které se při přetnutí siločar rozptylového pole indukuje elektrický proud.

Metody vířivých proudů spočívají ve zjišťování změn fyzikálních vlastností vzorku pomocí střídavého magnetického pole. Vzorek se vloží do střídavého magnetického pole, které indukuje ve zkoušeném materiálu vířivé proudy. Magnetické pole vířivých proudů se vektorově skládá s magnetickým polem budícím. Výsledné pole se snímá sekundární cívkou s tento signál se porovnává se signálem etalonu snímaným stejným snímačem. Názorně je princip uveden na obr.3-53.



Obr.3-53 (vlevo) Princip metody vířivých proudů

Obr.3-54 (vpravo) Druhy ultrazvukových vln

Měřené indukované napětí u_s je ovlivněno strukturou, rozměry vzorku, existencí povrchových vad. Metodika je tedy vhodná pro rychlou nedestructivní kontrolu

prizmatického (válcovaného, taženého apod.) materiálu z hlediska vad i strukturních stavů. Rychlost zkoušení (2 až 4 m/s) je limitována mechanickou částí zkušebních zařízení (označování vad, vytrídění vadných výrobků).

3.6.2 Vnitřní vady a metody jejich zjišťování

Ultrazvukové metody

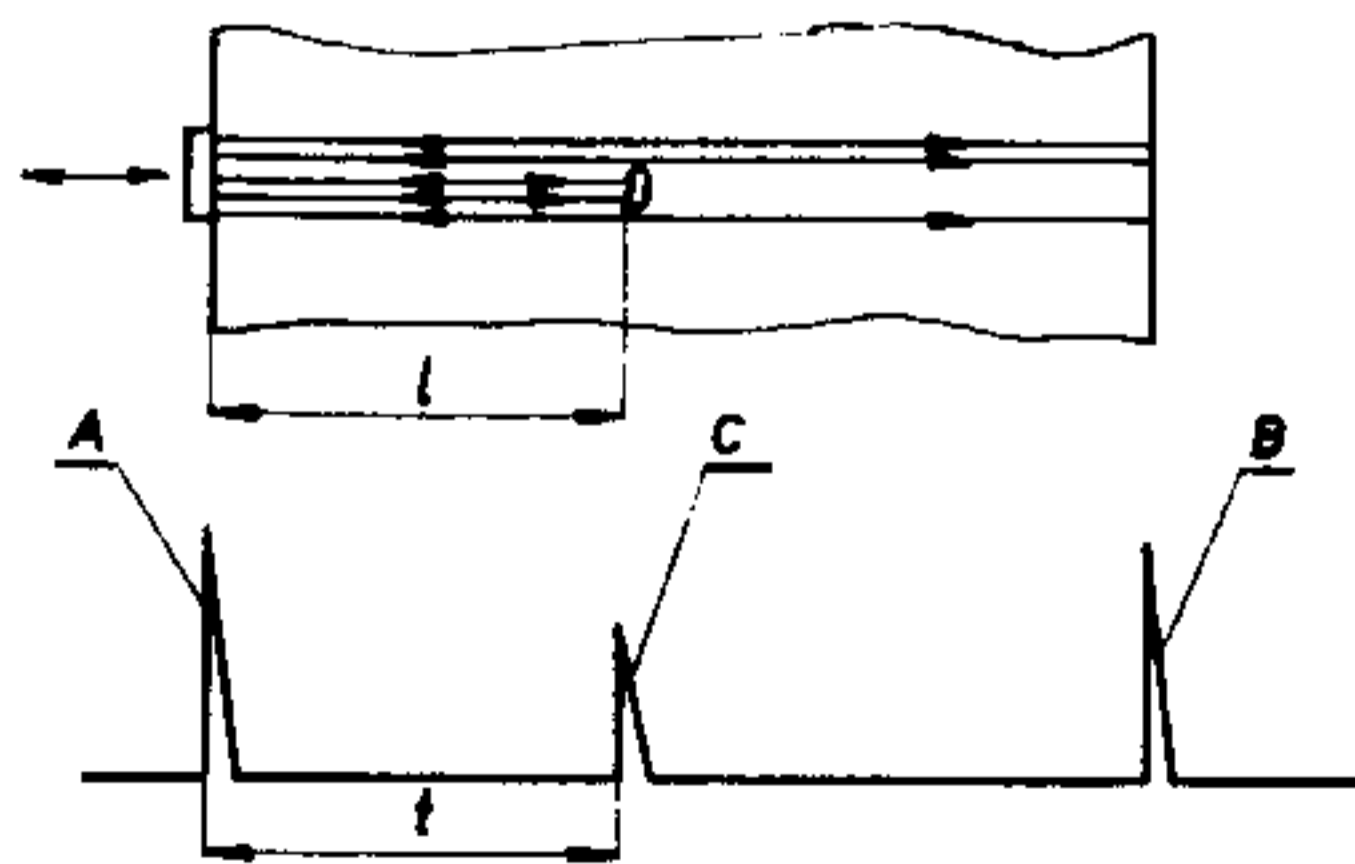
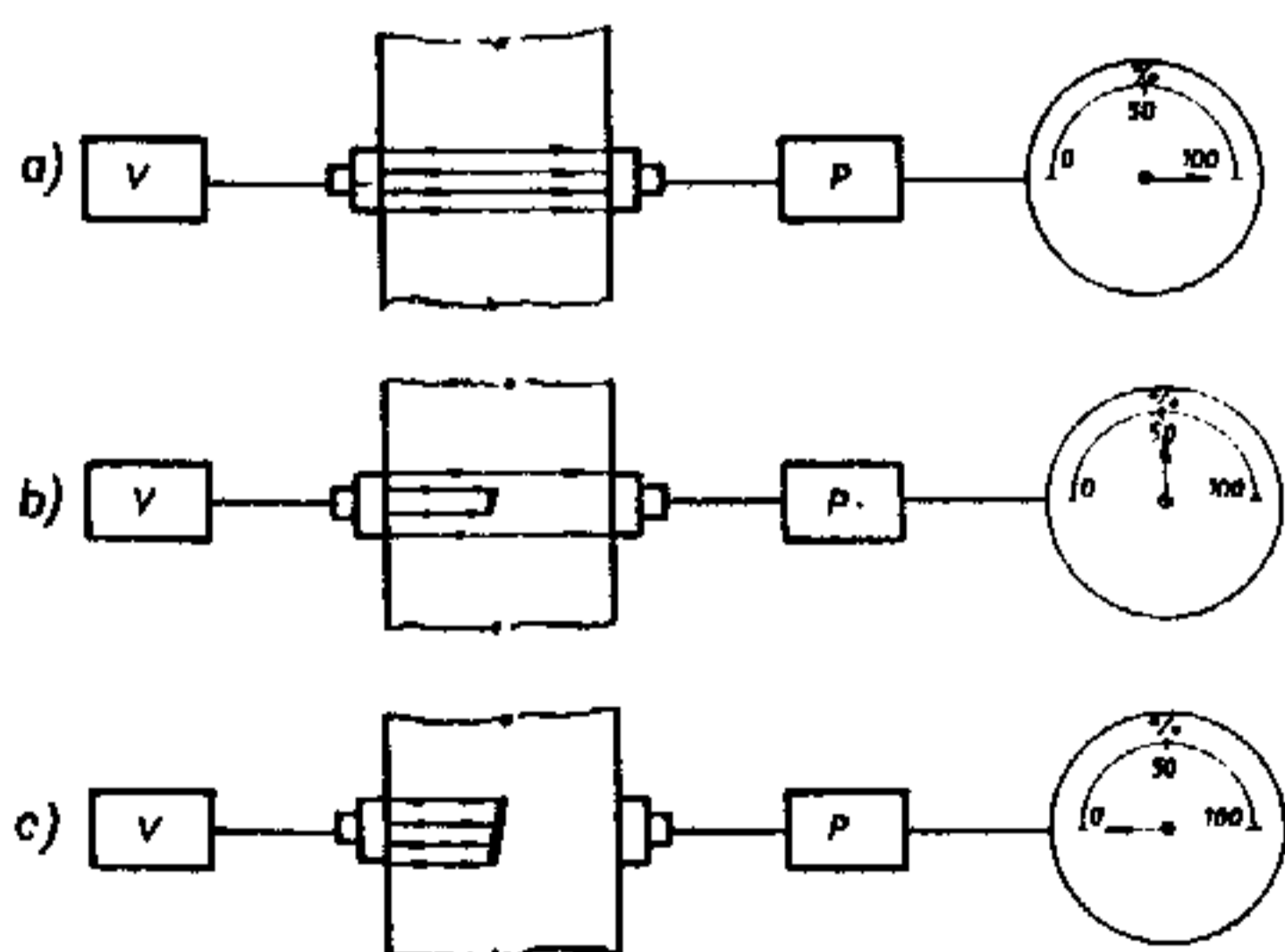
Ultrazvuk jsou mechanické kmity částic prostředí jejichž frekvence jsou vyšší než 20 kHz. Pro nedestruktivní zkoušení materiálu se využívají frekvence do 15 MHz. Ultrazvukem se zjišťují nejen vnitřní vady výrobků, ale používá se rovněž pro měření tloušťek stěn, elastických modulů a zbytkových napětí.

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 (obr.3-54). Při ultrazvukových zkouškách se používá zejména podélných a příčných vln. Rychlost podélných vln je ve vzduchu 330 m/s, ve vodě 1500 m/s, v oceli 5800 m/s. Příčné vlny mají v tuhých látkách přibližně poloviční rychlost. Kapaliny příčné vlnění nepřenášejí.

Za základní metody ultrazvukové defektoskopie lze považovat metodu průchodovou a metodu odrazovou.

Průchodová metoda je založena na měření ztrát ultrazvukové energie svazku prošlého zkoušenou stěnou (obr.3-55). Je-li v materiálu vada nebo jiné vnitřní rozhraní vzniká ultrazvukový stín, který znamená pokles energie zachycené přijímací sondou.

Metoda odrazová se ve zkušební praxi používá nejvíce. Vysílací sonda vysílá do zkoušeného materiálu krátké ultrazvukové impulzy, které se odrážejí od protilehlého povrchu (obr.3-56). Po odrazu se impulzy vrací a jsou toutéž sondou registrovány (jednosondový provoz) a převedeny na časovou základnu obrazovky přístroje. Vyslání impulzu se zaznamená počátečním echem A, příjem odraženého impulzu se registruje koncovým echem B. Odrazy od případných vad jsou registrovány poruchovým echem C. Vzdálenost mezi počátečním a koncovým echem je úměrná tloušťce stěny zkoušeného předmětu. Vzdálenost ech A, C odpovídá hloubce uložení 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 sond příčných vln (úhlových



Obr.3-55 (vlevo) Princip průchodové metody (V-vysílací sonda, P-přijímací sonda)
Obr.3-56 (vpravo) Odrazová impulzní metoda

sond), které vysílají ultrazvukové impulzy pod vhodně zvoleným úhlem.

Zkoušení ultrazvukem se používá podle materiálových charakteristik a typu přístroje pro značné rozsahy zkoušených tloušťek (od několika milimetrů do zhruba 10 m).

Zkoušky prozařováním

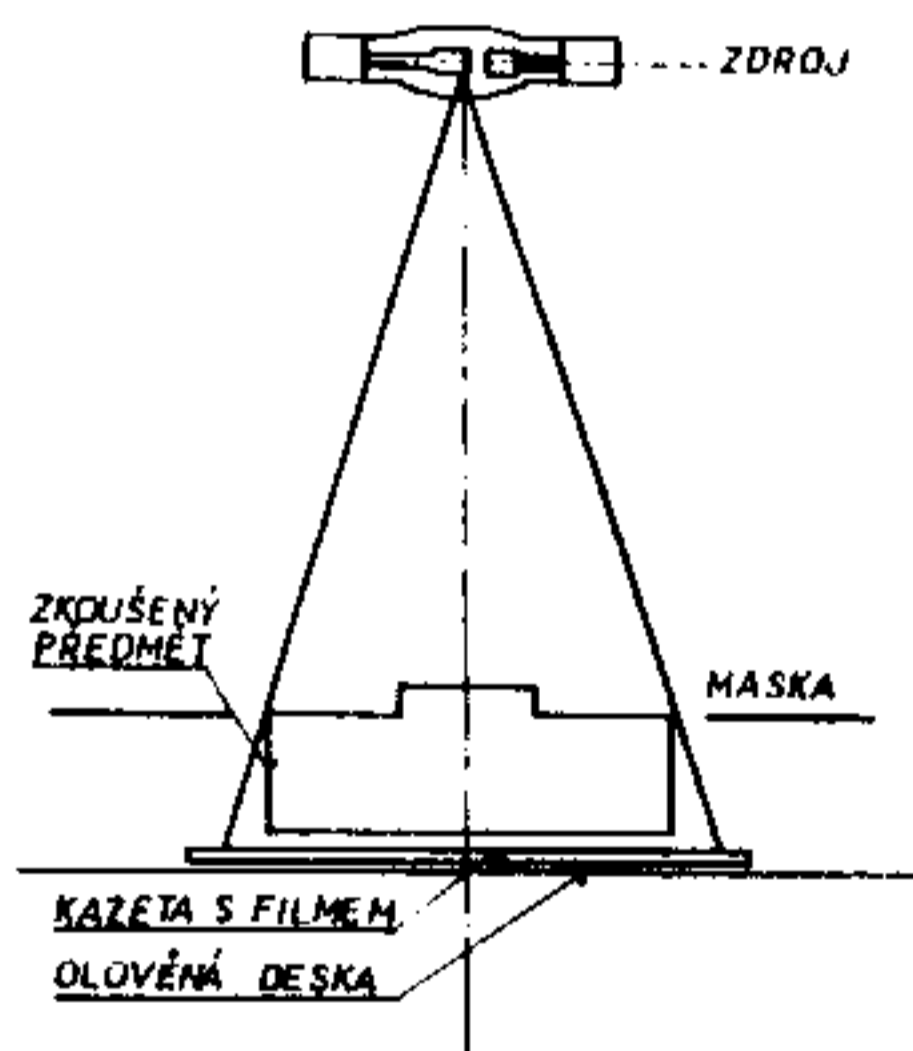
Zkoušky prozařováním (radiologické) se dělí buď podle použitého záření (rentgenové, gama, neutronové) - tab.3-V - nebo podle způsobu zachycení a zpracování indikace : rentgenografie (rentgenový snímek), rentgenoskopie (indikace na fluorescenčním štítu), ionizační rentgenologie (záznam pomocí ionizační sondy) aj. Radiologické zkoušky se uplatňují zejména ve slévárenství, svařování a v oborech výroby a zpracování plastů.

Tabulka 3-V Záření používané v radiologii

Druh záření	vlnová délka [nm]	energie [MeV]
měkké rentgenové záření	1 až 100	12 až 200
tvrdé rentgenové záření	0,01 až 1	
měkké paprsky gama	0,01 až 1	do 2,2
tvrdé paprsky gama	0,0001 až 0,01	

Nejčastěji používané 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), Tm 170 (127 dní, 0,08 MeV).

Základní schema uspořádání zdroj záření - zkoušený předmět - film (nebo fluorescenční štít) je uvedeno na obr.3-57. Z obrázku je patrné, že rentgenový snímek je v podstatě centrálním průmětem objektu do roviny.



Obr.3-57 Uspořádání zkoušky prozařováním

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

$$I = I_0 \cdot e^{-\mu d} \quad (3.46)$$

kde I_0 je intenzita dopadajícího záření, I intenzita záření prošlého deskou o tloušťce d , μ je lineární zeslabovací součinitel.

Součinitel μ je uveden včetně definice v odborné literatuře. Pro praktické účely se definuje specifický zeslabovací součinitel, který je obecně závislý podle vztahu

$$\frac{\mu}{\rho} = C \cdot Z^3 \lambda^3 \quad (3.47)$$

kde C je konstanta udávající číselnou kvalitu, Z je protonové číslo, λ je vlnová délka záření.

Na tomto fyzikálním základě se provádí nejen výpočet expozičních parametrů, ale i dimenzování ochranných zástěn pro pracoviště se zářením.

Ze zeslabovacího zákona jednoznačně vyplývá, že různé tloušťky prozářených objektů, ale také různé materiály, budou zeslabovat záření prošlé snímkováním předmětem a vytvářet jeho energeticky nehomogenní svazek (relief intenzity), který je pak registrován expozicí filmu nebo jiným záznamem. Optimální prozařitelnost oceli pro různá urychlující napětí rentgenových přístrojů a pro různé druhy izotopů je uvedena v tab.3-VI.

Tabulka 3-VI Optimální prozařitelné tloušťky oceli

napětí [kV]	tloušťka oceli [mm]	izotop	tloušťka oceli [mm]
100	do 20	Co 60	60 až 120
200	20 až 60	Cs 137	50 až 90
300	40 až 100	Ir 192	40 až 80
betatron 15 MeV	150 až 300	Tm 190	do 10

Poznámka : Hodnoty kV v levém sloupci tabulky představují vrcholové napětí na rentgence, kterému je úměrná energie fotonů buzeného rentgenového záření

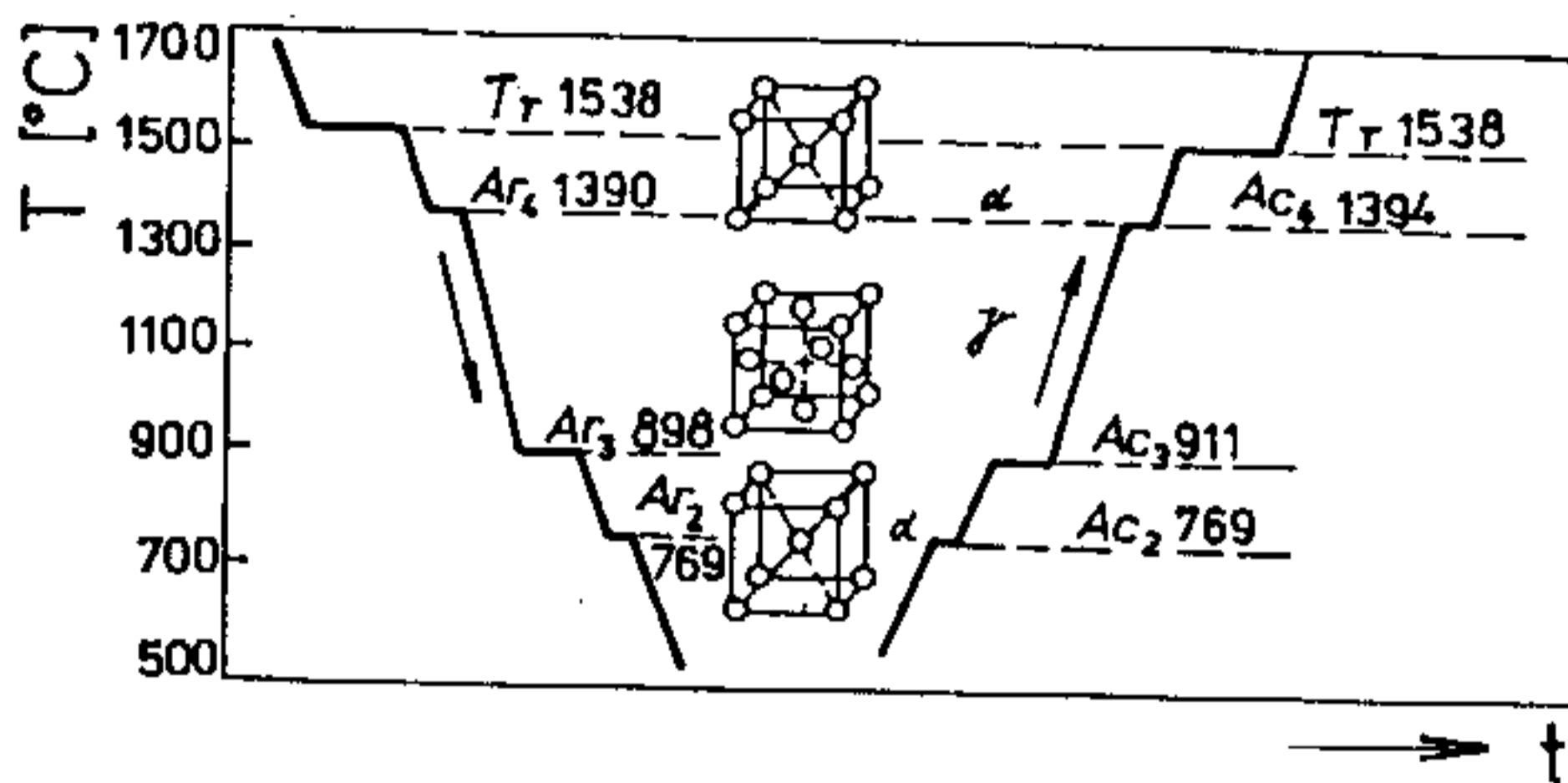
4. KOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

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/m^3 . Má teplotu tání 1538°C . Vyskytuje se ve dvou alotropických modifikacích: $\text{Fe } \alpha$ resp. $\text{Fe } \delta$ má k.t.s. mřížku a $\text{Fe } \gamma$ má k.p.s. mřížku. Oblasti existence jednotlivých modifikací železa jsou patrné z obr.4-1.

Železo α existuje do teploty 910°C . Při teplotě 769°C (Curieho teplota) ztrácí tato modifikace magnetické vlastnosti. Krystalová mřížka se však při teplotě 769°C nemění.



Obr.4-1 Křivka chladnutí 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 nejdůleži-

tějších slitin železa - ocelí.

Ve slitinách železa může být uhlík přítomen: (a) jako intermediární fáze - karbid železa Fe_3C , (b) jako grafit, (c) v intersticiálním tuhém roztoku.

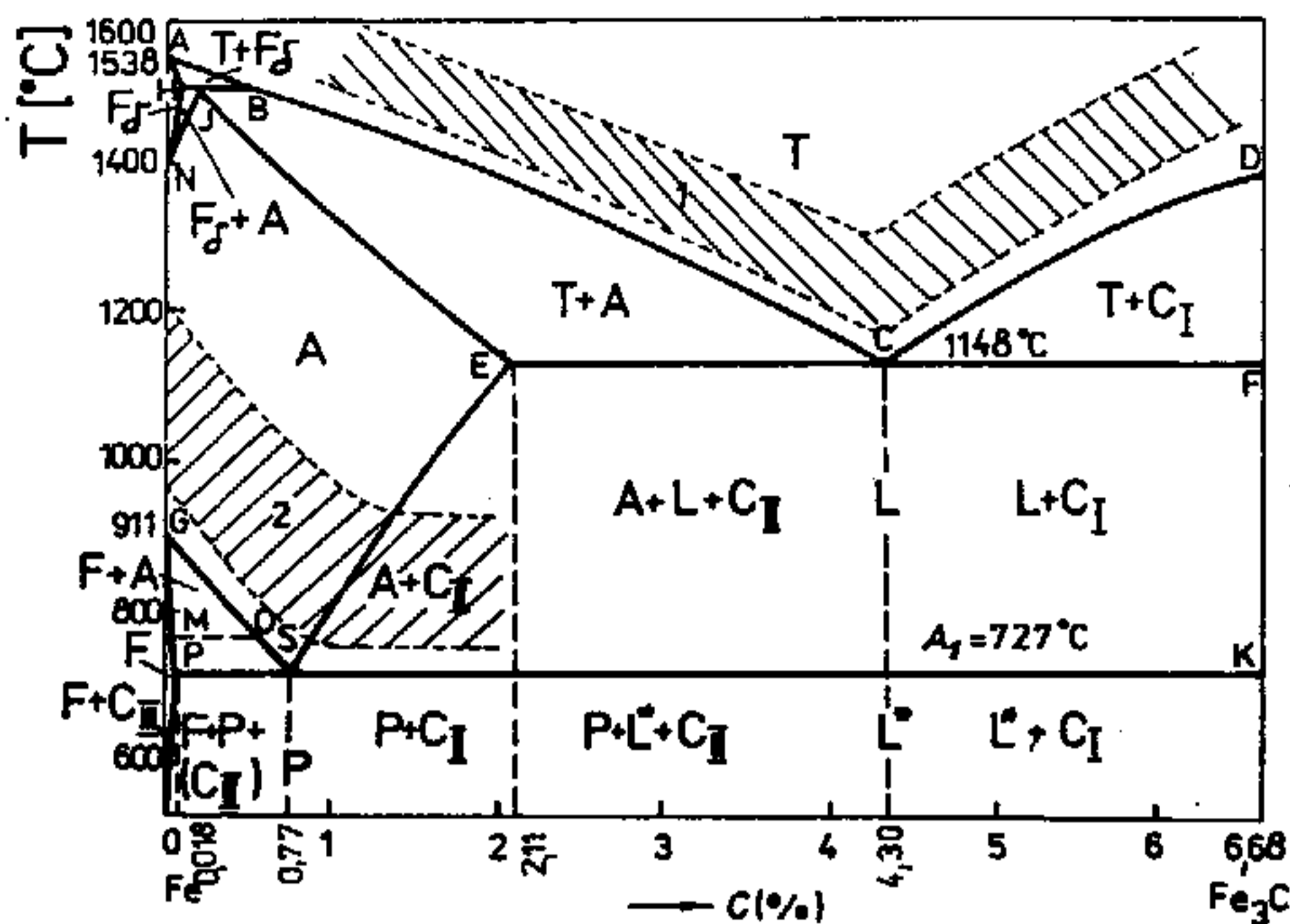
Karbid železa, v metalografii nazývaný cementit, obsahuje 6,68 % uhlíku. Krystalizuje v kosočtverečné (ortorombické) soustavě. Jako intermediární fáze je tvrdý a křehký. Není termodynamicky stabilní, při vysokých teplotách se rozkládá na železo a grafit



Soustavu železo - karbid železa nazýváme soustavou metastabilní. V této soustavě krystalizují oceli a cementitické litiny. Soustavu železo - grafit nazýváme soustavou stabilní, v té krystalizují grafitické litiny.

Metastabilní soustava železo - karbid železa

Rovnovážný diagram metastabilní soustavy 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 vylučují krystaly primárního cementitu C_I (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 teplotou $A_1=727^\circ\text{C}$ je ledeburit tvořen směsí austenitu a cementitu. Pod eutektickou teplotou se v oblasti vpravo od eutektického bodu C vyskytuje směs ledeburitu L a primárního cementitu C_I . V oblasti vymezené body E a C směs ledeburitu L a austenitu A a sekundárního cementitu C_{II} , který se vylučuje z austenitu jak bude uvedeno dále.



Obr. 4-2

Rovnovázný diagram soustavy železo - karbid železa s vyznačením oblastí ličících teplot (1) a obvyklých tvářecích teplot (2)

Krystalizace v oblasti peritektické přeměny je následující. Podle části větve likvidu AB se z taveniny vylučují krystaly tuhého roztoku uhlíku v železe δ - feritu δ ($F\delta$).

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 polymorf- ní 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 δ 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, (2) překrystalizací z primárně vzniklých krystalů feritu δ , (3) peritektickou přeměnou.

V metastabilní soustavě železo - karbid železa dochází navíc v tuhém stavu jednak k polymorf- ní 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 zaměřme pozornost na polymorf- ní přeměnu $\gamma \rightarrow \alpha$. Nejnižší teplota, do které zůstává austenit při rovnovážném ochlazování zachován, je eutektoidní teplota $A_1 = 727$ °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 lamelární charakter. Je tvořen střídavě destičkami feritu a cementitu. Delším žíháním pod teplotou A_1 je možno převést lamelární perlit v globulární.

U čistého železa dochází k překrystalizaci $\gamma \rightarrow \alpha$ při teplotě $A_3 = 911$ °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 veškerý austenit změní na perlit.

Nyní zaměřme 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 α je určena bodem F (0, 10 100). S klesající teplotou tato rozpustnost klesá. Proto se z feritu podle řávy 73 vylučuje fáze uhlíkem bohatá - terciární 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 metastabilní soustavě, jsou tedy tvořeny při teplotě okolí směsí feritu a perlitu a případně terciárního 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^x) 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-I Přehled strukturních součástí ocelí a bílých litin

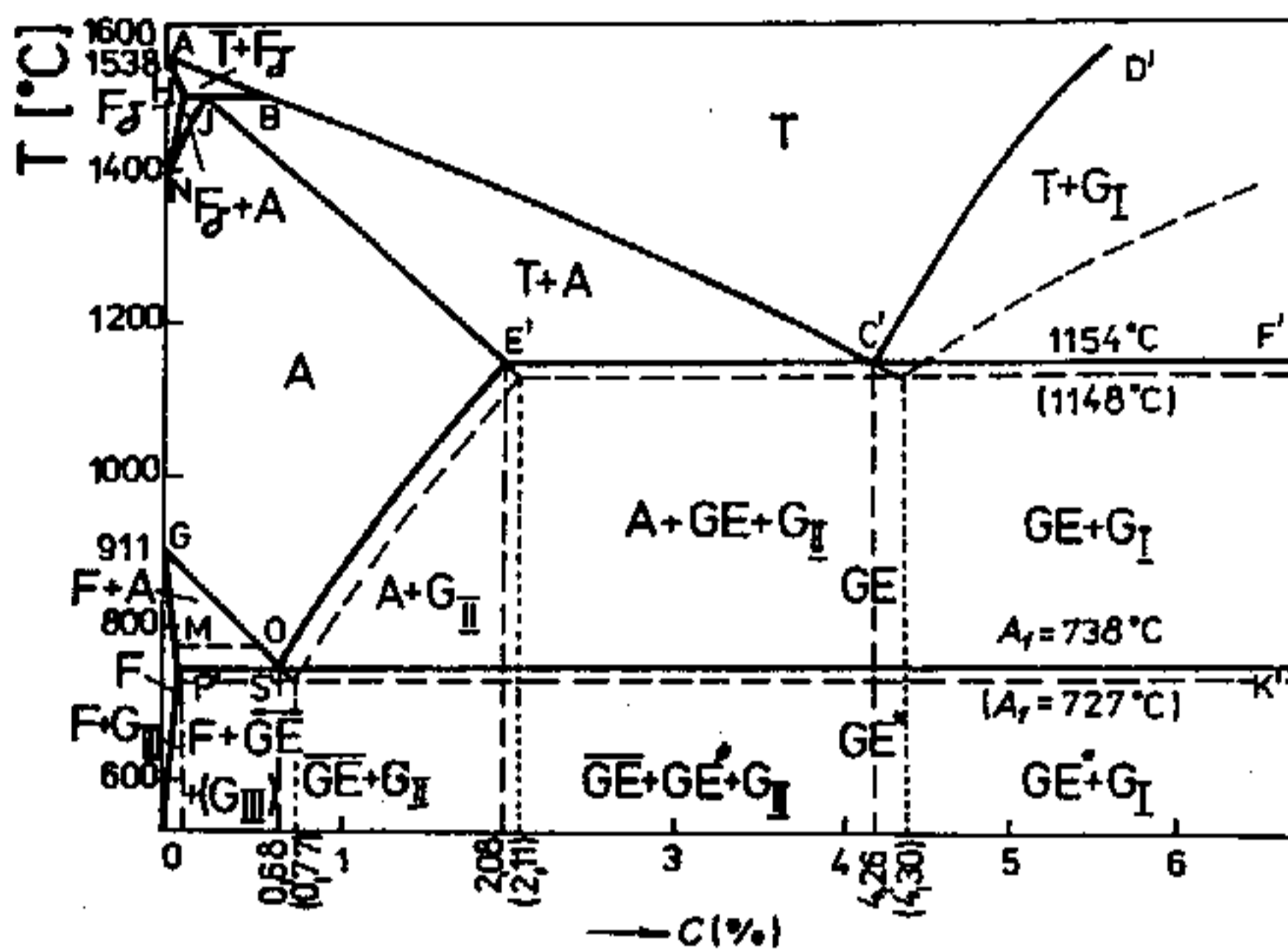
Strukturní součást	Charakteristika
Ferit	Tuhý roztok uhlíku v železe α . Je hlavní strukturní součástí nízkouhlíkových ocelí. Je měkký (tvrdost HB \approx 75, málo pevný ($R_m \approx$ 260 MPa), dobře tvárný, feromagnetický.
Austenit	Tuhý roztok uhlíku v železe γ . Je dobře tvárný, plastický a nemagnetický. Austenitické oceli jsou dobře tvárné za studena, jsou však velmi houževnaté - obtížně obrobitelné.
Cementit	Intermediární fáze - karbid železa Fe_3C . V ocelích se vyskytuje jako sekundární, případně u měkkých ocelí jako terciární. Vytvoří-li síťové kolem perlitických zrn, způsobuje křehkost oceli. Tvrdost se pohybuje okolo 650 HV.
Perlit	Eutektoid metastabilní soustavy - směs feritu a cementitu. Mává lamelární charakter, s rostoucí rychlostí ochlazování se lamely zjemňují. Ztuháním je možno vytvořit globulární formu. Tvrdost cca 190 HB, pevnost R_m cca 700 MPa. V globulární formě je měkčí, 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 litinami.

V tab.4-I 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 z taveniny austenit. Podle větve likvidu D'C' se však ve stabilní soustavě z taveniny vylučuje primární grafit G_I.

Při eutektické teplotě E'F' (1154 °C) vzniká z taveniny 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 s austenitem tvoří eutektické buňky. Obr.4-4 znázorňuje tvar lupínek grafitu v eutektické buňce. Prostor mezi lupínky je vyplněn austenitem. Množství a velikost eutektických buněk určují výsledné vlastnosti slitin železa s uhlíkem krystalizujících ve stabilní soustavě - šedých litin.

Obdobně jako v metastabilní soustavě dochází i ve stabilní soustavě k polymorfni přeměně $\gamma - \alpha$. I zde s klesající teplotou klesá rozpustnost uhlíku v železe.

Pod čarou GS' se proto austenit přeměňuje ve ferit. Podél segregační čáry S'E' se z austenitu vylučuje sekundární grafit G_{II}. Při eutektoidní teplotě 738 °C vzniká grafitový eutektoid GE tvořený směsí krystalů feritu F a grafitu G. Vzhledem k tomu, že stabilní soustavu uvažujeme až do 100 % uhlíku (bod K'), vyplývá z pákového pravidla

$$\frac{m_F}{m_G} = \frac{S'K'}{S'P'} \quad (4.3)$$

že množství feritu k množství grafitu je v grafitovém eutektoidu tak vysoké, že grafitový eutektoid je prakticky feritem.

Při ochlazování šedých 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 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 prvků tvoří ty prvky, které jsou do ocelí a litin přidávány úmyslně, za účelem upravení některých vlastností. Nazýváme je prvky legující (přísadové, slitinové).

Doprovodné prvky škodlivé

Síra. Obsah síry je v ocelích obvyklých jakostí omezen na 0,06 %, u ocelí třídy 12 a tříd vyšších obvykle na 0,035 %. U vybraných typů perspektivních ocelí je ještě nižší. 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 magnanu (popř. 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 ocelí obvyklých jakostí je obsah fosforu do 0,07 %, u ocelí třídy 12 a vyšších do 0,04 %. U litin se obsah fosforu pohybuje v desetinách procenta (obvykle do 0,6 %), u jakostních litin je jeho obsah omezen na 0,15 %. Fosfor v oceli způsobuje lámavost za studena, snižuje vrubovou houževnatost, zvyšuje přechodovou teplotu, zhoršuje svařitelnost, zvyšuje křehkost svarů a popouštějí 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 %, 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 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 žíháním (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 pásech. Tím dochází k výraznému poklesu vrubové houževnatosti a tvařitelnosti za studena - stárnutí oceli. 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 nově 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 slévateľnosti. 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. Přidáním 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 oceli úmyslně přidávají za účelem zlepšení některých vlastností. Je to např. k zvýšení tvrdosti a pevnosti při vyhovující houževnatosti, zlepšení prokalitelnosti a odolnosti proti pouštěcí křehkosti, odolnosti proti opotřebení a korozi, žárovzdornosti, žárupevnosti, ovlivnění velikosti zrna, zabránění vylučování nežádoucích nitridů a karbidů apod.

Požadované vlastnosti oceli získáme vhodnou kombinací legujících prvků a 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. 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 intermediární fáze.

Podle vlivu prvků na výši teploty polymorfních přeměn železa můžeme přísadové prvky rozdělit na prvky austenitotvorné a feritotvorné.

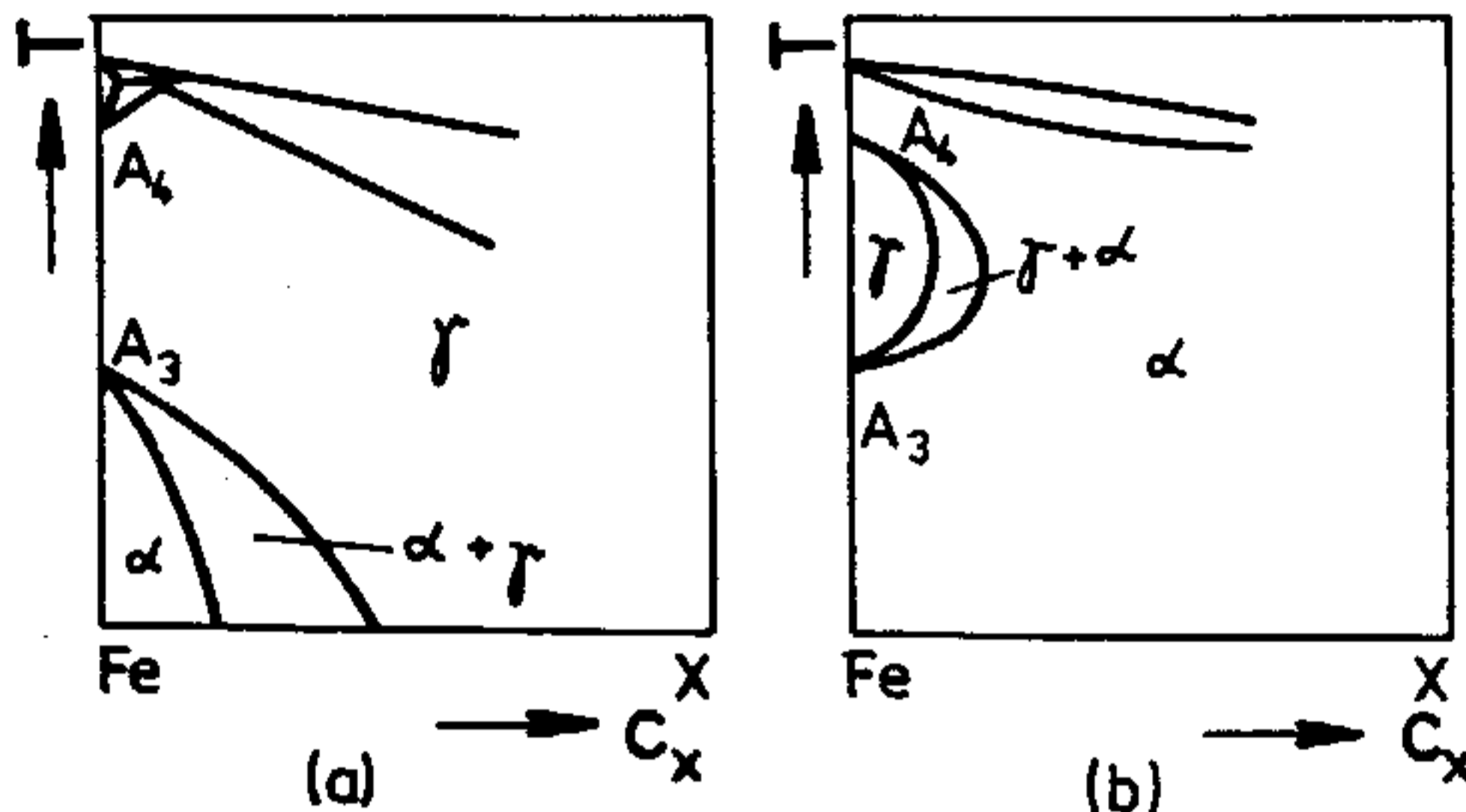
Austenitotvorné prvky snižují teplotu A_3 a současně zvyšují teplotu A_4 . V důsledku toho se v binárním systému železo - příslušný přísadový prvek oblast austenitu otevírá (obr. 4-4a). Při vyšších obsazích takového přísadového prvku může teplota přeměny $\gamma \rightarrow \alpha$ klesnout až pod teplotu 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 obsazích těchto prvků se oblast γ zcela uzavře. Oceli s vyšším obsahem takového přísadového prvku neprodělávají při ohřevu polymorfní

přeměnu $\alpha \rightarrow \gamma$. Ferit je stálý až do teploty solidu. Takovéto 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 malém 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 netvoří, se nazývají nekarbidotvorné (grafitizační), např. Ni, Si.



Obr.4-4 Schema rovnovážného diagramu (a) železo - austenitvorný prvek, (b) železo - feritotvorný prvek

Karbidotvorné prvky tvoří dva typy karbidů :

- jednoduché - karbid tvoří přísadový prvek s uhlíkem (TiC , Mo_2C apod.);
- 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 rozpad na železo a grafit. Podporují tak vznik šedé litiny.

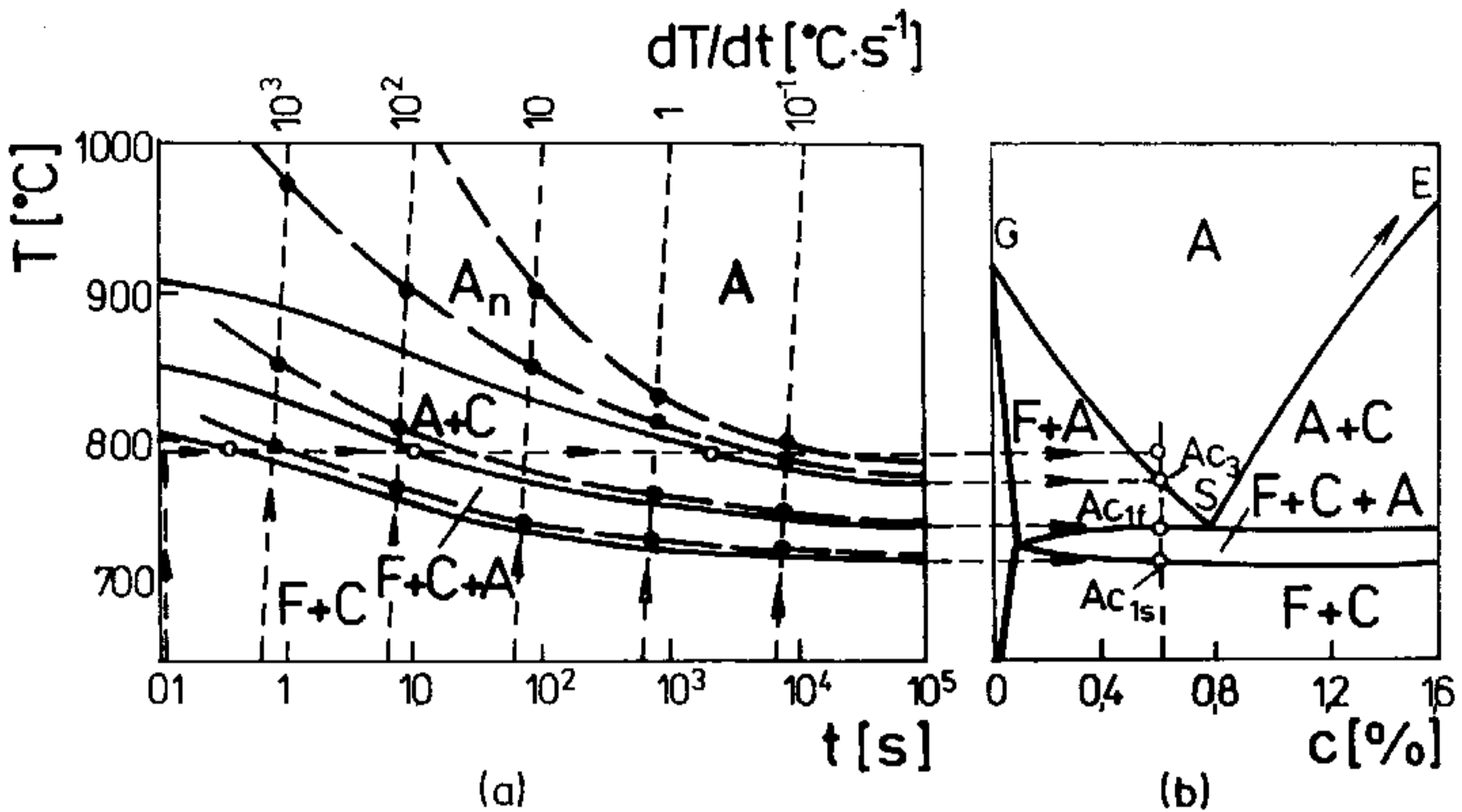
4.1.2 Fázové přeměny a změny vlastností

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 - Fe_3C (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 difúzní charakter, takže závisejí nejen na teplotě, ale také na času.

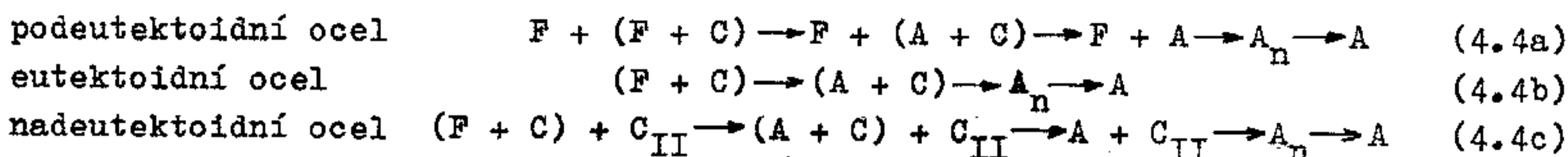


Obr.4-5 (a) Diagram izotermické (plné čáry) a anizotermické (čárkovaně) austenitizace podeutektoidní oceli
 (b) Část ternárního rovnovážného diagramu železo-uhlík-legující prvek (izokoncentrační řez pro malý obsah legujícího prvku)
 A-austenit, A_n -austenit nehomogenní, F-ferit, C-cementit

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 $800\text{ }^\circ\text{C}$ 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.

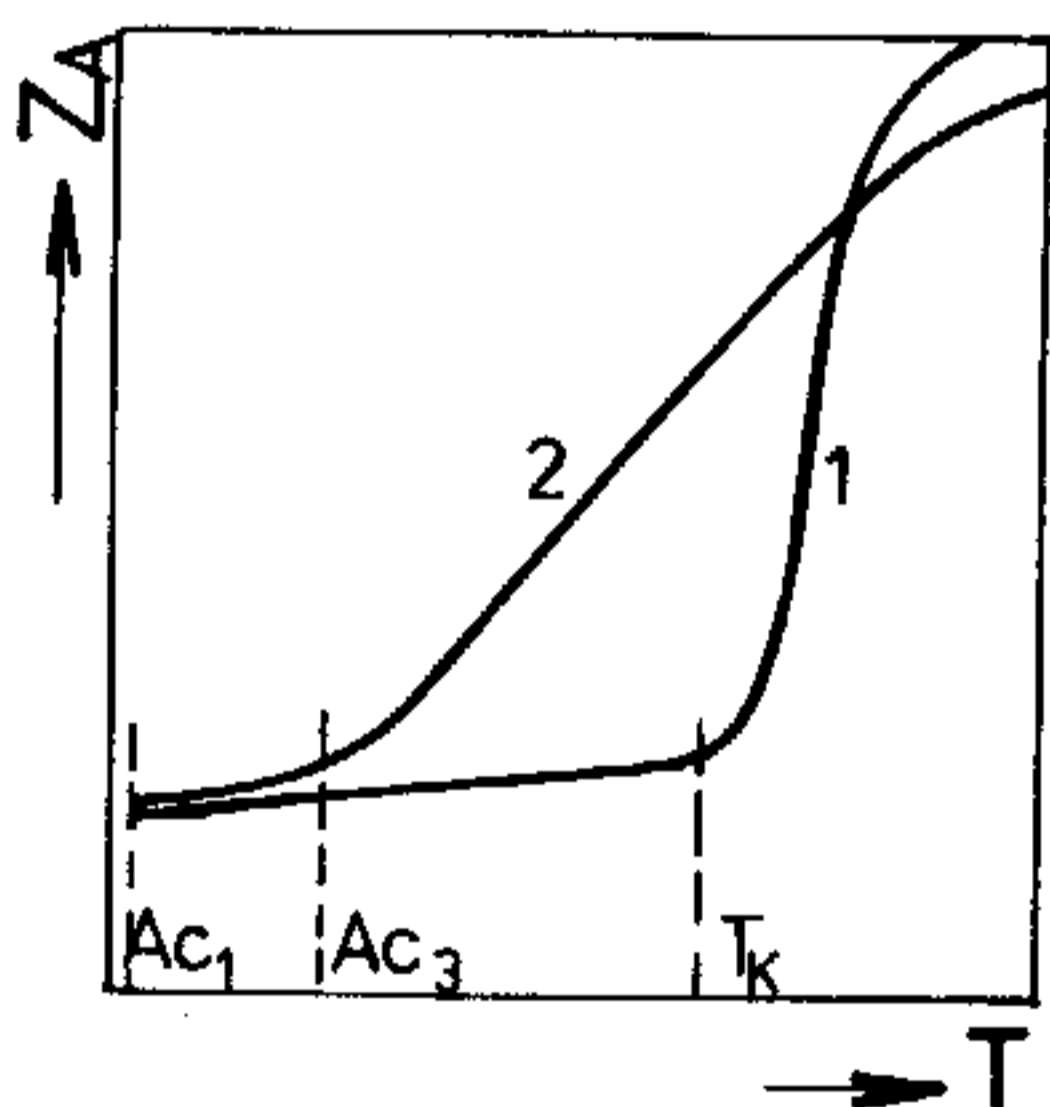
Pro mechanismus austenitizace je příznačné, že u ocelí a bílých litin začíná přeměnou perlitu. Zárodky austenitu vznikají na fázovém rozhraní feritu s cementitem uvnitř perlitických zrn. Růst zárodků a později nových zrn austenitu je řízen difúzí uhlíku z rozpouštějícího se cementitu do feritu, který 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 s austenitem, při čemž se ustavuje rovnováha podle čáry SE v příslušném rovnovážném diagramu. Po přeměně feritu na austenit u podeutektoidních ocelí nebo po rozpouštění cementitu (karbidů) v austenitu nadeutektoidní oceli je vzniklý austenit ještě nehomogenní z hlediska chemického (nikoliv fázového) složení, neboť v něm existují nevyrovnané koncentrační rozdíly.

Sled fázových přeměn při austenitizaci ocelí můžeme zapsat takto :



Ve sledu přeměn (4.4) jsou jednotlivé fáze označeny stejně jako na obr. 4-5, ale navíc je označen perlit jako strukturní složka (F+C), jejíž ferit transformuje na austenit přednostně. V podeutektoidních ocelích (zejména při nízkém obsahu uhlíku), které jsou třeba jen v malém množství legovány silně karbidotvornými prvky (V, Mo, Nb, Ti) se jejich karbidy nebo karbonitridy rozpouštějí v austenitu až při vysokých teplotách. Tuto skutečnost sled přeměn (4.4a) nezahrnuje, stejně jako transformační schemata (4.4b, c), která platí pouze tehdy, když legující karbidotvorné prvky netvoří samostatné karbidy, ale substituují železo v cementitu.

Hlavní 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 jemnozrnné a hrubozrnné (obr.4-6). Jemnozrnné oceli obsahují již zmíněné 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.



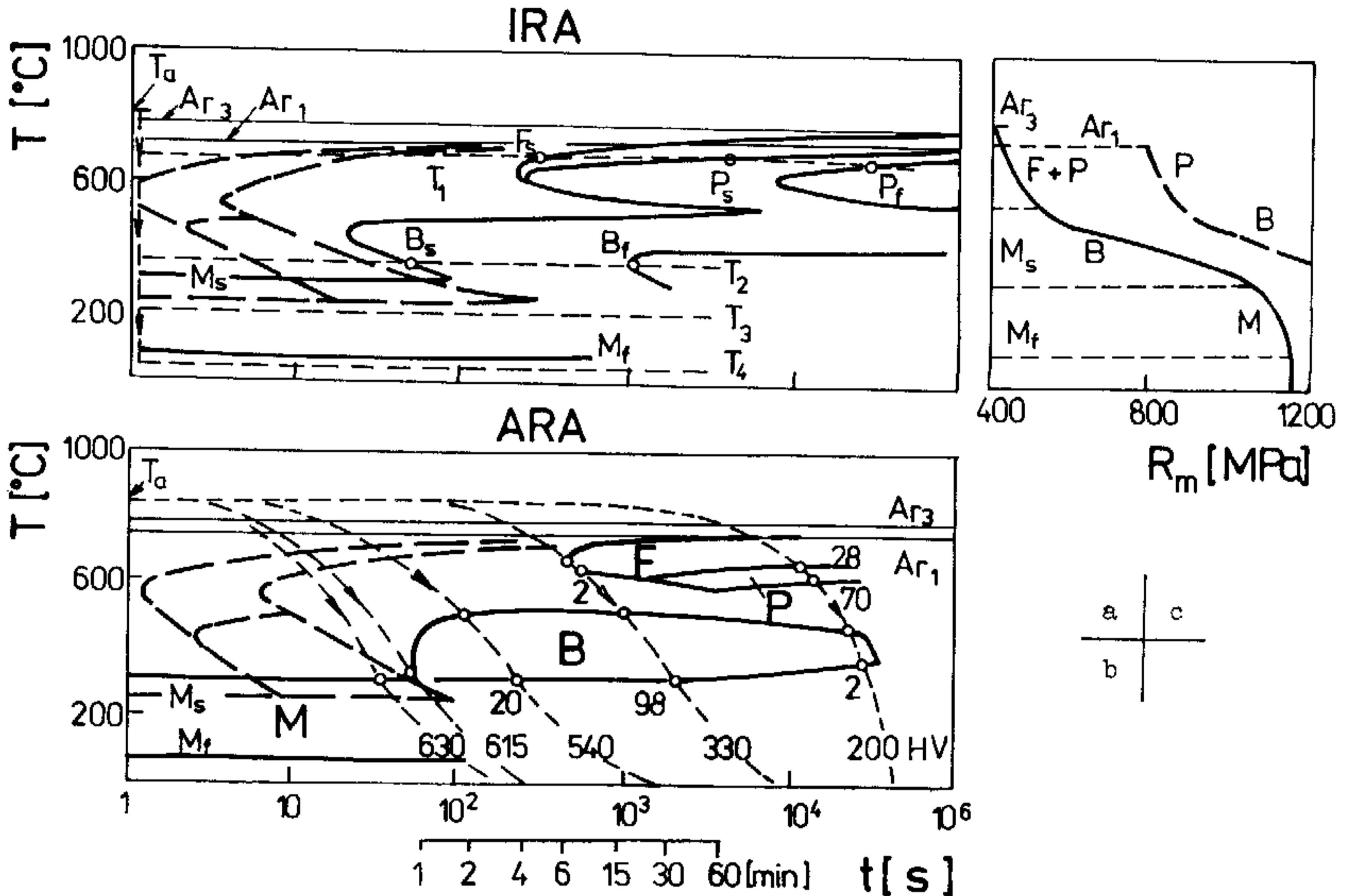
Obr.4-6 Schema závislosti velikosti austenitického zrna na teplotě austenitizace pro jemnozrnnou (1) a pro hrubozrnnou (2) podeutektoidní ocel

Rozpad austenitu

Rozpadem austenitu rozumíme jeho přeměnu při ochlazování na rovnovážné strukturní složky (perlit, ferit, sekundární cementit) nebo na nerovnovážné strukturní složky (bainit, martensit).

Kinetiku 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 A_{r3} resp. $A_{r_{cm}}$ nebo A_{c1} , při níž dochází k přeměně v závislosti na čase. 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 izotermicky, tak i anizotermicky. Nerovnovážné strukturní složky vznikají pod touto teplotou. V diagramu IRA jsou zakresleny dvojice téměř ekvidistantních 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 (2.28) 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 .



Obr.4-7 Diagram IRA (a) a ARA (b) pro podeutektoidní legovanou ocel (plné čáry) a pro eutektoidní uhlíkovou ocel (čárkované). Pevnost strukturních složek vzniklých při IRA ve výše uvedených dvou ocelích (c)

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_1 asi po 5 minutách na ferit (bod F_s) a asi za 60 minut 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.2-38). Po ochlazení na teplotu $T_4 < M_f$ je martensitická přeměna nejrozsáhlejší a podíl zbytkového austenitu minimální.

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 k delším časům. Na obr.4-7b je zakresleno pět rychlostí ochlazování a u jejich průsečíků s křivkami konce různých přeměn austenitu jsou připsána čísla, označující podíl nové strukturní složky. Tak např. při vyznačené nejmenší rychlosti ochlazování 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 ochlazo-

vání, 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 zakalení oceli. Tuto rychlost ochlazení nazýváme dolní mezní rychlost zakalení a na obr.4-7b je to ta, která se zleva dotýká oblasti feritické přeměny a přibližně dává tvrdost 330 HV. V eutektoidní oceli a v jiných ocelích, ve kterých bainitické přeměně 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.

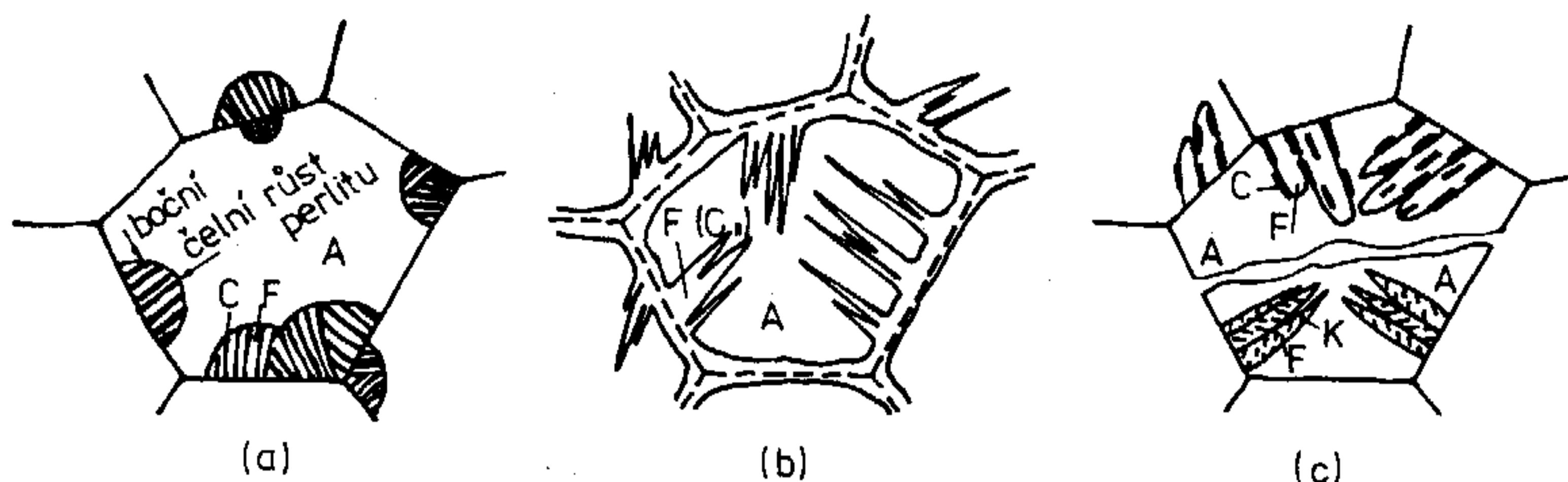
Mechanismus rozpadu austenitu je velmi rozmanitý a závisí na charakteru růstových dějů, které mohou být tepelně aktivované s přenosem hmoty na dlouhé vzdálenosti (při vzniku feritu, perlitu, sekundárního cementitu) nebo s přenosem hmoty na krátké vzdálenosti (při vzniku bainitu), ale růst martensitu je dokonce atermální (kap.2.5.2).

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 zárodku 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 lamelární 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 zrno 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 ochlazení 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 ochlazení však na difúzi uhlíku není dostatek času a to zejména tehdy, jsou-li difúzní dráhy uhlíku dlouhé (hrubé zrno 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 povrchového 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 morfologií feritu a většími

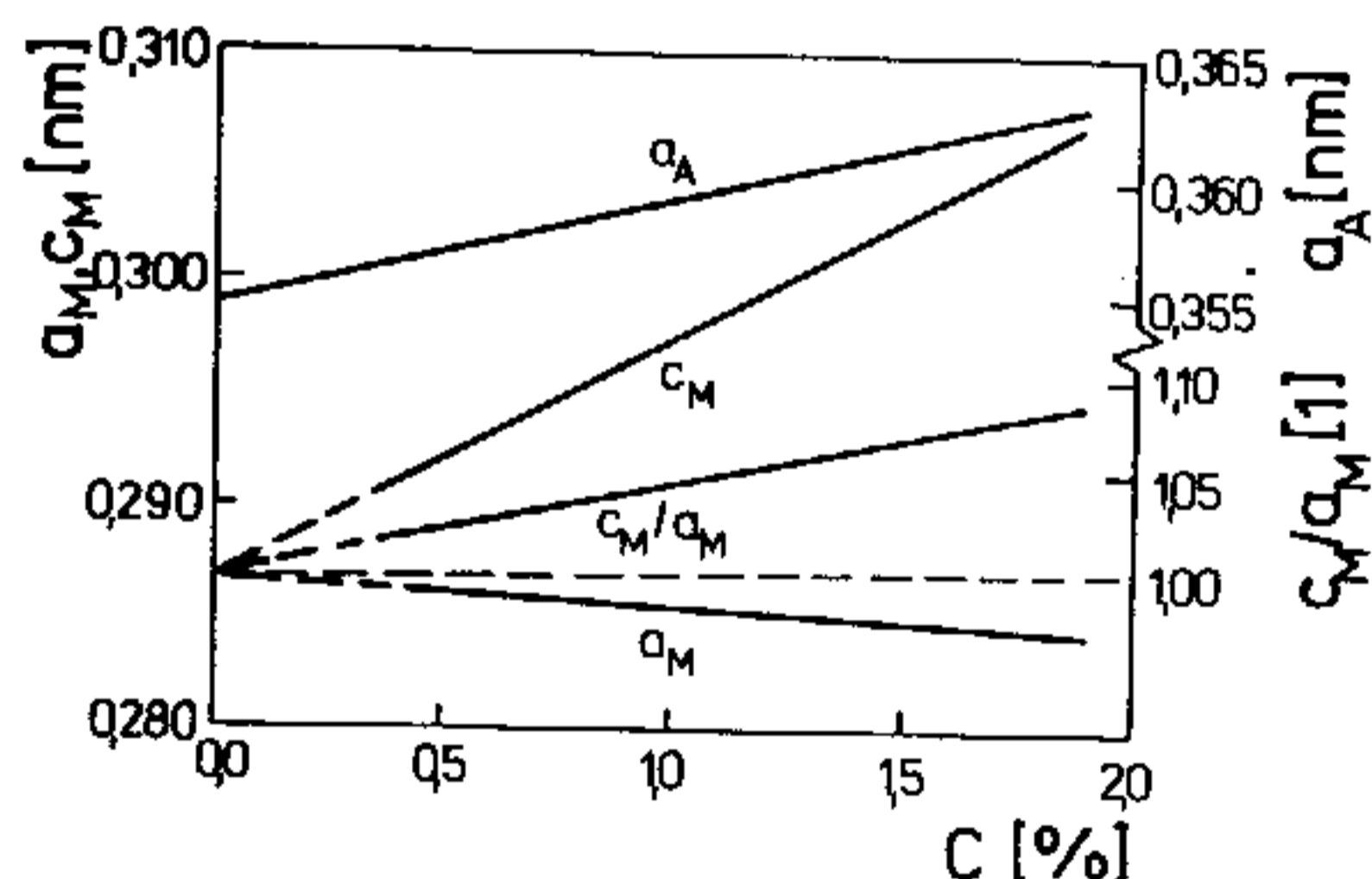
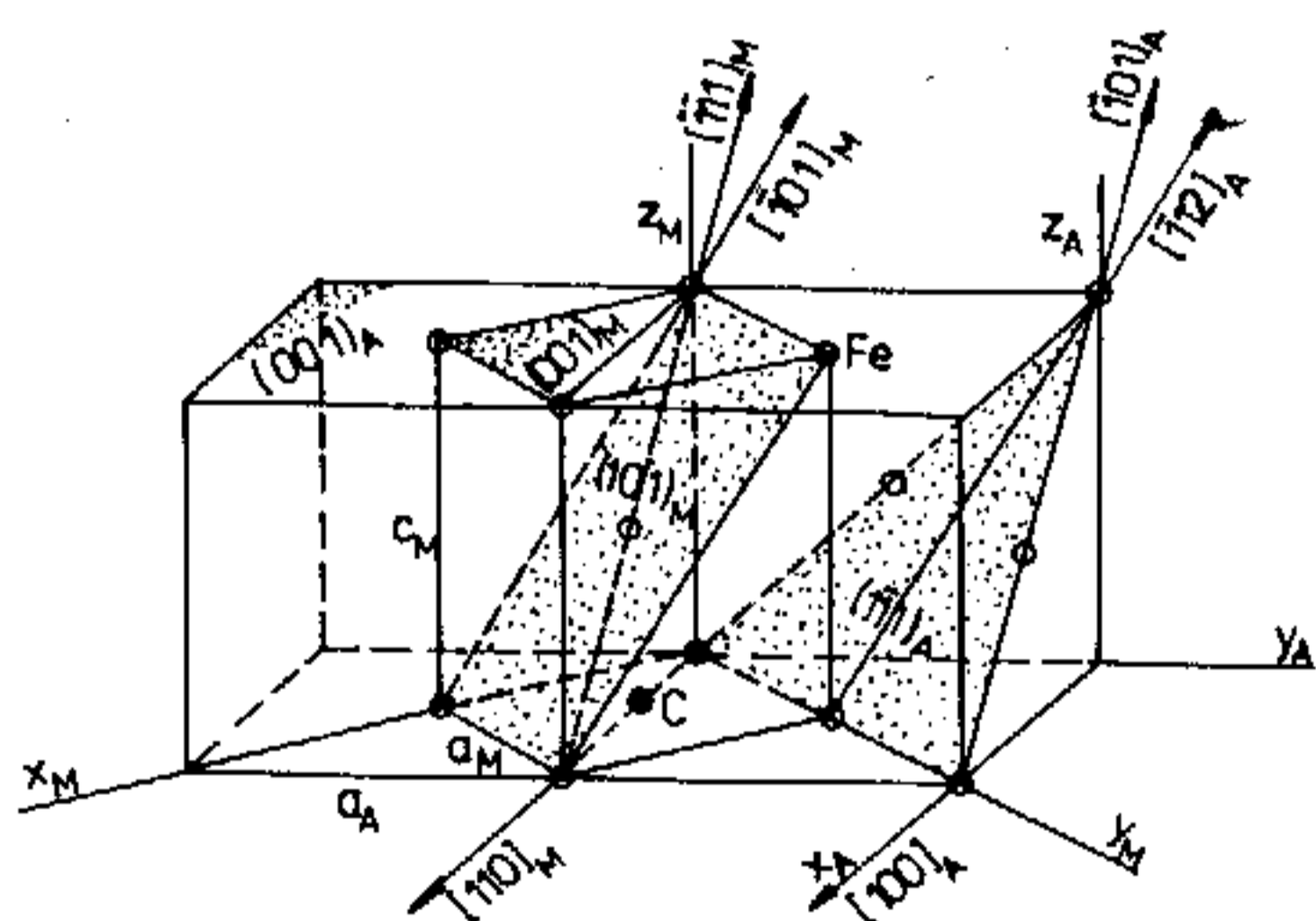
částicemi cementitu orientovanými do směru čelního růstu (obr.4-8c); tyto částice jsou nukleovány v uhlíkem obohaceném austenitu. Dolní bainit vzniká při nižších teplotách a má jehlicovitou morfologii feritu s menšími částicemi přechodného karbidu ϵ (Fe_2C), které svírají se směrem čelního růstu přibližně úhel 60° (obr.4-8c); jsou nukleovány ve feritu na poruchách krystalové mřížky.



Obr.4-8 Schema strukturních složek vznikajících rozpadem austenitu (a) lamelární perlit, (b) proeutektoidní ferit nebo sekundární cementit, (c) horní bainit (nahore) a dolní bainit (dole)

Mechanismus martensitické přeměny je atermální (bezdifúzní) 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 lačkové nebo diskové krystaly martensitu, (c) na volném povrchu objeví reliéf. Změnu krystalové mřížky si můžeme představit jako specifickou plastickou 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

$$(0\ 0\ 1)_A \parallel (0\ 0\ 1)_M \text{ a } [1\ 0\ 0]_A \parallel [1\ 1\ 0]_M \quad (4.5)$$



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 y 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 y . Obr.4-9 ilustruje i další orientační vztahy:

$$(1 \bar{1} 1)_A \parallel (1 0 1)_M \quad a \left\langle \begin{array}{l} [\bar{1} 0 1]_A \parallel [\bar{1} \bar{1} 1]_M \\ [\bar{1} 1 2]_A \parallel [\bar{1} 0 1]_M \end{array} \right. \quad (4.6a)$$

$$(4.6b)$$

prokázané rentgenovými difrakčními metodami v ocelích. Vztahy (4.6a), které se od (4.5) liší jen nevýrazně, vzniknou dvěma smykovými deformacemi.

Struktura krystalů martensitu závisí v ocelích na obsahu uhlíku. U nízko-uhlíkových ocelí je laťková a dislokační, ale u vysokouhlíkového martensitu je disková a dvojčatová. Fázové rozhraní mezi austenitem a martensitem 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 přerušování ochlazování se austenit stabilizuje (obr.2-38) 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 závisí na chemickém složení oceli :

$$M_s = 530 - 415.C + 90.C^2 - 35.Mn - 30.Cr - 20.Ni - 15.W - 10.Mo \quad (4.7)$$

$$M_f = 350 - 475.C - 33.Mn - 21.Mo - 17.(Cr + Ni) \quad (4.8)$$

Ve vztazích (4.7) a (4.8) se za jednotlivé chemické prvky dosazuje jejich obsah v hmotn.%. Plastickou deformací austenitu se teplota M_s zvyšuje až na mezní hodnotu M_d .

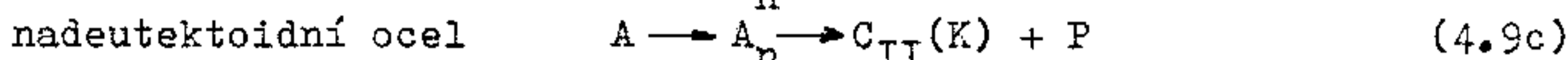
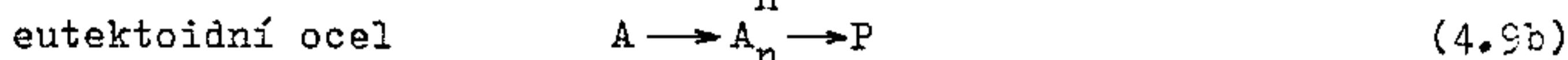
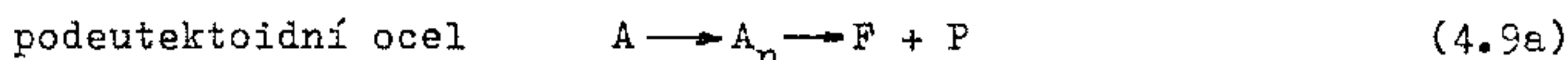
Pro změny mechanických vlastností při rozpadu austenitu na bainit a martensit je příznačné zvýšení pevnosti, ale snížení plasticity a houževnatosti oproti feriticko-perlitickým strukturám s tím, že bainit je houževnatější než perlit. Zvětšení pevnosti s klesající teplotou IRA je znázorněno na obr.4-7c, z něhož je patrný významný přírůst pevnosti v oblasti bainitické přeměny. V oblasti teplot transformace austenitu na ferit a perlit závisí výsledné mechanické vlastnosti na poměru obou strukturních složek, velikosti jejich zrna a na mezilamelární vzdálenosti v perlitu.

Ferit je nálo pevná a plastická fáze, jejíž pevnost je nepřímo úměrná velikosti zrna. Pevnost perlitu je dána tvarem a velikostí cementitu : je-li lamelární, je pevnost perlitu nepřímo úměrná 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 lamelární.

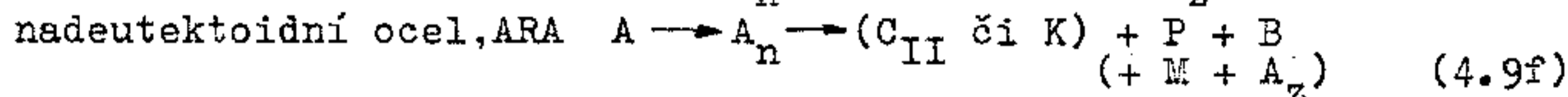
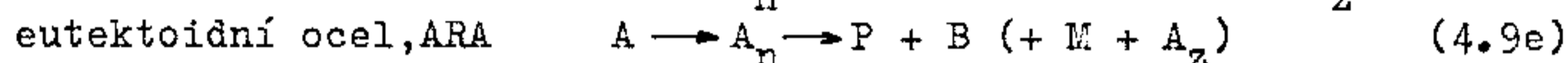
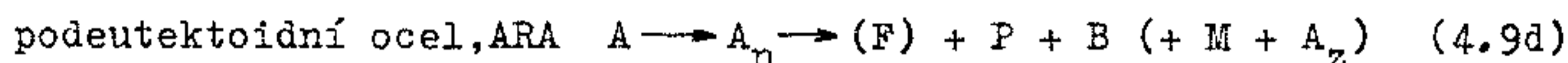
V oblasti martensitu je pro mechanické vlastnosti rozhodující obsah uhlíku a podíl zbytkového austenitu.

Závěrem shrňme poznatky o sledu fázových přeměn při rozpadu austenitu v závislosti na rychlosti ochlazování při ARA nebo na stupni přechlazení při IRA:

a) rychlost ochlazování je menší než dolní mezní rychlost zakalení nebo stupeň přechlazení je malý



b) rychlost ochlazování je mezi dolní a horní mezní rychlostí zakalení nebo stupeň přechlazení je střední



c) rychlost ochlazování je větší než horní mezní rychlost zakalení nebo stupeň přechlazení je velký



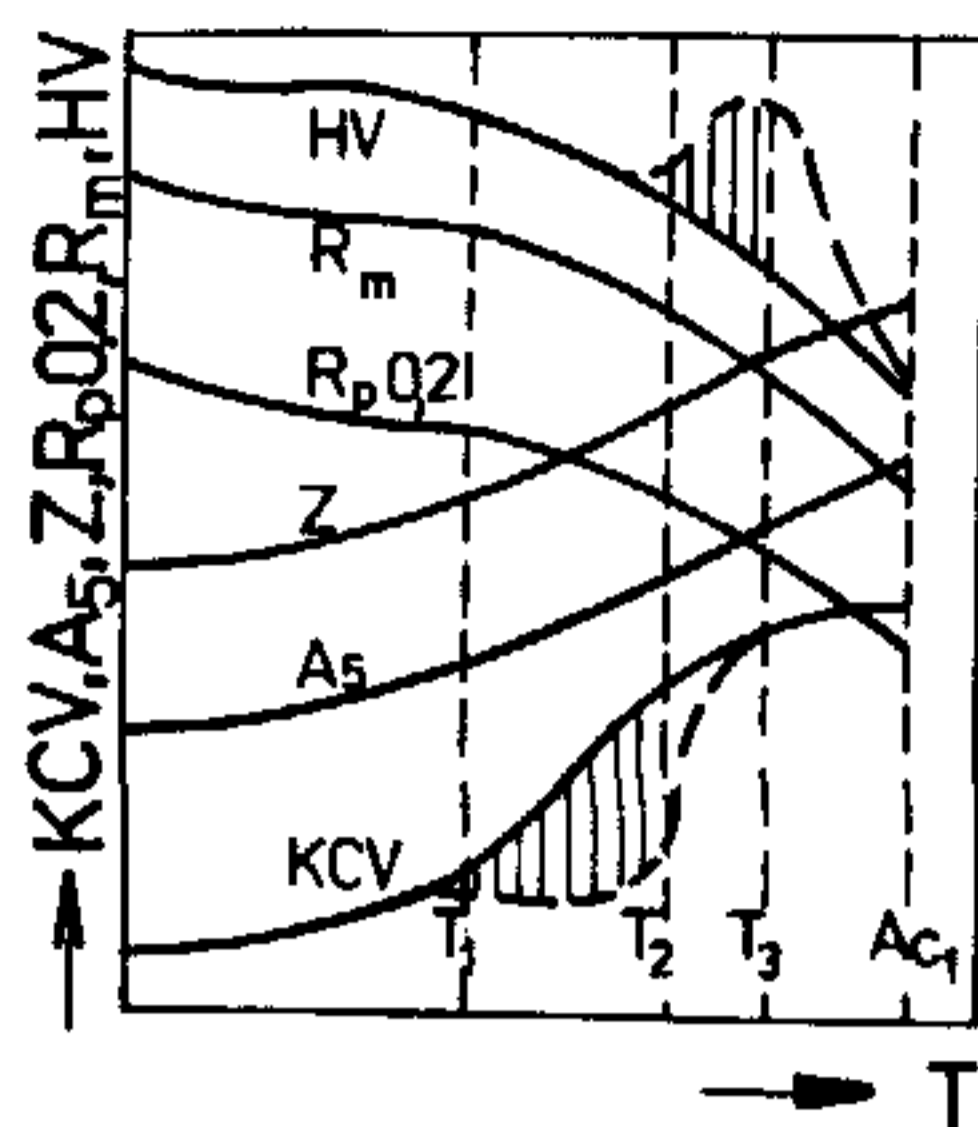
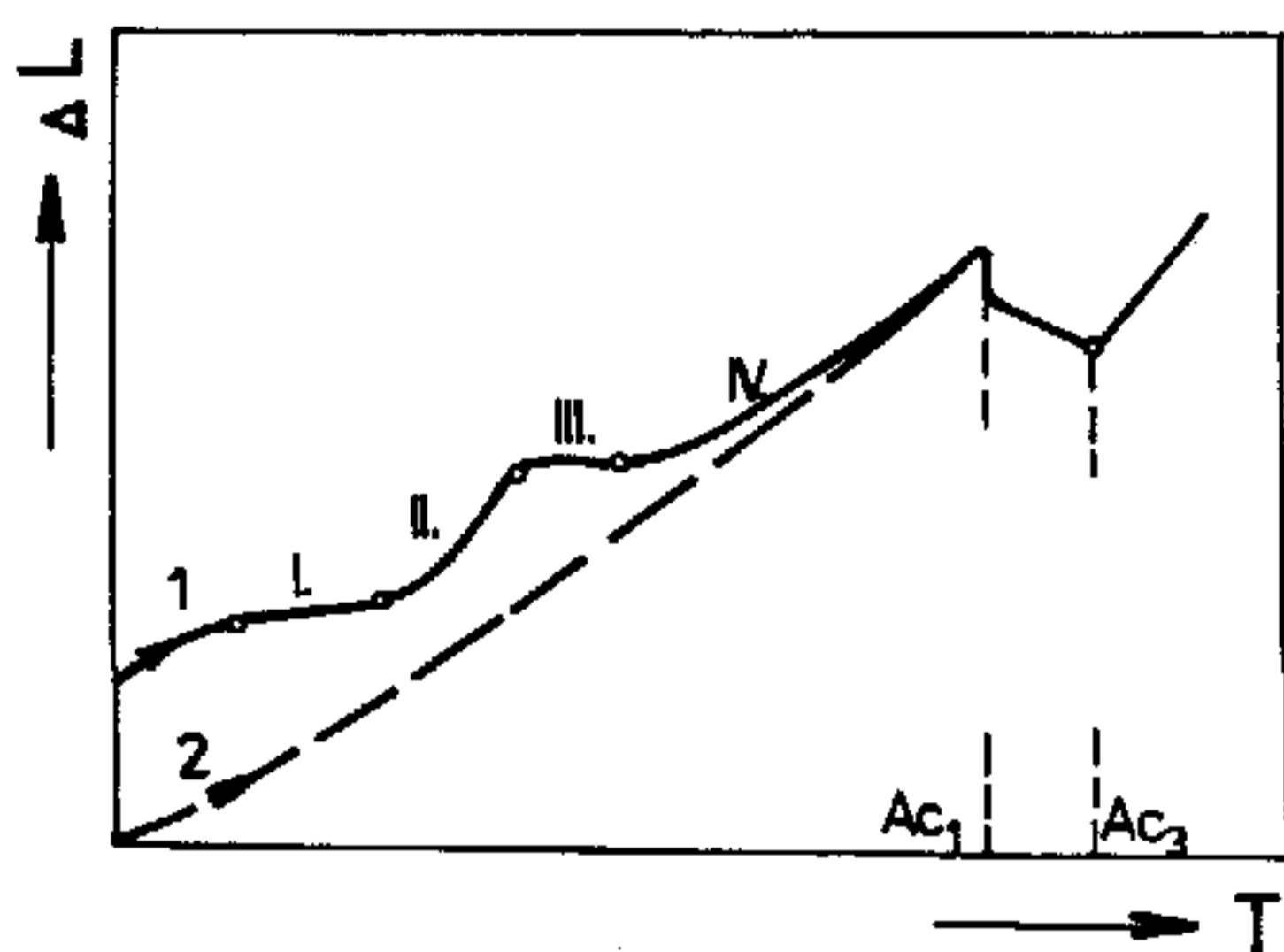
V transformačních schématech (4.9) značí A - stabilní austenit, A_n - nestabilní austenit, A_z - zbytkový austenit, B - bainit, C_{II} - sekundární cementit, F - ferit, K - karbidy legujících prvků, M - martensit

Rozpad martensitu

K řízenému 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 α 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 °C, se přeměňuje tetragonální martensit na kubický martensit tím, že se z přesyceného martensitu uvolňuje uhlík, který precipituje jako přechodový karbid \mathcal{E} , 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 ($M_{23}C_6$, M_2C , 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 (déłky) 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 zkřehnout 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, narozdíl 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 ocelí 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. Podoutektoidní 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 obrobiteľnosť. 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).

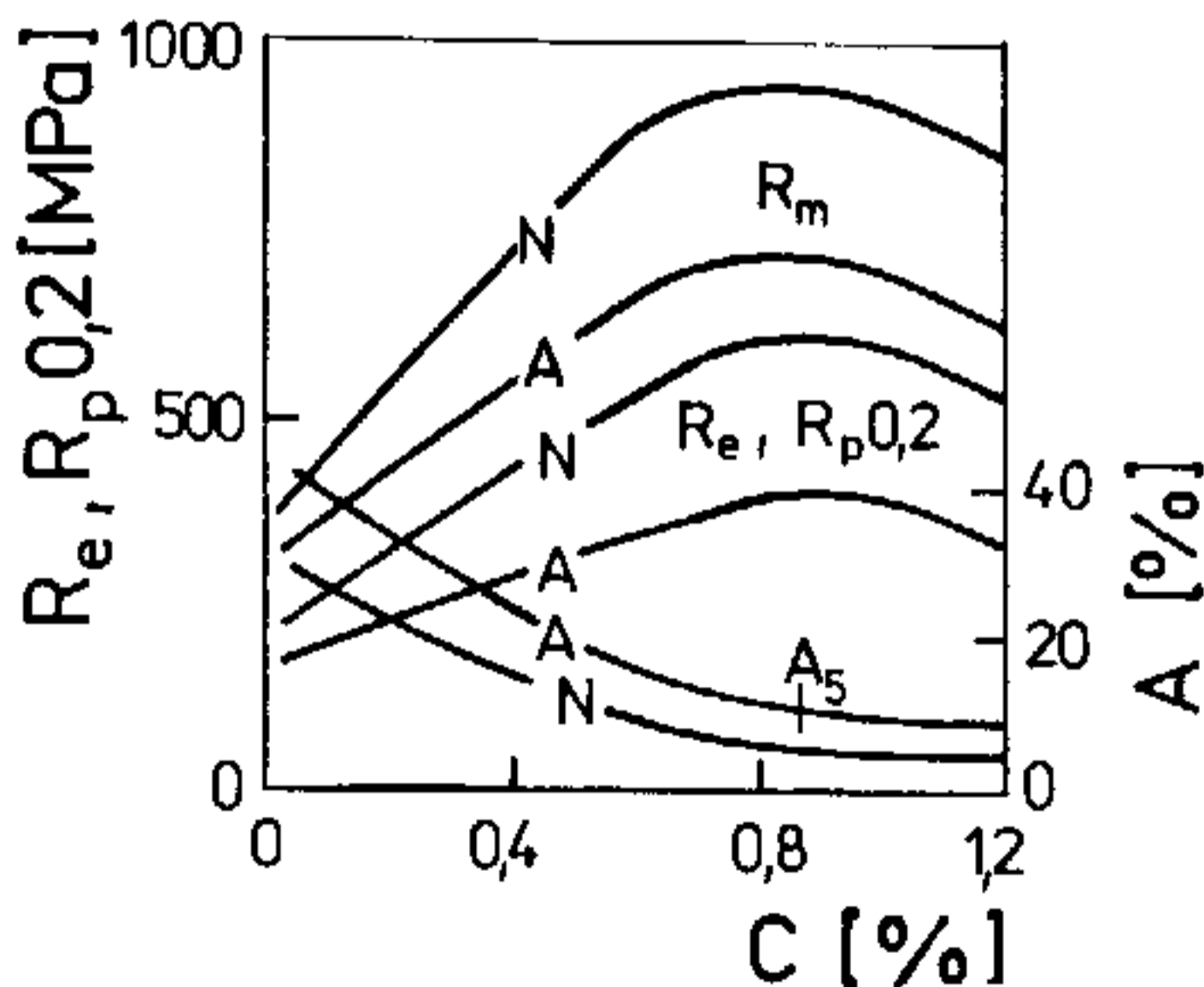
Označování nelegovaných ocelí podle ČSN EN 10027 je alfanumerické. Základní symboly u tvářených ocelí tvoří písmeno charakterizující účel použití a tři nebo čtyři číslice udávající min.mez kluzu (např. pro oceli na konstrukce S235 či na strojní součásti S335) nebo mez pevnosti v MPa (např. pro oceli na kolejnice R0900). V označení ocelí na odlitky se předřazuje písmeno G, tedy např. GE335.

U ušlechtilých ocelí se vyznačuje obsah uhlíku v setinách % a účel použití např. C 120 U značí 1,20 % C, nástrojová.

Nelegované ušlechtilé nástrojové oceli, určené na řezné nebo tvářecí nástroje, jsou zpravidla nadeutektoidní (tab.4-III), tedy perliticko-cementitické, ale na ruční nástroje a nářadí nebo na cementované formy nebo měřidla se používají také podoutektoidní 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 popouštějí 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.

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. $R_e = 235$ MPa) - tab.4-III. 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 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-III,
- na ploché výrobky k tažení (H) nebo žárovevné (P), např. ocel P265GH,

- se zvláštními požadavky na tvařitelnost (D) nebo obrobiteľnosť - tzv. auto-
matové oceli (viz kap.4.1.1, vliv síry),
- pro výztuž do betonu (B) a na kolejnice (R).

Tabulka 4-III Vybrané nelegované oceli

Skupina oceli	Označení		Mechanické vlastnosti				Použití
	ČSN	EN	R_e [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]		
obvyklé jakosti	10370.0	S235	235	360 až 440	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	510 až 628	23		
ušlechtilé	12023.4	C15E	295	490 až 740	14	k cementování	
	12050.6	C45E	390	640 až 780	20	k zušlechťování	
	12081.8	C75S	1470	1785 až 1960	2	na pružiny	
	19221.4	C120U	-	64 HRC	-	na nástroje	

Pozn.: (1) Hodnoty R_e , A_5 a HRC jsou minimální

(2) Označení ČSN : .0=tepelně nezpracováno, .1=normalizačně žhánáno, .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 žhánáno nebo řízeně 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 $KV_{-50} \text{ } ^\circ\text{C} > 27 \text{ J}$ (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 $\text{Cu} \leq 0,10 \%$, $\text{Co} \leq 0,05 \%$ a $\text{V} \leq 0,05 \%$,
- řízené válcování, obsahující mikrolegury (V, Ti, Nb),
- předpínací výztuž do betonu.

Oceli k cementování mají nízký obsah uhlíku (do 0,2 %) podle požadované pevnosti jádra po zakalení a popuštění na nízkou teplotu (tab.4-III).

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 (tisíciny %). Jestliže se zušlechťením ocelí s 0,45 % C (bez bóru) na dolní pevnost dosahuje $R_m \approx 700 \text{ MPa}$ (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 zakažení 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 karbidy precipitujiící jak v austenitu, tak i ve feritu. Tyto precipitáty brání hrubnutí austenitického zrna při rozpouštěcím žíhání (1050 až 1300 °C), zpomalují odpevňovací děje (zotavení a rekrytalizaci - kap. 2.6.4) během tváření za tepla a působí precipitační zpevnění ve feritu, ke kterému dochází při ochlazování z doválcovacích 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

$$CEV = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (4.10)$$

který musí být menší než 0,45 %.

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 kalení, 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 zaručenou vřubovou houževnatost do -50 °C, což je vyznačeno písmenem L ve značce oceli (např. S420NL v tab.4-IV). Ostatní oceli pro ocelové konstrukce mají vřubovou 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 (μm za rok). Tyto oceli, známé u nás pod označením ATMOFIX, se tepelně nezpracují nebo se normalizačně žíhají a mají R_e 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 zhoršujícími tvařitelnost, se používají na transformátorové nebo dynamové plechy (tab.4-IV). Zatepla 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 $\{110\}\langle 100 \rangle$.

Tabulka 4-IV Vybrané legované oceli

Skupina ocelí	Označení		Mechanické vlastnosti			Použití
	ČSN	EN	R_e [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	
jakostní	13220.5	S420N	420	590 až 740	20	ocelové konstrukce dynamové plechy
	Et300-50	M300-50A	180	min. 330	27	
ušlechtilé	14220.4	16MnCr5	590	785	10	cement.strojní souč. nitrid.strojní souč. ocelové konstrukce zušlecht.stroj.souč. nerezavějící výr. žáruvzdorné výr. žáropevné výr. valivá kožiska se zvl.fyzik.vlast. nástroje rychlořezné nástr.
	14340.6	35CrAl6	590	785 až 930	15	
	15222.5	16CrMoCu	520	590 až 790	18	
	16440.7	35NiCr14	785	930 až 1080	12	
	17240.4	X5CrNi18-10	190	490 až 690	50	
	17125.2	X10CrAl13	300	490 až 690	15	
	15128.5	14CrMoV63	360	490 až 690	17	
	14109.3	100Cr6	440	610 až 730	18	
	17436.9	X40MnCr18	790	980	15	
	19437.7	X190CrWV12		HRC min. 60		
	19830.7	X80WMoCrV6-5-4 HS6-5-1		HRC min. 62		

Pozn.: (1) Hodnoty R_e a A_5 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 číslíce viz tab.4-III.

(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) číslíce 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 zastudena, které jsou legovány B, Nb, Ti, V či Zr. Tyto mikrolegující prvky vytvářejí v oceli intersticiální fáze, které brzdí rekrytalizaci austenitu při tváření oceli zatepla a způsobují vznik určitého druhu rekrytalizační textury feritu po tváření zastudena. Ku zvýšení hlubokotažnosti a součinitele normálové anizotropie vede textura $\{111\} \langle 110 \rangle$ nebo $\{111\} \langle 112 \rangle$.

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 Ac_1 a Ac_3 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 zušlechtování, na ocelové konstrukce, oceli nerezavějící, žáruvzdorné, na valivá ložiska, se zvláštními fyzikálními vlastnostmi a nástrojové včetně rychlořezných (tab.4-IV).

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 nelego-

vanyh i legovanyh oceli nutny k zachovani houzevnatosti jadra, jehož mecha-
nické vlastnosti se významně ovlivňují legujícími prvky obvykle v kombinaci
Mn-Cr-(Ti) nebo Ni-Cr-(Mo).

Oceli k nitridování jsou legovány zejména chromem a hliníkem, které tvoří
v povrchové vrstvě s dusíkem tvrdé disperzní nitridy. Nejvyšší konstruk-
ční oceli mají ještě přísadu molybdenu, který potlačuje popouštěcí křehkost
(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 ko-
la se preferují oceli bez hliníku (Cr-Mo-V). Nitridovat lze i vhodné nástrojo-
vé oceli. Nitridováním se zvyšuje nejen odolnost proti opotřebení, ale i únavo-
vá pevnost a odolnost proti korozi.

K nitrocementování se používají buď nelegované cementační oceli nebo chro-
mem 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 mikrostruk-
tura je bainitická anebo martensitická v závislosti na tepelném zpracování. Po-
dle diagramu anizotermického rozpadu austenitu 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 zušlechťování a k povrchovému kalení

Tyto oceli charakterizuje především jejich prokalitelnost, která roste s
obsahem legujících prvků (obr.4-14), jejichž součet nepřesahuje 7 %. Obsah uhlí-
ku se pohybuje v rozmezí 0,3 až 0,5 %. Legované oceli se obvykle kalí do oleje
a po popuštění mají velkou pevnost i houzevnatost (obr.4-15). Pevnosti ocelí
až do 1300 MPa je úměrná životnost při vysokocyklové únavě, kdežto při nížko-
cyklové únavě závisí rychlost šíření mikroskopických trhlin a životnost na plas-
ticitě oceli (kap.3.2.4).

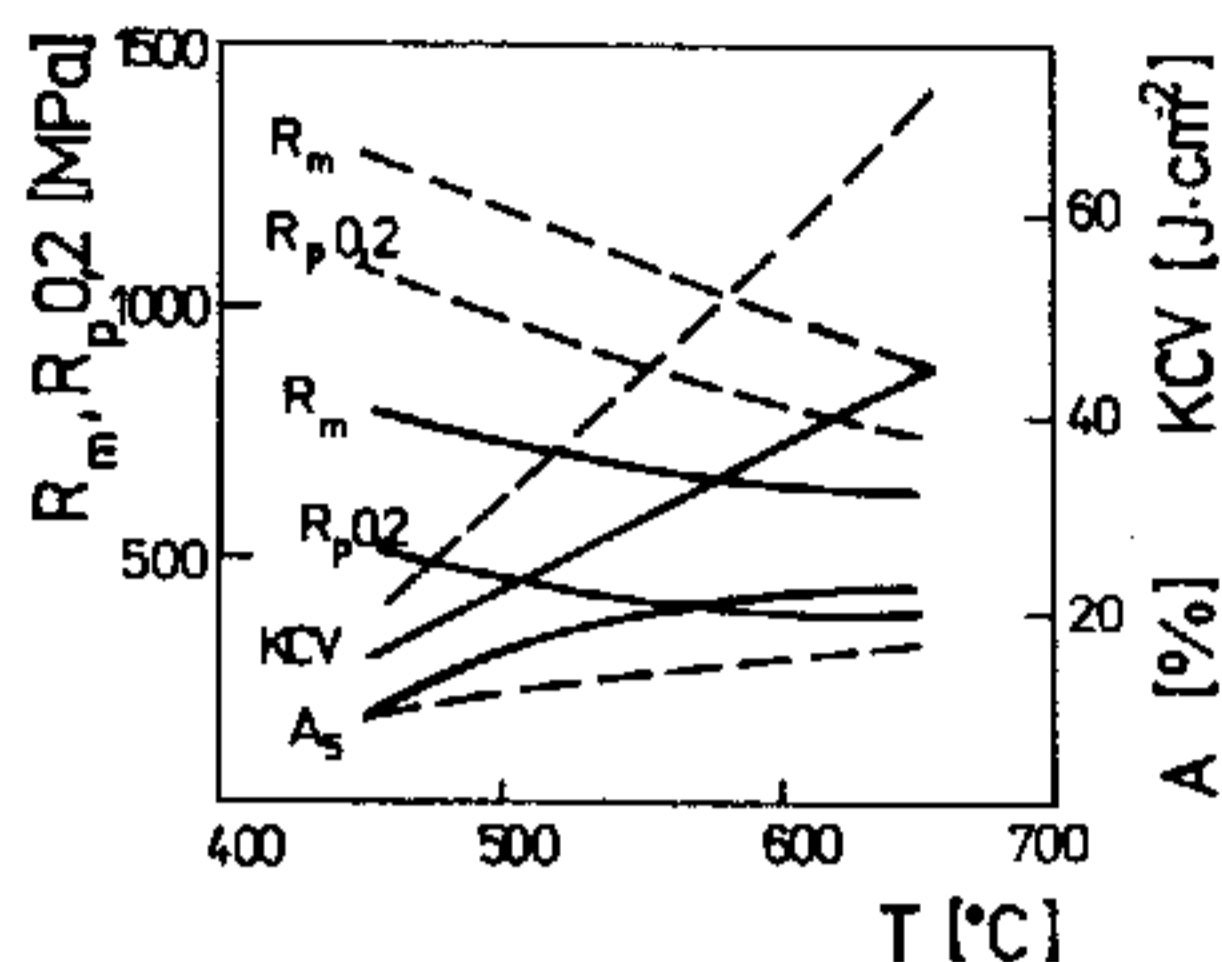
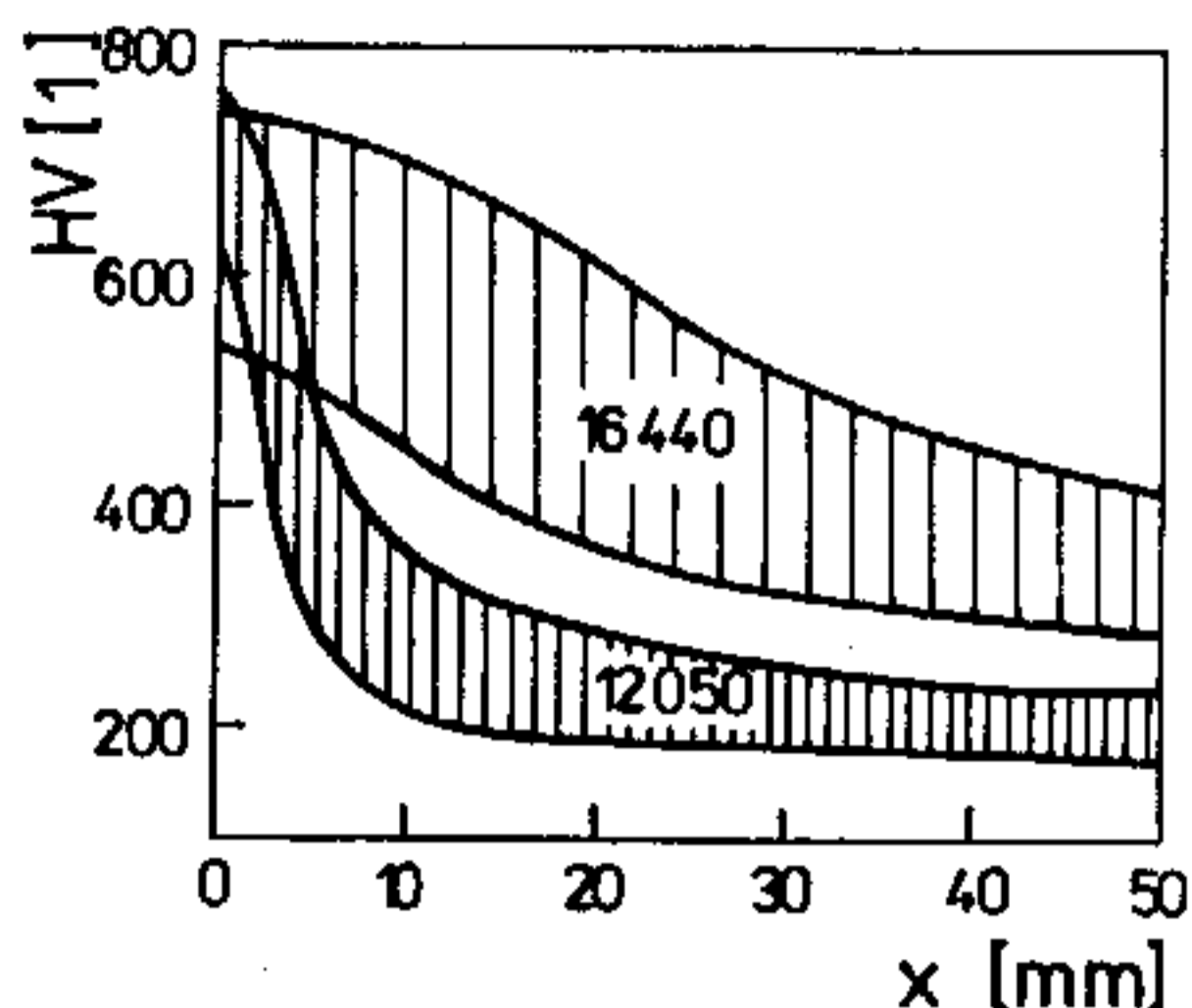
Nerezavějící oceli

Odolávají především elektrochemické korozi v kapalných oxidačních prostře-
dích (kap.3.4), ve kterých se jejich povrch pasivuje. Podle chemického složení
se dělí na chromové a chromoniklové, podle fázového složení na feritické, mar-
tensitické a austenitické a tím, že některé oceli jsou dvoufázové.

Chromové nerezavějící oceli obsahují více než 12 % Cr, neboť při tomto slo-
žení slitin železa se skokem zvýší standardní elektrochemický potenciál (z -0,1
na +0,6 V). Na fázové složení těchto ocelí má však vliv nejen feritotvorný chrom,
ale i austenitotvorný uhlík (obr.4-16).

Feritické a poloferitické 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 re-
krystalizací. Křehnou dlouhodobým ohřevem při teplotách kolem 700 °C (zároveň
nebo i pomalým ochlazením teplotami v okolí 475 °C (spinodální rozpad feritu).
Proto se krátkodobě (0,5 h) žíhají při teplotách 750 až 850 °C a zrychlují

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 HNO_3 a nejsou citlivé ke koroznímu praskání.



Obr. 4-14 (vlevo) Pásky prokalitelnosti ušlechtilé nelegované oceli (12050) a ušlechtilé legované oceli (16440)

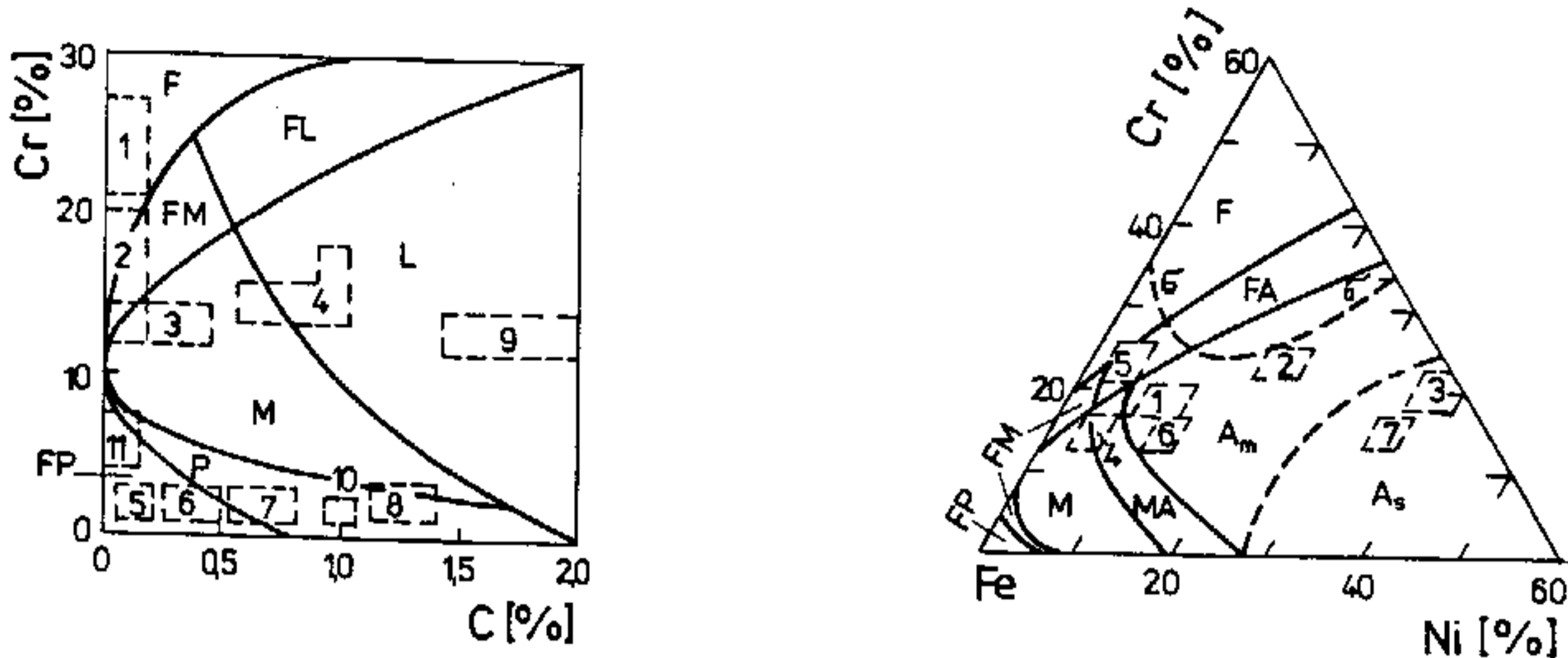
Obr. 4-15 (vpravo) Vliv teploty popouštění na mechanické vlastnosti zakalené oceli 12050 (plné čáry) a oceli 16440 (čárkované)

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. $R_{p0,2}$ =420 až 500 MPa, vysokouhlíkové popouštěné 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 žíhání.

Chromoniklové nerezavějící 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, martensiticko-austenitická, feriticko-austenitická). 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} .

Austenitické oceli mají nejlepší odolnost proti korozi v oxidačních prostředích jak v pasivním, tak i aktivním stavu. Podle chemického složení rozeznáváme tři typy těchto ocelí: 18-10, 25-20 a 20-38. První, nejrozšířenější typ (tab. 4-IV) je úsporně legován niklem a jeho austenitická matrice je v nestabilním stavu, takže při záporných teplotách anebo plasticou 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 Cr_{23}C_6 , 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 H_2SO_4 přísadou Cu. Austenitické oceli jsou nekalitelné, ale k dosažení homogenní struktury se podrobují krátkodobému (0,5 h) rozpouštěcímu žíhání (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.



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, Fe,FM,MA-dvoufázové oceli; 1 až 5-nerezavějící oceli, 1,6,7-žáropevné oceli

Martensiticko-austenitické oceli a feriticko-austenitické oceli mají velmi nízký obsah uhlíku, snížený obsah niklu (4 až 6 %), ale liší se obsahem chromu (13 až 25 %) a dalších legūr (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.

Žárovzdorné 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 chromu jsou všechny nerezavějící oceli žárovzdorné do 800 °C. Podobně jako nerezavějící oceli jsou podle chemického složení i žárovzdorné oceli chromové nebo chromoniklové a mají i podobné fázové složení matrice, tepelné zpracování i mechanické vlastnosti. Poloferitické a feritické chromové oceli (obr.4-16) se používají na součásti odolávající žáru i v redukčním a sirtém prostředí do 800 až 1100 °C. Austenitické oceli (obr.4-17) jsou určeny pro teploty 1000 až 1200 °C v hutním a sklářském průmyslu.

Žáropevné 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 11523 (tab.4-III), použitelná do teploty 350 °C nebo legovaná ušlechtilá ocel 12021 (do 400 °C). Z legovaných ocelí sem patří ocel 15222 (tab.4-IV).

Legované ušlechtilé žárovevné 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 a 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 15128 - tab.4-IV). 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). Tyto žárovevné 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 15-36 s přísadami W, Ti, Al a B, použitelný na ventily spalovacích motorů a součásti plynových turbín do 750 °C.

Pro vyšší teploty je nutno použít slitiny Ni-Cr-(Co).

Oceli na valivá ložiska

Jsou nadeutektoidní nízkolegované chromové oceli (obr.4-16, tab.4-IV) s vysokou metalurgickou čistotou (elektrostruskově přetavené), tvrdostí a odolností proti únavě při vysokých měrných tlacích. Kalí se z teplot 780 až 830 °C do vody nebo do oleje a popouštějí pouze na 150 až 170 °C.

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 20-38, 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. 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.

Magneticky tvrdé oceli jsou vysokolegované a nízkouhlíkové (max. 0,1 %). Podle chemického složení je můžeme rozdělit na tři skupiny : Al-Ni s nízkým energetickým součinem $(B.H)_{max}$, Al-Ni-Cu a Al-Ni-Co s přísadami (Cu, Ti, Nb). Posledně uvedené mají buď velkou remanenci nebo koercitivní sílu. Tuhnou buď s neusměrněnou nebo s usměrněnou krystalizací. Nejsou tvařitelné ani za tepla, takže se pouze odlévají a vytvrzují k dosažení široké hysterezní smyčky.

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 zpracuje rozpouštěcím žíháním 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 α plynule roste s obsahem Ni, takže vhodným chemickým složením je možné dosáhnout stejného α jaký má sklo nebo porcelán. Minimální α ($0,5$ 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 nástrojové 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, niklochromové a wolframové.

Chromové nástrojové oceli (obr.4-16) mají obsah chromu 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 $850 \text{ }^\circ\text{C}$ a popouštějí na nízké teploty (do $300 \text{ }^\circ\text{C}$), což dává HRC 62. Vysokolegované ledeburitické oceli (tab.4-III, obr.4-16) se používají na řezné nástroje (protahovací trny, stříhadla) i na malé nástroje pro tváření za studena (průvlaky, závitové válce). Mají velkou prokalitelnost (až 200 mm). Kalí se a popouštějí buď $950 \text{ }^\circ\text{C}/\text{olej}$ a $150 \text{ }^\circ\text{C}$ nebo $1050 \text{ }^\circ\text{C}/\text{olej}$ či vzduch a $500 \text{ }^\circ\text{C}$. 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 tváření za studena (ražení, kalibrování) i pro tváření 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 $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 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 80 více variant chemického složení závislých na způsobu obrábění a obráběném materiálu. Ocel uvedená v tab.4-IV je vhodná pro houževnatější nástroje a obrobky s velkou pevností. RO se kalí z teplot 1200 až $1300 \text{ }^\circ\text{C}$ proudem vzduchu, olejem nebo do solné lázně ($500 \text{ }^\circ\text{C}$) a obvykle opakovaně popouští na druhou tvrdost (550 až $600 \text{ }^\circ\text{C}$), čímž se dosahuje HRC min. 62. Břity nástrojů si zachovávají tvrdost až asi do $600 \text{ }^\circ\text{C}$, což dovoluje použít vysoké rychlosti obrábění - u oceli až 80, u slitin hliníku až $400 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$.

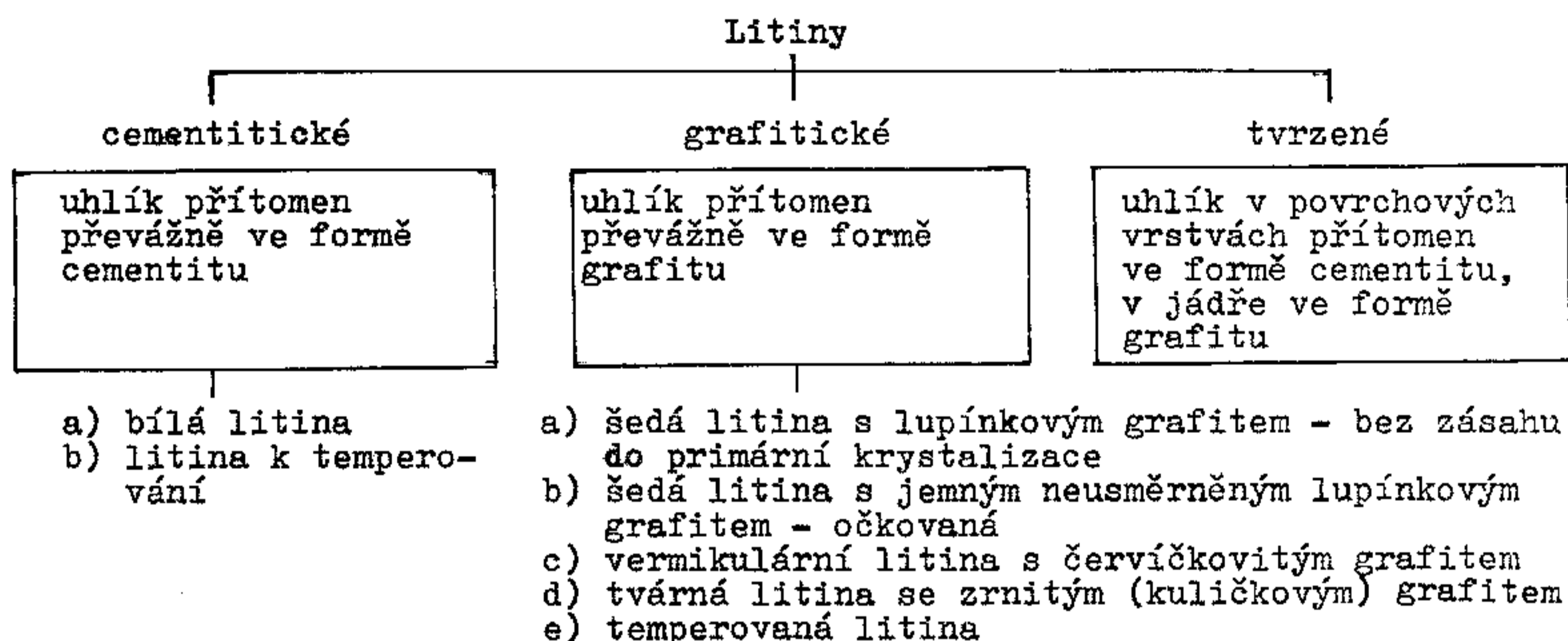
4.1.4 Litiny

Slitiny železa s uhlíkem, mající vyšší obsah uhlíku než je jeho maximální rozpustnost v austenitu, většinou nazýváme surová železa a litiny (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 závisejí jak na chemickém složení, tak na struktuře. Ve srovnání s oceli 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 cementitické, 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. Obvyklý 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 opotřebení, 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 opotřebení se někdy přidává chrom (do 3 % u nízkolegovaných litin, do 35 % u vysokolegovaných litin) a menší množství dalších prvků (např. Ni, Mo).

Šedá litina

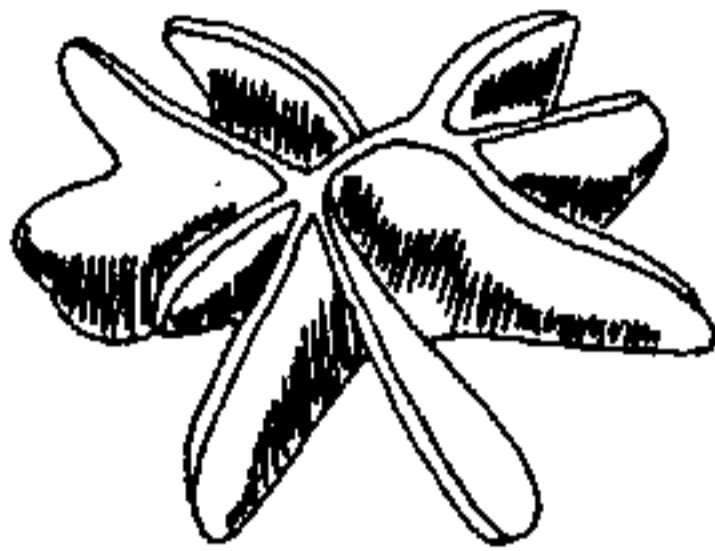
Šedá litina je slitina železa s uhlíkem a dalšími prvky, v níž množství uhlíku přesahuje 2,1 % a převážná část uhlíku je vyloučena jako lupínkový grafit. Obvyklé složení šedých litin bývá : 2,8 až 3,6 % C, 1,4 až 2,8 % Si, 0,5 až 1 % Mn, 0,2 až 0,6 % P, max. 0,15 % S.

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.

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 lupínek grafitu. Tvar a velikost grafitových útvarů je ovlivňována i přísadami. Se zjemňováním grafitu roste pevnost šedé litiny.

Obr.4-18 Eutektická buňka v šedé litině



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 zá-

kladní 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 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 :

$$S_e = \frac{\% C}{4,3 - 0,3(\% Si + \% P)} \quad (4.11)$$

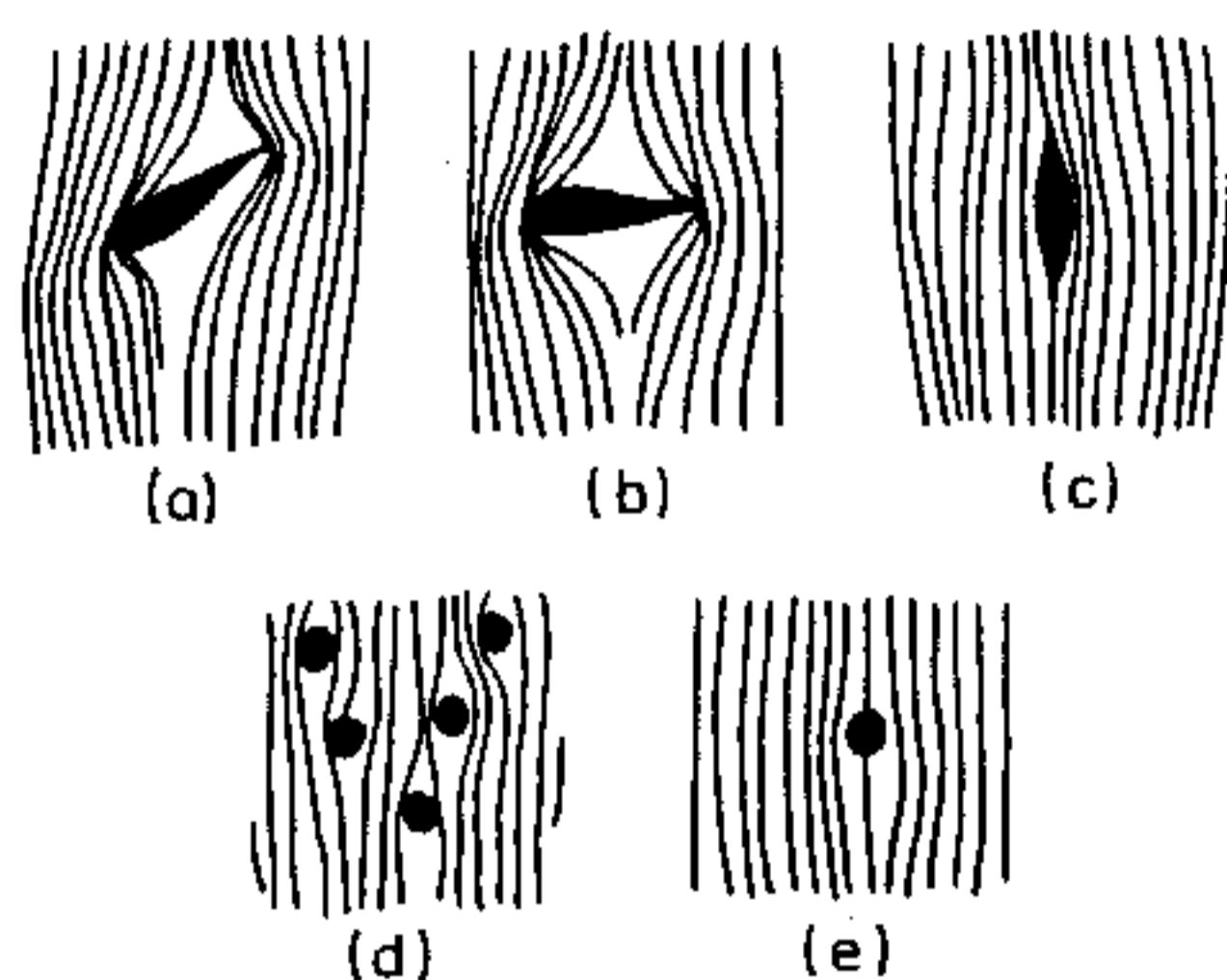
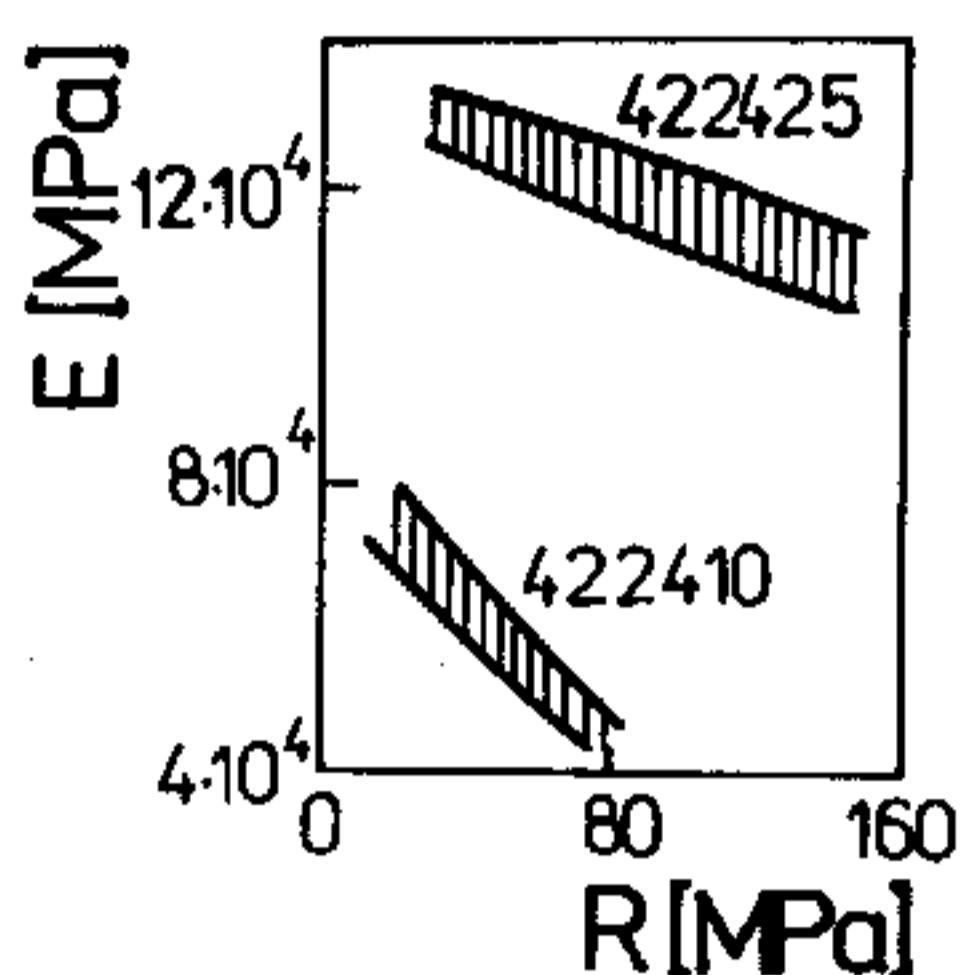
Při $S_e = 1$ je litina eutektická, při $S_e < 1$ je litina podeutektická, při $S_e > 1$ je litina nadeutektická.

Šedá litina je nejrozšířenějším slévárenským materiálem. Podle ČSN 420077 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). Litina 422456 je litinou se speciálními vlastnostmi.

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, krutu i ohybu, přičemž pro ní platí, že $R_{mo} \approx (1,5 \text{ až } 2)R_m$. Má minimální, prakticky nulovou tažnost, 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 lupínků grafitu. Pevnost v tlaku je asi trojnásobkem pevnosti v tahu, tvrdost odpovídá hodnotám pro ocel (HB=180 až 270). Modul pružnosti v tahu není konstantní, s rostoucím napětím klesá (obr.4-19). Obvykle se pohybuje v rozmezí $6 \cdot 10^4$ až $16 \cdot 10^4$ 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 $\sigma_c \approx 0,3 R_m$. 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 - zrnitý 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 lupínků 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, tím se zvýší počet eutektických buněk a vzniklý grafit je jemnější. Tyto litiny nazýváme očkované. Z uvedených litin mezi ně řadíme litiny ČSN 422430, 422435 a 422456.

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 nej-

více v automobilovém průmyslu.

Výrazného zlepšení mechanických vlastností lze dosáhnout při vyloučení grafitu v zrnité formě - tvárná litina. Při tomto typu vyloučení grafitu se již vlastnosti litiny přibližují vlastnostem základní kovové hmoty.

Tvárná litina

Tvárná litina je slitina železa s uhlíkem a dalšími prvky, v níž množství uhlíku přesahuje maximální hodnotu rozpustnosti v austenitu. Krystalizuje ve stabilní soustavě, přičemž převážná část uhlíku je vyloučena jako zrnitý grafit. Složení tvárné litiny bývá v těchto mezích : C - 3,4 až 3,8 %, Si - 2,3 až 2,9 %, Mn - 0,1 až 0,8 %, P - 0,01 až 0,04 %, S - max. 0,05 %, Mg - 0,03 až 0,06 %.

Přidáním nejprve malého množství hořčíku (případně ceru) a potom ferosilicia do roztavené litiny se ovlivní mechanismus krystalizace grafitu. Místo lupínkového grafitu vzniká grafit zrnitý, 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 tvárných litin se zaručují pevnosti v tahu od 500 do 700 MPa, při tažnosti 2 až 7 %. Feritické tvárné litiny mají nižší zaručenou pevnost v tahu 370 až 400 MPa při zvýšené tažnosti 12 až 17 %.

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 - bíle, 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).

Tvrдость tvrzené vrstvy roste s rostoucím obsahem uhlíku a karbidotvorných prvků. Růst tvrdosti působí i nikl podporující vznik martensiticko-karbidické struktury. Odolnost tvrzené vrstvy proti opotřebení roste se zjemňováním její struktury. Jemná struktura současně zmenšuje nebezpečí praskání vrstvy.

Temperovaná litina

Temperovaná litina je slitina železa s uhlíkem a dalšími prvky, v níž je uhlík vyloučen v důsledku tepelného zpracování - temperování (kap.4.3.4.1) buď zčásti, nebo úplně v zrnité nebo vločkovité formě jako temperový grafit (tempe-

rový 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 přechod mezi ocelí na odlitky a šedou litinou. Odlitky z temperované litiny jsou lehčí než ocelové, mají lepší obrobiteľnosť, prídavky na obrábění jsou menší. Temperovaná litina má značnou schopnosť útlumu a dobré třecí vlastnosti. Minimální zaručená tažnosť u normovaných jakostí se pohybuje od 3 do 12 % při pevnosti v tahu od 300 do 540 MPa (podle druhu temperované litiny). Modul pružnosti se pohybuje v rozmezí $E = 140000$ až 190000 MPa. Výchozí bílá litina má však ve srovnání s šedou litinou horší zabíhavost a větší smrštění.

Temperovaná litina se používá na středně namáhané odlitky (součásti pro automobily, zemědělské stroje, vagóny, lokomotivy). Velmi časté je její použití na výrobu fitinků.

Legované litiny

Prísadové prvky ovlivňujú primárnu krystalizáciu litín i premeny probíhající v tuhém stavu, zpevňujú tuhý roztok, prípadne tvorí legovaný cementit.

Mezi legované litiny řadíme litiny s obsahem legūr převyšujícím hodnoty stanovené u ocelí (kap.4.1.1). Výjimku tvorí křemík a hliník, jejichž obsahy, od kterých jsou legūrou, se zvyšují, u Si na 4 %, u Al na 0,3 %.

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).

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). 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 lupínků. 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

Mnohostrannost a specifická vlastností neželezných kovů a jejich slitin umožnila rozvoj techniky.

O vlastním použití většinou nerozhoduje pouze jediná vlastnost. O neželezných kovech a jejich slitinách lze hovořit jako o souboru, který obsahuje, resp. je schopen splnit většinu požadavků nejmodernější techniky.

Výsledné vlastnosti výrobků z neželezných kovů a jejich slitin jsou dány superpozicí chemického složení a technologií jejich výroby. Chemické složení je nutnou, nikoliv postačující podmínkou pro docílení požadovaných vlastností. O těchto vlastnostech rozhoduje, při daném chemickém složení, použitá technologie výroby a její konkrétní parametry.

4.2.1 Rozdělení a označování

Neželezné kovy se obvykle rozdělují do těchto základních skupin :

- měď a její slitiny
- hliník, hořčík, titan a jejich slitiny
společně označované jako lehké kovy a slitiny
- olovo, zinek, cín a jejich slitiny s nízkou teplotou tání
- molybden, wolfram atd. a jejich slitiny s vysokou teplotou tání
- ušlechtilé kovy a slitiny (zlato, stříbro, platina a pod.)
- nikl a jeho slitiny

V monografii (Sedláček, V.) je nejuplněnější přehled vlastností neželezných kovů a jejich slitin zcela originálním způsobem z hlediska jednotlivých vlastností. V následujícím pojednání byl zvolen obvyklý přístup, kde jsou popsány vlastnosti rozhodujících neželezných kovů a jejich slitin a jejich typické průmyslové využití.

Označování neželezných kovů a slitin v České republice, stejně jako ve vyspělých zemích, je číselné (tab.4-V). Základní číslo je šestimístné a vyjadřuje typ slitiny, skupinu legujících prvků a pořadové číslo slitiny. Čtvrtou číslicí jsou rozlišeny slitiny tvářené (sudá číslice) a slévárenské (lichá číslice). Dvojčíslí za desetinnou čárkou vyjadřuje jakost a stav technologického zpracování.

4 2 X X X X . X X		
Cu a slitiny Cu	tvářené	3 0 3 2
	slévárenské	3 1 3 3
Ni a slitiny		3 4
Ostatní těžké kovy		3 6 3 8
Al a slitiny	tvářené	4 0 4 2
	slévárenské	4 4 4 3

0 až 8 - jakost

0 až 9 - stav

Pořadové číslo slitiny

Tabulka 4-V

Označování neželezných kovů a slitin podle ČSN

Vedle číselného označování se používá označení chemickým prvkem. U slitiny je vždy na prvním místě základní kov, jehož obsah se obvykle neudává, za ním pak následují legující prvky podle klesajícího obsahu. Číslo prvků značí směrný (typický) obsah legury v hmot. % (dále jen

%). Např. vytvrzovatelná slitina hliníku známá pod obchodním názvem superdural má značku AlCu4Mg1, ČSN 424203 má předepsaný obsah Cu 3,8 až 4,9 % a Mg 1,2 až 1,8 %. U čistých kovů se používá jejich chemických symbolů s uvedením jejich

zaručované čistoty. Např. hliník Al 99,5 musí mít maximální obsah nečistot 0,5 %. U velmi čistých kovů vyráběných především pro použití v elektronice se používá speciální značení. Např. Al5N znamená, že obsah nečistot je menší než 0,0001 %, jedná se tedy o Al 99,999. Číslice před N udává celkový počet číslic 9. Označení Al6N5 pak značí čistotu Al 99,99995.

Poznámka :

Ve starší literatuře i v provozní praxi se používá jiné značení, které udává směrný obsah základního prvku ve slitině. Např. CuZn30 se označuje jako Ms70 (mosaz se 70 % Cu).

V České republice je normalizováno cca 150 typů slitin neželezných kovů.

Historický vývoj v metalurgii vedl k výrobě tzv. konvenčních materiálů vyráběných klasickými postupy odlévání, tváření, tepelného zpracování a finalizace výrobků. Kovy a slitiny se vyrábějí v různých typech a rozměrech hutních výrobků určených buď k dalšímu zpracování a nebo přímo ve finálním tvaru. Z hlediska dalšího zpracování a použití lze hutní výrobky dělit na :

- slévárenské a jim odpovídající slévárenské slitiny neželezných kovů
- tvářené a jim odpovídající kovy či slitiny pro tváření.

4.2.2 Měď a její slitiny

Měď a její slitiny jsou nejznámější skupinou neželezných kovů a slitin a lidstvu jsou známy cca 8000 let (doba bronzová). Hustota mědi je $8940 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$, teplota tavení $1083 \text{ }^\circ\text{C}$, mřížka k.p.s.

Měď má vynikající konduktivitu a proto měď a její slitiny si stále udržují klíčovou pozici v elektrotechnickém průmyslu, kde se spotřebovává cca 50 % celkové produkce mědi a jejích slitin. Konduktivita mědi se obvykle bere za základ pro porovnání konduktivity jiných kovů (tab.4-VI). Na počátku tohoto století byl pro měď stanoven normál konduktivity IACS (měrné elektrické vodivosti) čisté vyžíhané mědi, který má hodnotu $58 \text{ MS}\cdot\text{m}^{-1}$, což odpovídá hodnotě rezistivity $0,017241 \text{ }\mu\Omega\text{m}$.

Tab.4-VI Relativní konduktivita vybraných kovů

kov	konduktivita
Cu	100 % IACS
Ag	106 % IACS
Al	62 % IACS
Fe	17 % IACS
Ti	4 % IACS

Vedle vynikající konduktivity má měď i velmi dobrou tepelnou vodivost (kap.3.3.2), neboť platí Wiedmannův-Franzův-Lorenzův zákon. Obecně platí, že konduktivita je tím vyšší, čím je kov čistší, čím má méně poruch a čím je větší velikost zrna. Tvářením za studena poklesne konduktivita max. o 4 %. V závislosti na dosahovaných hodnotách konduktivity se obvykle elektrovedné slitiny

mědi rozdělují do dvou základních skupin :

Slitiny s konduktivitou 70 až 100 % IACS

Do této skupiny patří vedle čisté Cu slitiny pro aplikace, kde velikost konduktivity je parametr rozhodující. Jedná se především o silové vodiče, vodiče pro vinutí, lamely komutátorů a další. Vedle klasických slitin jako jsou CuAg, CuCd, CuCdSn, CuCr, CuCrZr jsou zde zahrnuty i slitiny nové CuMgP, CuMgZr a CuTe (slitina s dobrou obrobitelností) pro mikroelektronické prvky. Obsahy legujících prvků se pohybují v $10^{-1}\%$.

Slitiny s konduktivitou 20 až 70 % IACS

Do této skupiny patří slitiny, u kterých vedle konduktivity jsou nezbytné i další užitné vlastnosti, především pevnostní charakteristiky, vlastnosti při zvýšených teplotách, odolnost proti odpevnění, třecí vlastnosti apod. Vedle klasických slitin typu CuZn, CuZnPb, CuCoBe, CuFe a CuNiSi byly vyvinuty nové slitiny typu CuNiSn, CuNiTi, CuCoSi a další. Hlavními aplikacemi jsou svařovací elektrody, elektrické kontakty, lamely komutátorů značně tepelně namáhaných, pružné elementy apod. S výjimkou slitin CuZn a CuZnPb se u ostatních slitin obsah legur pohybuje od desetin do 2 až 3 %.

V tab.4-VII jsou uvedeny vybrané elektrovedné slitiny a jejich typické vlastnosti.

Měď má vynikající tvařitelnost za studena i za tepla, dobře se spojuje pájením i svařováním. Pro svařování je důležitý obsah kyslíku, který má být menší než 0,05 %, chceme-li zaručit dobrou svařitelnost plamenem. Pro vakuovou techniku se používá speciální bezkyslíková měď (OFHC) s obsahem kyslíku pod 0,003 %. Olovo a bismut jsou vysoce škodlivými nečistotami, které způsobují zvýšenou 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. Dobrá odolnost vůči slabým roztokům některých kyselin vede k použití v různých zařízeních pro chemický průmysl a potravinářství.

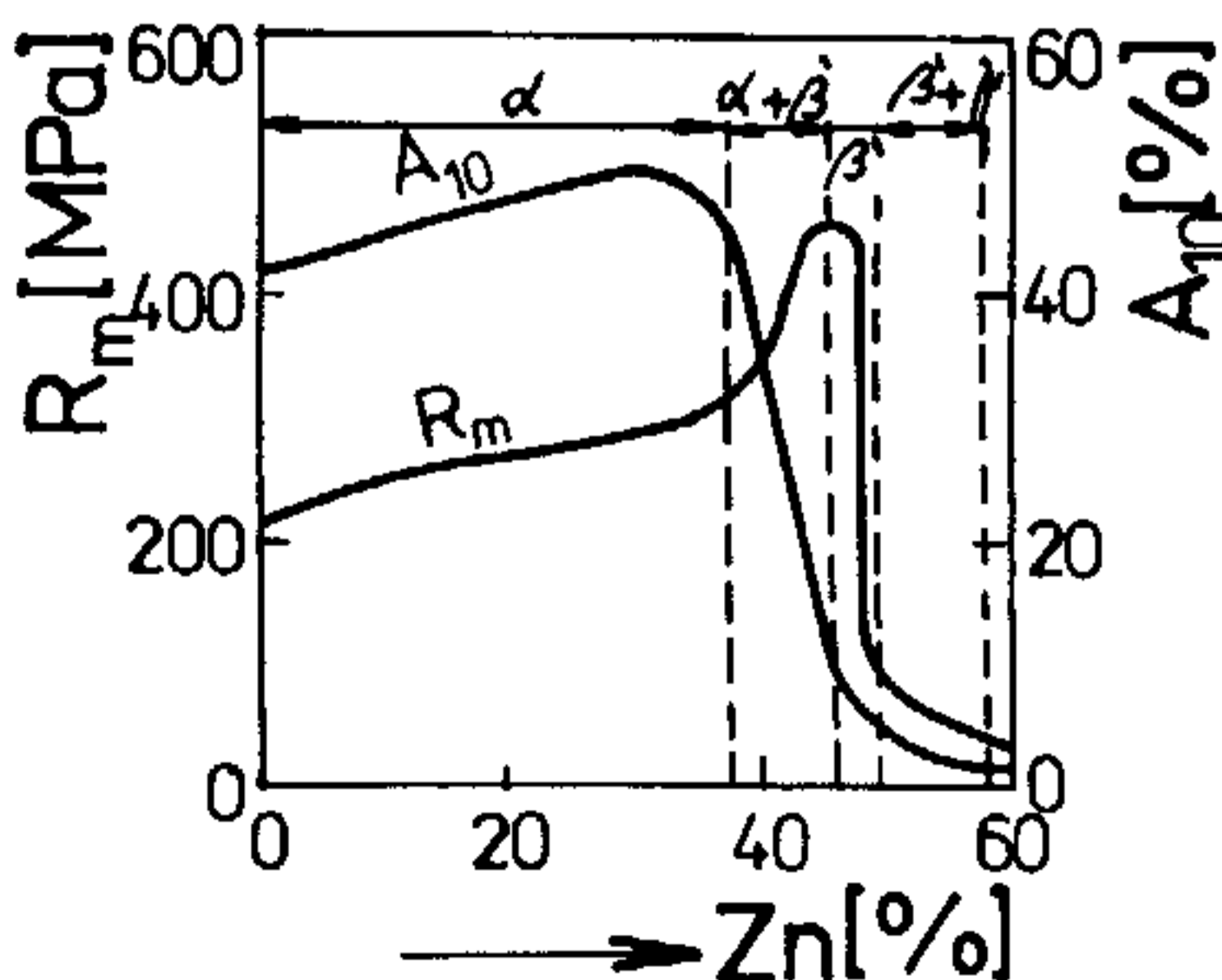
Použití mědi s vyšším obsahem kyslíku (nad 0,06 %) v redukčním prostředí vede k "vodíkové nemoci", tj. ke vzniku pórů, trhlin následkem reakce vodíku s oxidem měďnatým za vzniku vodní páry



Pevnostní charakteristiky ($R_{p0,2}$ a R_m) mědi jsou nízké a proto se jako konstrukční materiály používají slitiny mědi. Nejdůležitější jsou slitiny mědi se zinkem - mosazi a slitiny mědi s cínem nebo hliníkem či dalšími kovy - bronzy. Všechny tyto slitiny se dělí na slitiny k tváření (tvařitelné) a na slitiny k odlévání (slévárenské).

Mosazi

Zinek je v mědi rozpustný zhruba do 35 % a tvoří substituční tuhý roztok α s k.p.s. mřížkou. S rostoucím obsahem Zn se zvyšuje jak pevnost, tak i tažnost slitiny (obr.4-21).



Obr.4-21 Vliv zinku na pevnost a tažnost mosazi v měkkém stavu

Tyto 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 parametrů tváření (teplota, redukce) a prudce se snižuje již s nepatrným obsahem olova, síry, bismutu, antimonu a fosforu. Mosazi pro tváření obsahují 35 až 58 % Cu a jsou buď homogenní (α) nebo

heterogenní ($\alpha + \beta'$). Dodávají se ve stavu měkkém (M) až dvakrát pružinově tvrdém (2 x PT).

Tombacky jsou slitiny s obsahem Zn do 20 % (CuZn4, CuZn10, CuZn15 a CuZn20). Tvářením za studena lze dosáhnout R_m až 600 MPa. Používají se v manometrech, Bourdonových trubicích, drátech pro síta a v bižuterii. Jsou vhodné pro povrchové úpravy a vykazují dobrou korozní odolnost.

Hlubokotažné mosazi jsou slitiny CuZn30 a CuZn33 s typickým použitím při výrobě nábojnic, hudebních nástrojů apod. Zejména u těchto slitin existuje výrazná závislost mechanických vlastností na velikosti zrna.

Automatové mosazi jsou slitiny CuZn37Pb, CuZn40Pb a CuZn42Pb s obsahem olova od 1 až do 4 % (superautomatové mosazi). Jedná se o dvoufázové slitiny, kdy fáze β' je tvrdá a křehká a rovněž přispívá ke zvýšení obrobiteľnosti. Tyto slitiny jsou dobře tvařitelné za tepla. Nevýhodou dvoufázových slitin je citlivost vůči korozi pod napětím. Výrobky se zvýšeným zbytkovým napětím (po tvářením za studena) vystavené koroznímu prostředí (především amoniaku) samovolně praskají. K zamezení praskání se proto žíhá na odstranění pnutí při teplotách 250 až 300 °C po dobu cca 2 hod. Vedle klasických hutních výrobků jsou tyto slitiny vhodné i pro výkovky na armatury apod.

Speciální mosazi se obvykle dělí do tří skupin:

- a) slitiny s velmi dobrou korozní odolností, tzv. kondenzátorové mosazi, ze kterých se vyrábí trubky pro výměníky a kondenzátory (CuZn20Al12 aj.),
- b) slitiny s vynikajícími pružinovými vlastnostmi tzv. niklové mosazi CuZn24Ni14 a CuZn20Ni18. Ve tvaru pásů a drátů se užívají na vysoce namáhané pružiny. Ve stavu 2 x PT se dosahuje R_m nad 800 MPa, vlastnosti se zlepšují i tzv. podrekrytalizačním žíháním, při kterém dochází k redistribuci dislokací a ke zvýšení $R_{p0,2}$ i tažnosti,
- c) speciální mosazi pro hydrauliku, komplexně legované Mn, Ni, Fe i Si, které tvoří tvrdé intermetalické fáze. Zpracovávají se lisováním, tažením nebo kováním a jsou vhodné pro vysoké tlaky a kluzné rychlosti (např. slitina CuZn37Mn3Si1Ni1Pb1).

Slévárenské mosazi obsahují 58 až 60 % Cu. Běžně se tyto slitiny legují malými obsahy Sn, Al, Fe, Mn a Ni a pro zlepšení obrobiteľnosti i 1 až 3 % Pb. Mají podstatně nižší mechanické vlastnosti než mosazi pro tvářením (R_m cca 250 MPa, A_{10} cca 10 %), vykazují značnou smrštivost a porezitu a jsou vhodné především pro vodovodní armatury. Výroba těchto materiálů má u nás trvale klesající trend.

Přehled typických a nejčastěji používaných slitin legovaných na bázi Cu-Zn je uveden v tab.4-VIII.

Bronzy

Tvoří druhou největší skupinu slitin mědi, do které jsou zpravidla zahrnovány všechny slitiny mědi s výjimkou zinku. Proto je nutné označovat bronz podle hlavního legujícího prvku - cínový (Sn), hliníkový (Al), beryliový (Be) atd. Nejznámější jsou bronzы cínové, ostatní bronzы obvykle mají speciální, často mimořádné vlastnosti.

Tabulka 4-VII Vybrané elektrovodné slitiny mědi a jejich konduktivita

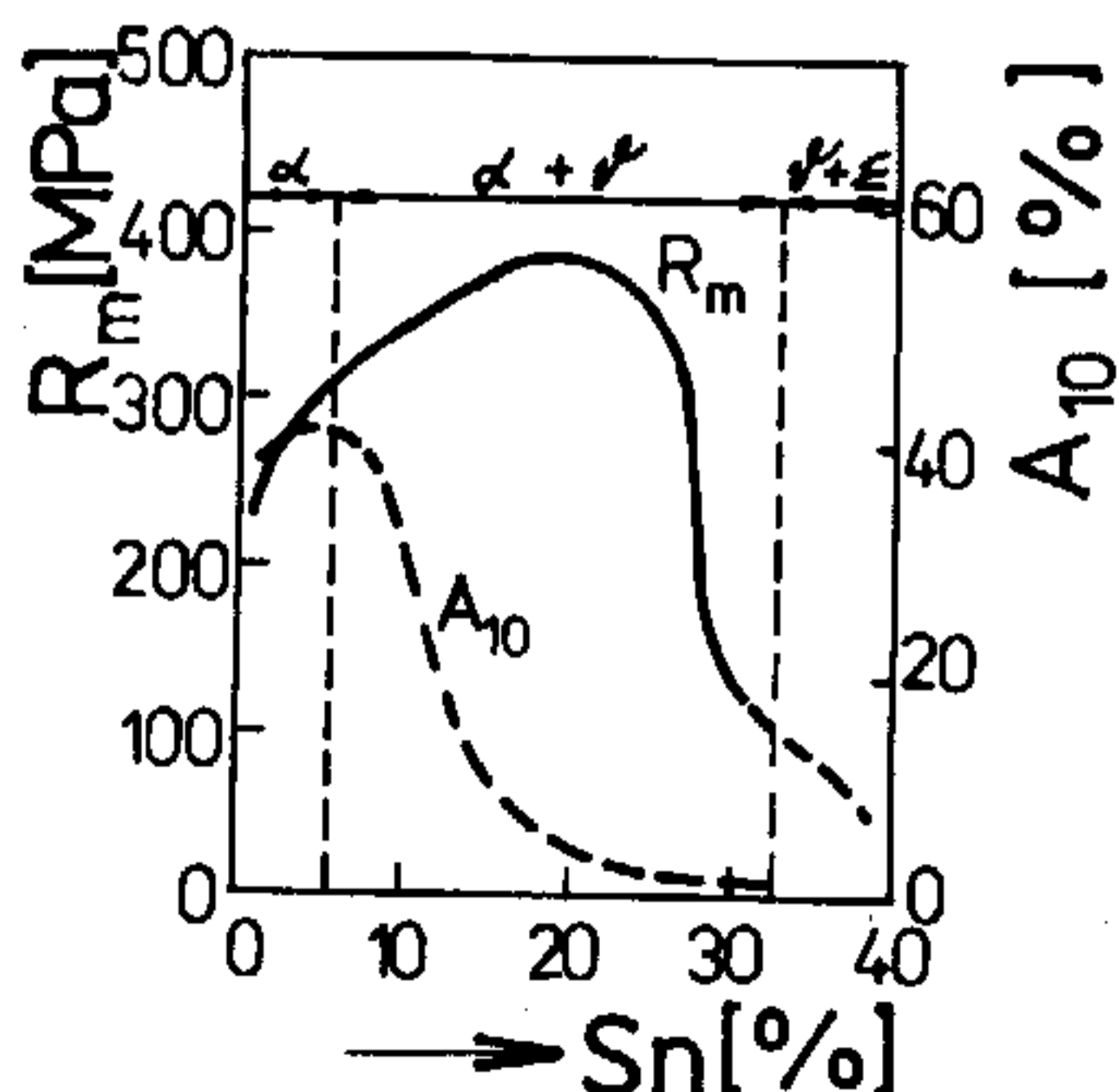
Označení	CDA ⁺	nominální chemické složení [% hmot]	konduktivita [% IACS]	srovnatelné slitiny ČR
C 11 100		Cu99,9-0,40 ₂ -Cd	100	-
C 11 300		Cu99,9-0,40 ₂ -Ag	97 až 100	ON 42 3007
C 14 310		CuCd0,2	85	-
C 18 400		CuCr0,8	80(po vytvrz.)	SN 42 3039
C 17 500		CuCo2,5Fe0,6		
C 31 400 až 38 500		CuZn8 až CuZn40 Pb0,5 až 3	42 až 28	ČSN 42 3214 až 42 3223
C 64 700		CuNi1,9Si0,9	32	ČSN 42 3054

⁺CDA - COPPER DEVELOPMENT ASSOCIATION

Cínové bronzy jsou slitiny s obsahem (Cu + Sn) min. 99,3 %. V tekutém stavu je cín dokonale rozpustný, v tuhém stavu tvoří tuhý roztok α s k.p.s. mřížkou s maximální rozpustností cca 9 % Sn. Vliv obsahu cínu na změnu základních mechanických vlastností je zachycen na obr.4-22.

Tabulka 4-VIII Vybrané mosazi a jejich charakteristické vlastnosti

Slitina	stav [#]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A ₁₀ [%]	
CuZn10	M	80	240 až 300	40	*stav : M - měkký 1/2 T - půltvrdý T - tvrdý 2x PT - dvakrát pružinově tvrdý LP - lity do písku
	1/2 T	120	300 až 360	16 až 20	
	T	200	360 až 430	7	
CuZn30	M	130	290 až 350	45	
	1/2 T	200	340	35	
	T	300 až 400	390 až 450	15	
CuZn40	2x PT	500	550	3	
	M	200	330 až 370	30	
	T	350	430 až 480	10	
CuZn42Pb	LP	-	250	15	
	M	120	350 až 450	25	
	1/2 T	320	440 až 520	10	
CuZn24Ni14	T	350	510	5	
	LP	-	200 až 250	10	
	M	80	350 až 420	38	
CuZn24Ni14	1/2 T	260	420 až 500	18	
	T	400	500 až 590	4	
	2x PT	620	580	1	



Obr.4-22 Vliv cínu na změny pevnosti a tažnosti cínových bronzů v měkkém stavu

Tvářením za studena lze pevnostní charakteristiky podstatně zvýšit až na cca 800 MPa. Na rozdíl od mosazí mají cínové bronzy velký interval tuhnutí, což vede k dendritické segregaci. Tento jev má negativní vliv na následné tváření za tepla i za studena, a proto je často používáno homogenizační žíhání před tvářením. Další významnou vlastností cínových bronzů je dobrá korozní odolnost.

a malý součinitel tření. Tvařitelné slitiny jsou typu CuSn1 až CuSn8. Legováním fosforu lze docílit dalšího zlepšení pevnosti a tvrdosti až na R_m 1000 MPa. Při obsahu P nad 0,05 % se u bronzů se 6 až 8 % Sn významně zhoršuje tvařitelnost za tepla. Cínové bronzky jsou vhodné pro pružiny, ložisková pouzdra a dráty pro síta.

Tabulka 4-IX Vybrané bronzky a jejich charakteristické vlastnosti

Slitina	stav [*]	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	A_{10} %	
CuSn3	M	120 až 150	250 až 350	40	[*] stav : M - měkký 1/2 T - půltvrký T - tvrdý PT - pružinově tvrdý LP - lity do písku US - umělé stárnutí TMZ - termomechanické zpracování LT - lisovaný za tepla
	PT	450	500	5	
CuSn8	M	200 až 250	380 až 450	50	
	1/2 T	350	450 až 550	25	
	T	450	550 až 650	10	
	PT	550 až 600	650 až 750	4	
CuAl10Fe4Ni4	LP	-	180	10	
	LT	360	600 až 800	10	
	TMZ	800	1200	5	
CuBe2	LP	-	500	8	
	US+T	1200 až 1300	1300 až 1450	1 až 3	
CuPb20	výstelky	HB	30 až 45	-	

Hliníkové bronzky jsou slitiny mědi a hliníku s dalšími legurami, především Fe, Ni a Mn. Nejvýznamnějším představitelem je slitina CuAl10Fe4Ni4 s velmi dobrou tvařitelností za tepla, což umožňuje vyrábět široký sortiment polotovarů. Tepelné zpracování této slitiny obsahuje kalení, popouštění i stárnutí. Lze docílit pevnostních charakteristik až 1400 MPa. Ve speciálních případech i superplasticity. Specifickou vlastností je nejiskřivost, což umožňuje zařazení nástrojů a součástí ve vysoce výbušných prostředích (doly, továrny na výbušniny). Mají velmi dobrou korozní odolnost. Další důležité použití je v převodových mechanismech (např. šneková kola) a armaturách.

Hlavní použití niklových bronzů, kde typickými představiteli jsou slitiny CuNi20 a CuNi30, je při výrobě kondenzátorových trubek. Vzhledem k velmi vysoké ceně materiálu je však nutno toto nasazení bedlivě zvažovat. S rostoucím obsahem niklu výrazně klesá elektrická vodivost Cu. Slitina CuNi45 je pak klasickým materiálem na odpory a je známa pod obchodním označením konstantan. Často se u drátů z této slitiny zařazuje oxidace povrchu, kdy oxidická vrstva působí jako izolátor. Konstantan tvoří i jednu větev termočlánku se železem.

Beryliový bronz je slitina mědi s 1,8 až 2 % Be, s malými přísadkami Ni nebo Co. Ve tvaru drátů a pasů představuje vynikající pružinový materiál s dobrou elektrickou vodivostí. Maximálních pružinových vlastností se dosahuje kombinací tváření za studena a vytvrzování.

Rozpouštěcí žíhání se provádí obvykle při 780 °C s ochlazením ve vodě, umělé stárnutí při 280 až 320 °C po dobu 2 až 6 hod. Jedná se rovněž o nejiskřivý materiál. Be je vysoce toxické a sebemenší poranění při styku s ním se obtížně hojí.

V tab.4-IX jsou uvedeny vybrané bronzы a jejich mechanické vlastnosti.

Složení slévárenských bronzů není v zásadě příliš odlišné od tvařitelných slitin. U cínových bronzů se používají i slitiny CuSn10 a CuSn12. Jako typické příklady použití lze uvést satorové kroužky, součástky namáhané tlakem jako ložiska pracující při velkých rychlostech a malém zatížení apod. Slévárenské hliníkové bronzы se používají na vysoce namáhané odlitky s vyššími požadavky na odolnost vůči otěru, korozi i proti zvýšené teplotě.

Vynikající slévárenské vlastnosti mají tzv. červené bronzы. Barva těchto bronzů se mění v závislosti na obsahu Sn a Zn od žluté a šedobílé a proto je samotný název zavádějící. Nejběžnějším představitelem je slitina CuSn5Zn5Pb5 používaná na armatury a méně namáhané části strojů (R_m nepřevyšuje 200 MPa).

Zvláštní skupinu slévárenských slitin mědi tvoří olověné bronzы obsahující 20 až 30 % Pb. Tyto slitiny slouží k výrobě výsterek vylévaných do základních pánví z nosného kovu (ocel, litina).

4.2.3 Lehké kovy a jejich slitiny

Na rozdíl od mědi byl kovově čistý hliník vyroben až ke konci 19.století elektrolýzou z oxidu hlinitého. Podobně jako měď i hliník má k.p.s. mřížku, což předurčuje jeho vynikající tvařitelnost za studena. Je kovem lehkým s hustotou 2699 kg.m^{-3} a teplotou tavení $660 \text{ }^\circ\text{C}$. Vlastnosti hliníku jsou silně závislé na jeho čistotě a velikosti zrna. Zatímco R_m technicky čistého Al 99,5 je cca 70 MPa, u Al5N je pouze 40 MPa. Rekrystalizační teplota Al5N je $-30 \text{ }^\circ\text{C}$.

Velmi dobrá konduktivita předurčuje použití Al v elektronice především tam, kde nerozhoduje objem resp. rozměry vodiče. Použitím Al v rozvodech či zařízeních místo Cu lze uspořit cca 50 % na hmotnosti vodičů ovšem při cca 1,6 x větším průřezu (Al má 62 % IACS a je zhruba 3 x lehčí než Cu). Nevýhodou u vodičů el.proudu jsou nízké pevnostní charakteristiky a proto se používají kombinované vodiče, kde nosným elementem je např. ocelové lano, kolem kterého je Al vodivý element. Byly vyvinuty i speciální elektrovedné slitiny hliníku - např. Al-Mg-Si-Fe (legury v 10^{-1} %) se zvýšenou pevností a vodivostí 57 % IACS.

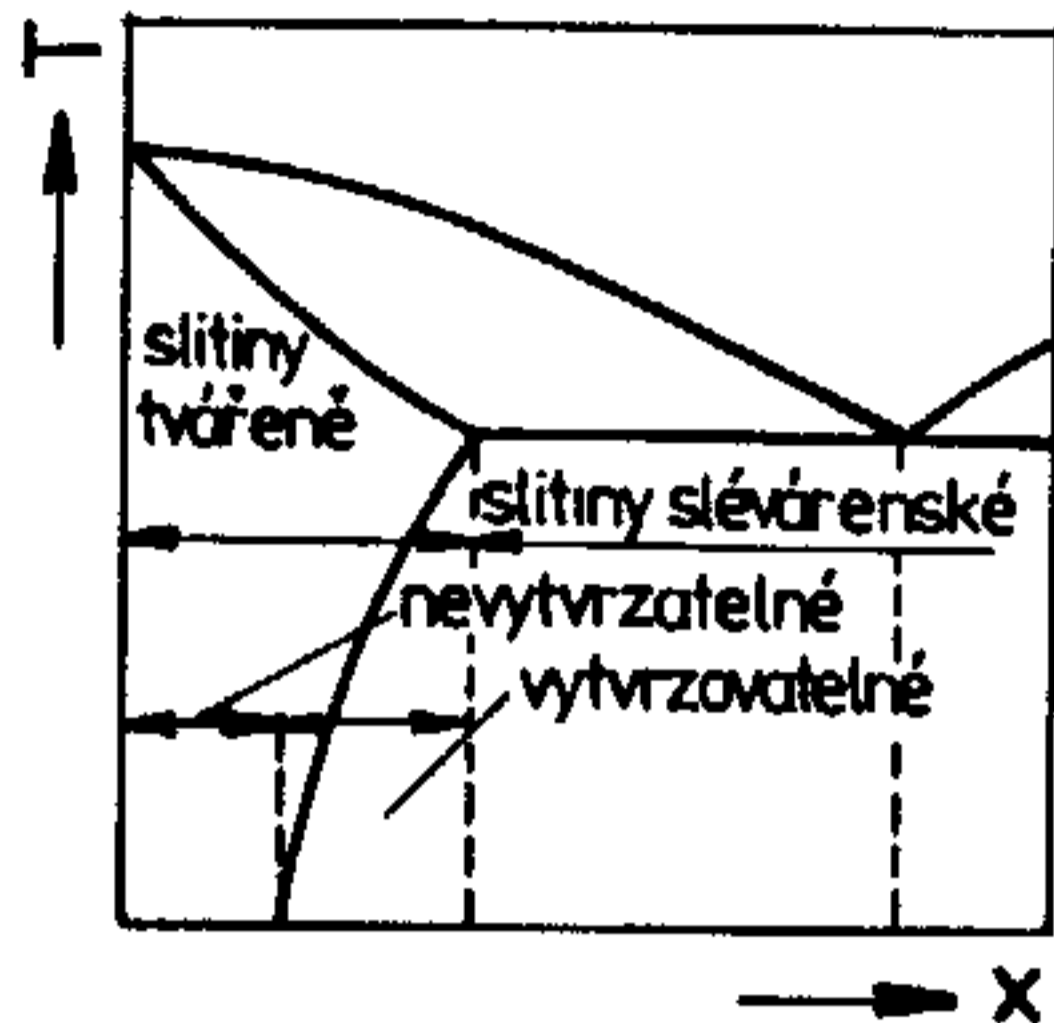
Dobré tepelné vodivosti se využívá i ve spotřebním průmyslu (nádoby, radiátory, chladičí zařízení). Hliník odolává velmi dobře atmosférickým vlivům, organickým kyselinám, mořské vodě apod. Není odolný vůči silnějším zásadám. Korozní odolnost je dána oxidickou vrstvou Al_2O_3 . Vrstva je velmi přilnavá a především má zhruba 1,3 x větší objem než je povrch základního kovu. Elektrochemickou cestou - anodickou oxidací lze vytvořit různé pevné barevné povrchové vrstvy, čehož se využívá např. při výrobě ozdobných předmětů či v prvcích pro stavebnictví, a to i u slitin nízko legovaných (AlMgSi, AlZnMg). Značná část hliníku se spotřebovává jako desoxidační přísada při uklidňování ocelí ve formě předslitiny AlFe50.

Trvalými přímíšeninami jsou Fe a Si, které jsou v Al málo rozpustné (Fe cca 0,005 %, Si 0,05 %). Právě tyto nečistoty resp. jejich povolený obsah v Al rozhodují o užití pasů a plechů resp. drátů.

Hliník nejvyšší čistoty Al 99,85 a Al 99,7 se používá v potravinářství v

obalové technice (tl.folií 10^{-3} mm) a k výrobě nápojových plechovek. Al 99,5 je typický elektrovodný hliník, ve speciálních případech se používá i mikrolegovaný Al 99,7. Al 99,0 je vstupním materiálem pro desoxidační předslitiny s železem (AlFe50).

Schematické rozdělení slitin hliníku ve vztahu k rovnovážnému diagramu je uvedeno na obr.4-23.



Obr.4-23 K rozdělení slitin hliníku podle rovnovážného diagramu

Nevytvzovatelné slitiny

Mezi tyto slitiny se zařazují slitiny legované na bázi Al-Mn a Al-Mg (tab.4-X). Druhá skupina by se mohla vytvzovat, efekt precipitace je však tak malý, že je ekonomicky nevýhodný.

Ze slitiny AlMn1 se vyrábí plechy a pasy s dobrou tvařitelností, korozní odolností i svařitelností. Používají se v potravinářském a chemickém průmyslu na různé nádoby, kryty apod. Ve stavu tvrdém je R_m cca 200 MPa, A_{10} však pouze 4 %.

Slitiny Al-Mg se legují s 2, 3, 5, vyjimečně 7 % Mg. Hořčík výrazně zvyšuje pevnost slitiny. Slitiny se dobře leští, eloxují, svařují a slouží k výrobě chemických zařízení a v potravinářském průmyslu. Z plechů ze slitiny AlMg2 se vyrábí "easy - open" víčka pro nápojové plechovky. Slitina AlMg5 splňuje požadavky na použití pro karoserie automobilů.

Slitina AlMg4,5Mn1 má velmi dobrou odolnost vůči mořské vodě a používá se ve stavbě lodí. Významnou předností slitin typu Al-Mg je jejich chování při nízkých teplotách

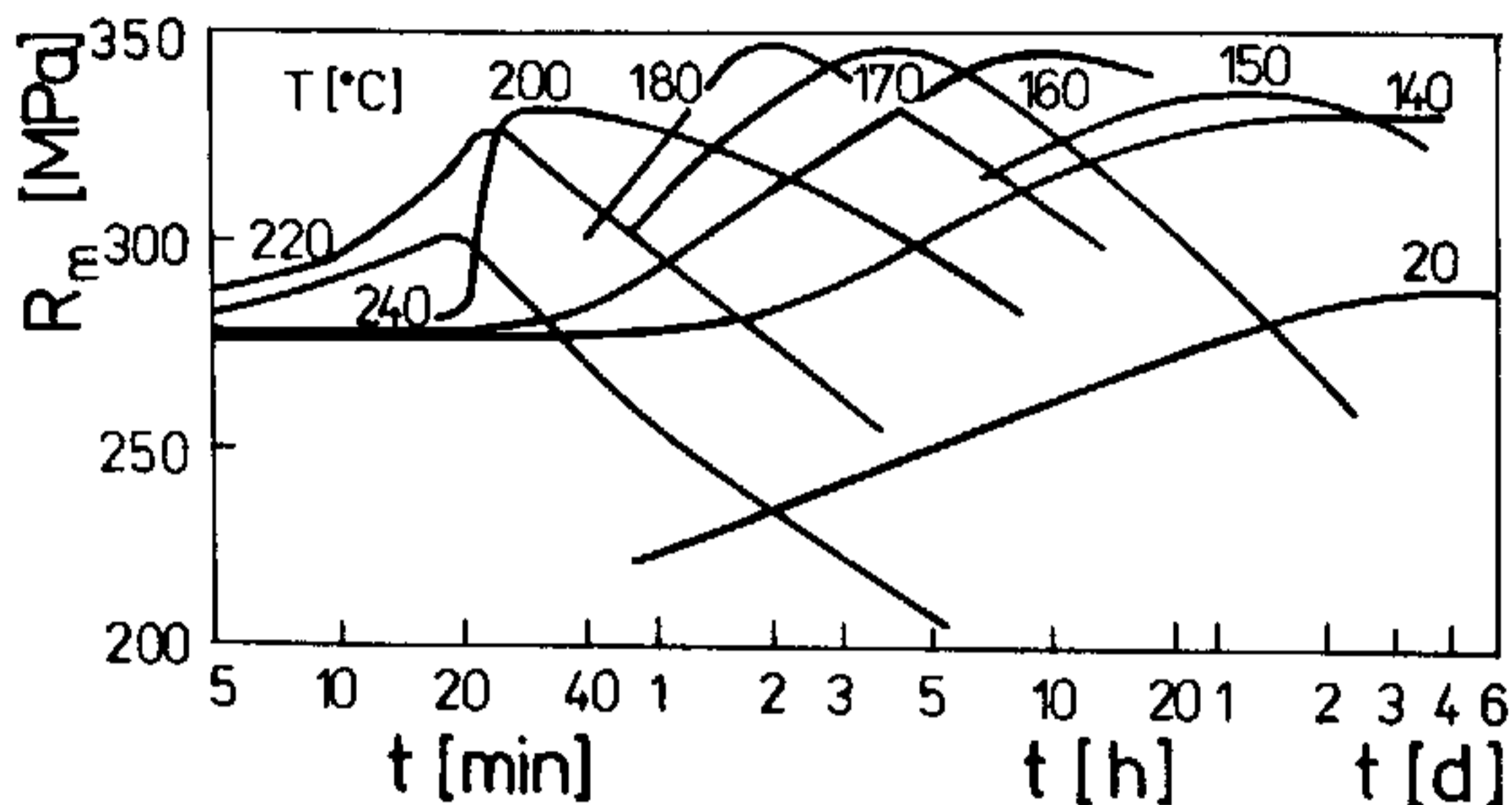
Tabulka 4-X Nejvýznamnější tvářené slitiny hliníku, jejich typické zpracování a vlastnosti

Typ slitiny	stav	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{10} [%]	
AlMn1	M	-	110 až 150	20	M - měkký
	1/2 T	100 až 130	150 až 170	6 až 10	1/2 T - půltvrdý
	T	130 až 180	190 až 220	3 až 5	T - tvrdý
AlMg5	M	-	250 až 280	16	LT - polísování za tepla
	T	300	340	3	
AlMg1S11	LT	40	100 až 150	16	US, R - uměle stárnutý rekrystalizovaný
	US, R	220	300	8	
AlCu4Mg1	LT	150	300	10	US, LE - uměle stárnutý nerekrystalizovaný
	PS, R	280 až 340	430	10	
	PS, LE	až 500	až 600	8	
AlZn6Mg2Cu	LT	180	330	9	
	US, R	440	540	5	
	US, LE	až 600	až 720	5	
AlCu3Li2MgZr	US	490 až 625	590 až 655	5	

Vytvrzovatelné slitiny

Dělí se do dvou skupin podle pevnostních charakteristik na slitiny s nízkou či střední pevností (AlMgSi a AlZnMg) a s vysokou pevností (AlCuMg a AlZnMgCu).

Al-Mg-Si v ČR se používají dva typy slitin se směrným obsahem Mg a Si 0,5 % a 1 %. Obě slitiny jsou velmi dobře tvařitelné za tepla, snadno se svařují a eloxují. Jsou málo citlivé na rychlost ochlazování, takže je možné ochlazování z teploty rozpouštěcího žíhání vzduchem. Zatímco u slitiny s 0,5 % Mg a Si se aplikuje pouze přirozené stárnutí, slitina bohatěji legovaná stárne uměle (obr.4-24).



Obr.4-24 Vliv teploty a doby vytvrzování na pevnost slitiny AlMg1Si1

AlZn4Mg1 má obdobné vlastnosti jako slitiny AlMgSi, tj. je dobře svařitelná, eloxovatelná, tvařitelná, málo citlivá na rychlost ochlazování při rozpouštěcím žíhání. Díky velmi dobré tvařitelnosti za tepla se z obou typů slitin vyrábí tvarově komplikované výlisky sloužící např. jako chladičí žebra u el.motorů, různých ochlazovacích kolen apod. V posledních letech se z těchto slitin vyrábějí velké lisované profily používané při stavbě vagonů, korb nákladních automobilů apod.

Al-Cu-Mg slitiny legované na této bázi jsou známé pod obchodním označením duraly a právě u nich byl na počátku našeho století objeven efekt vytvrzování přirozeným stárnutím. Oproti předchozím slitinám mají duralové slitiny horší tvařitelnost za tepla, která se snižuje s rostoucím obsahem legur. Významnou roli také hraje obsah resp. poměr Mg:Si. Pokud je tento poměr větší než 1,73 (stechiometrický poměr), slitiny stárnou přirozeně. Při hodnotě Mg:Si menší než 1,73 se uplatňuje umělé stárnutí. Díky vysokým specifickým pevnostním charakteristikám (což je poměr $R_p/0,2$ resp. R_m k měrné hmotnosti) jsou tyto slitiny předurčeny k výrobě nosných konstrukcí letadel (draky), skříní kolejových vozidel apod. Nevýhodou je špatná korozní odolnost a proto je nutné aplikovat buď speciální povrchové úpravy (lisované profily) či plátování Al99,5 (plechy).

Dolegováním Ni se zvyšuje odolnost vůči teplotě a tyto slitiny se pak mohou používat na písty, hlavy válců apod.

AlZn6Mg2Cu je nejpevnější vytvrzovatelná slitina hliníku, u které lze dosáhnout pevnosti přes 700 MPa umělým stárnutím a při zachování liscovacího efektu. Tato slitina se tepelně mechanicky zpracuje tak, že po rozpouštěcím žíhání

se uplatňuje kombinace přirozeného a umělého stárnutí s vloženou plastickou deformací. V zásadě se rozlišují tři varianty zpracování :

- stav T6 - nejvyšší pevnost, špatná korozní odolnost a houževnatost;
- T76 - střední pevnost, zlepšená korozní odolnost a houževnatost;
- T73 - nízká pevnost, dobrá korozní odolnost, nižší houževnatost.

Slitiny typu Al-Li

Hospodárnost leteckého provozu přímo závisí na hmotnosti letadel. Snížení hmotnosti letadel o 1 % znamená úsporu cca 0,4 % paliva pro stejný dolet a současně dovoluje zvýšit cenu letounu až o 4 %. Legováním lithia, což je nejlehčí kov s hustotou 544 kg.m^{-3} lze teoreticky snížit hmotnost draku letadla až o 20 % (10 % úspory souvisí s vyšším modulem pružnosti v tahu E, 10 % úspory souvisí s úsporou hmotnosti slitiny). Tepelně mechanické zpracování je podobné jako u slitiny AlZn6Mg2Cu. Cena těchto materiálů je 3 až 5 x vyšší než cena ostatních slitin, výroba - především odlévání je vysoce rizikové a jsou problémy i se zpracováním odpadů. Stále ještě není jednoznačně rozhodnuto o masovém nasazení těchto slitin do leteckých konstrukcí.

Slévárenské slitiny hliníku

Slitiny hliníku pro odlévání mají většinou větší obsah legur než tvářené slitiny. Jsou heterogenní a ve struktuře se objevuje eutektikum. Slévárenské slitiny jsou ve srovnání se slitinami určenými pro tvářením méně tvárné a se stoupajícím množstvím eutektika jejich tvárnost postupně, zvláště při vyšších teplotách klesá, ale zlepšují se slévárenské vlastnosti.

Mechanické vlastnosti slévárenských slitin závisí nejen na druhu slitiny, ale i na technologii odlévání (do písku, kokily nebo pod tlakem). Obecně lze nalézt nejvyšší mechanické vlastnosti odlitků litých do kokil po tepelném zpracování. Tepelné zpracování není vhodné pro odlitky lité pod tlakem. Pro výběr slitiny jsou též rozhodující povrchové vlastnosti a odolnost proti korozi. Stejně důležité jsou i slévárenské vlastnosti, tj. dobrá zabíhavost, malý sklon k tvorbě trhlin za tepla a malá náchylnost k tvorbě staženin, která souvisí především s celkovým smršťováním a druhem slitiny z hlediska krystalizace.

Slévárenské slitiny Al lze rozdělit do několika skupin :

a) Slitiny na bázi Al - Si

Tyto slitiny dobře vyplňují dutinu formy, málo se smršťují, mají velmi dobrou zabíhavost a malou náchylnost k tvorbě trhlin za tepla. Ve většině případů je nutno slitiny modifikovat (očkovat např. sodíkem), čímž se zlepšují mechanické vlastnosti.

b) Slitiny na bázi Al - Mg

Slitiny Al-Mg patří mezi nejlepší slévárenské slitiny. Mají dobré mechanické vlastnosti a vysokou odolnost proti korozi. Poněkud méně příznivé je jejich stárnutí za vyšších teplot způsobující sice zvýšení mechanických vlastností, ale zároveň i značné snížení houževnatosti.

c) Slitiny na bázi Al - Cu

Slitiny Al-Cu se vyznačují dobrou odolností proti opotřebování. Slitiny s přísadou Ni jsou vhodné pro odlitky pracující za zvýšených teplot.

d) Slitiny na bázi Al - Zn

Slitiny Al-Zn s přísadou více prvků (Cu, Mg, Si) se vyznačují dobrou slévárenskostí, snadným tepelným zpracováním a dobrými mechanickými vlastnostmi.

Tabulka 4-XI Vybrané slévárenské slitiny hliníku a jejich vlastnosti

typ slitiny	stav	R_m [MPa]	A_{10} [%]
AlSi7Mg	P,K,T	160 až 210	2
AlSi12Mn	P,K,T	140 až 240	2 až 4
AlMg10SiCa	T	240	1
AlCu4Ni2Mg	P,K	160 až 240	0,5

P - odlito do písku, K - odlito do kokil,
T - tepelně zpracováno

V ČR se uplatňuje omezený počet slitin, a to buď slitin I. tavení (vsádku tvoří surové kovy) nebo slitin II. tavení, u kterých je vsádka tvořena prakticky pouze odpady a surový kov se používá jen při dolegování na požadované chemické složení. Přehled základních slitin s charakteristickými vlastnostmi je uveden v tab.4-XI.

Velmi účinného zvýšení užitečných vlastností odlitků lze dosáhnout izostatickým lisováním za tepla, tzn. hippováním. Takto lze napravit licí vady dodatečně po odlití a zároveň lze u většiny případů snížit rozptyl vlastností až téměř k hodnotám obvyklým u tvářených materiálů.

Hořčík a jeho slitiny

O hořčíku se stále ještě mluví jako o kovu budoucnosti. Po Li je Mg kov s nejmenší hustotou 1740 kg.m^{-3} . Poměrně špatná tvařitelnost za studena souvisí se š.t.u. mřížkou. Teplota tavení je 650°C . Zatím co využití čistého hořčíku v průmyslu je minimální, hořčíkové slitiny na významu skutečně nabývají. Nejrychlejší nárůst spotřeby je v posledním desetiletí především v automobilovém průmyslu, spotřeba roste i v leteckém a strojírenském průmyslu. Za největší výhodu je považována nízká hustota v kombinaci s dobrou pevností i tuhostí i za zvýšených teplot. Výhodou je rovněž velmi dobrá schopnost tlumení vibrací (a tím např. i snižování hluku) a minimální setrvačné síly především u součástí, které jsou určeny pro provoz při vysokých rychlostech. Nevýhodou je malá odolnost proti korozi. Zdokonalené technologické postupy umožnily v posledních letech vyrábět součásti z hořčíkových slitin vysoké čistoty, což tuto nevýhodu do značné míry eliminuje. Rozhodující podíl ve spotřebě pro konstrukční účely mají slitiny slévárenské. Rozdíly v chemickém složení mezi slévárenskými slitinami a slitinami určenými k tváření nejsou významné. Použití tvářených slitin bývá zpravidla vyhrazeno nejnáročnějším konstrukcím v leteckém a kosmickém průmyslu.

Tabulka 4-XII Vybrané slitiny hořčíku a jejich vlastnosti

Typ slitiny	stav V=vytvrženo	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{10} [%]
MgAl8Zn	T, V	150	230	3
	Y, V	220	340	9
MgAl6Zn6	P, V	115	235	3
MgTh3Zr	P či K, V	105	220	8
MgRE3Zn3Zr	P či K, V	110	160	2
MgZn5Zr	L, V	305	365	11

T - tlakové odlitky
Y - výkovky
P - odlitky do písku
K - odlitky do kokil
L - výlisky

Vzhledem k vysoké rozpustnosti hliníku a zinku v Mg v tuhém stavu jsou nejrozšířenější slitiny legované na bázi Mg-Al-Zn. Dalším legujícím prvkem je často Mn, který zlepšuje korozní odolnost těchto slitin. Přísada Mn bývá do 0,5 %. Pro speciální účely byly kromě těchto základních slitin vyvinuty slitiny

legované zirkoniem, thoriem a prvky vzácných zemin (RE). V poslední době se uplatňují i hořčíkové slitiny legované yttriem, které vykazují velmi dobrou odolnost vůči korozi a navíc je lze používat i při vyšších teplotách. Jejich největším nedostatkem je příliš vysoká cena. U všech slitin se uplatňuje vytvrzování, kdy po rozpouštěcím žíhání při teplotě $400 \pm 20 \text{ }^\circ\text{C}$ následuje umělé stárnutí při teplotách 150 až $200 \text{ }^\circ\text{C}$. Nejčastější způsob odlévání je lití pod tlakem, používá se však i lití do písku či kovových kokil. Oproti slévárenským slitinám hliníku jsou hořčíkové slitiny lépe slévateľné, netvoří mikrostažení a všeobecně mají lepší obrobiteľnosť.

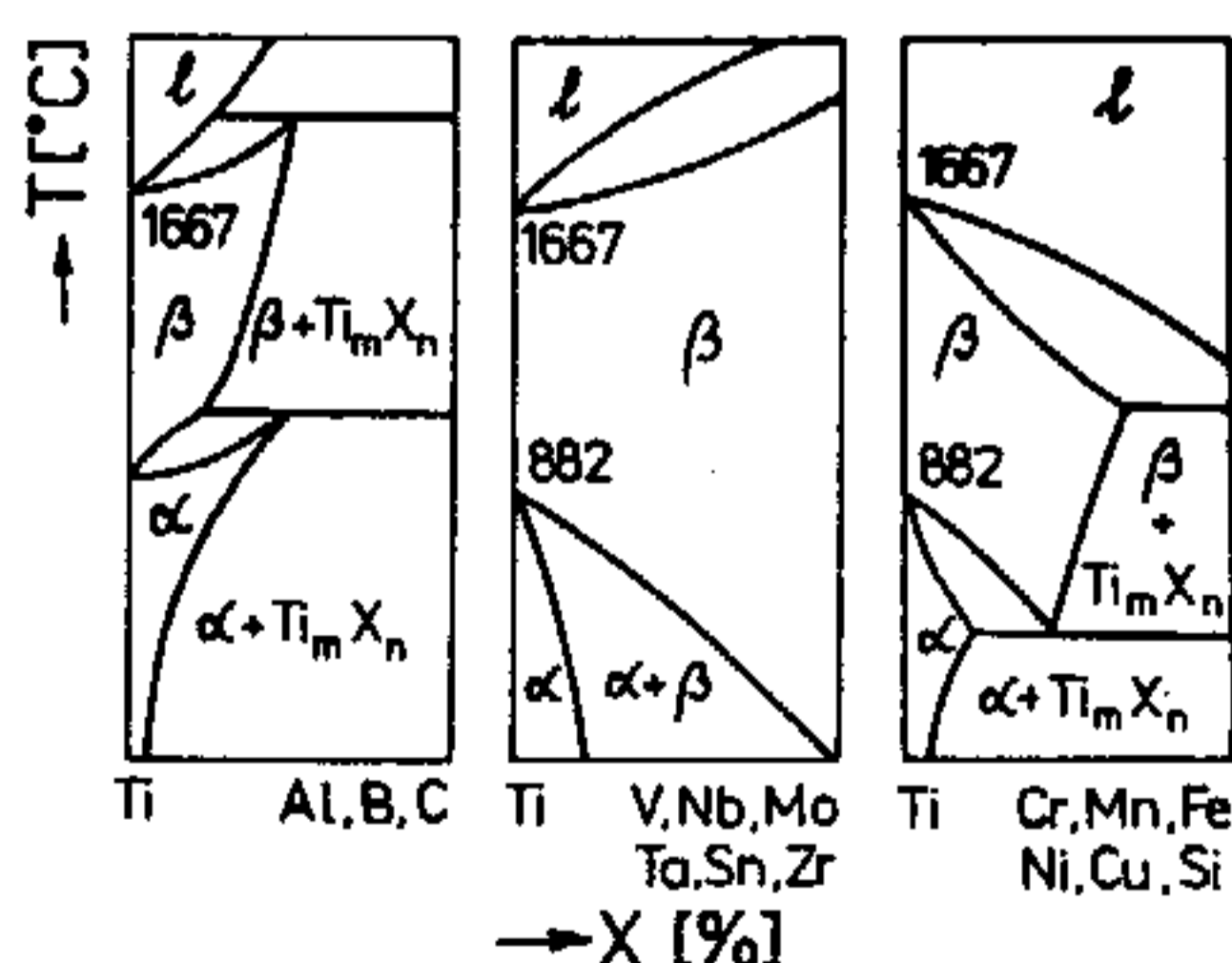
V tab.4-XII jsou uvedeny typické příklady slitin s charakteristickými vlastnostmi po umělém stárnutí.

Titan a jeho slitiny

Přestože titan byl objeven již na konci 18.století, v ČR jeho výroba začala až po druhé světové válce. Titan je zdravotně nezávadný a je prakticky jediným kovem odolávajícím chloru a chlorovým sloučeninám. Proto je hlavní použití čistého Ti v chemickém průmyslu. Používá se i v potravinářském a farmaceutickém průmyslu, lze z něj vyrábět i některé chirurgické nástroje a protetické součásti. Velmi významnou předností je nízká hustota $4500 \text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$. Teplota tavení je udávána $1668 \pm 50 \text{ }^\circ\text{C}$. Slitiny titanu jsou polymorfní se dvěma základními rovnovážnými fázemi β (š.t.u.) a α (k.t.s.) s teplotou přeměny $882 \text{ }^\circ\text{C}$.

Titan je materiál velice drahý, slitiny jsou v podstatě použitelné v teplotním rozmezí -240 až $+500 \text{ }^\circ\text{C}$, aniž by docházelo k významné degradaci např. vysokých pevnostních charakteristik. To je proto předurčuje, spolu s nízkou hustotou, ke speciálnímu použití v leteckých raketových konstrukcích a motorech. Např. v USA tvoří tato spotřeba 90 % z celkové spotřeby Ti.

Technologie výroby polotovarů z Ti a jeho slitin je vysoce náročná a vzhledem k chemickému složení a tím i výsledné struktuře značně komplikovaná. Tepelné zpracování obvykle spočívá v kalení a popouštění, často se používá rekrystalizační, stabilizační i žíhání na odstranění vnitřních pnutí. Slitiny titanu lze i nitridovat. S výhodou se používá i tepelně mechanické zpracování.



Obr.4-25 Základní druhy binárních rovnovážných diagramů Ti-X

Slitiny titanu se obvykle rozlišují podle toho, jak se s přidanou legúrou stabilizuje buď α nebo β fáze. Mezi prvky stabilizující α fázi patří zejména Al, z nečistot pak N, C, O. Naproti tomu V, Mo, Nb a pod. rozšiřují oblast fáze β , Cr, Fe, Mn atd. také stabilizují, ale rovnovážné diagramy jsou komplikovány eutektoidní přeměnou (obr.4-25).

Vzhledem k vysokému počtu titanových slitin jsou v tab.4-XIII uvedeny pouze nejpoužívanější slitiny titanu pro všechny 3 základní skupiny s charakteristickými vlastnostmi, tepelným zpracováním a příklady použití.

Tabulka 4-XIII Vybrané slitiny titanu, tepelné zpracování, vlastnosti a použití

Typ slitiny	struktura	stav	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_{10} [%]	Použití
TiAl5Sn2,5	α	Ž	795	825	10	v měkkém stavu (Ž) 200 až 550 °C
TiAl6Zr11NbMoSi		Ž	950	1000	9	výkovky, kryogenní technika, svařitelné
TiAl6V4	$\alpha + \beta$	Ž	900	990	30	do 450 °C, složité součásti, odlitky
		V	1025 až 1150	1100 až 1250	2 až 5	
TiMo11Zr6Sn5	β	Ž	1150	1200	10	superplastické deformace, plechy
		V	1400	1500	3	

Ž - žihání na měkký stav, K - kaleno, V - vytvrzeno

4.2.4 Technicky významné neželezné kovy a slitiny

Olovo - je nejměkčí technický kov (R_m 12 MPa) s vynikající odolností vůči koncentrované kyselině sírové. Tato odolnost je tím větší, čím je Pb čistší. Je jedním z několika neželezných kovů, který se v ČR vyrábí z vlastních surovin. Pro malou resp. nepatrnou pevnost se nádrže či jiné části chemických zařízení vyrábějí z nosného kovu - ocelí a olovem se buď plátují nebo pokovují. Další významnou předností Pb je jeho odolnost vůči vlhkosti a působení vod a atmosféry, čehož se využívá na opláštění kabelů. Velká atomová hmotnost předurčuje olovo na použití na ochranné kryty vůči záření jak v jaderném průmyslu, tak i v lékařství. Značná část olova se používala při výrobě akumulátorů. V současné době již převažuje použití na výrobu měkkých pájek a kompozic.

Měkké pájky - jsou pájky s teplotou tavení pod 500 °C. Nejběžnějším typem měkkých pájek jsou slitiny cínu s olovem. Tyto pájky jsou vhodné na pájení mědi a jejích slitin, zinku, oceli apod. Podmínkou dobré přilnavosti je kovově čistý povrch spájených kovů. Obsah cínu se v měkkých pájkách pohybuje od 4 do 99 %. Speciální pájky mohou mít jako další přísady Ag, Cd, Bi. Pájky s nízkým obsahem cínu do 30 % se používají na klempířské práce. Pájky se 62 % Sn, tedy pájky odpovídající eutektické slitině nejlépe zatékají a jsou také nejpevnější. Pájky s vyšším obsahem cínu jsou poměrně drahé a proto se jich používá u namáhaných součástí - např. u chladičů motorových vozidel. Pro pájení výrobků, které přicházejí do styku s potravinami se používá pájek s obsahem Sn 90 %.

Olověné kompozice - se vyrábějí ze slitiny Pb-Sb. Pro zlepšení vlastností se dolegovávají dalšími kovy. Např. Cu v množství 1 až 5 % zvyšuje tvrdost ložiska vytvořením sloučeniny Cu_2Pb . Pracovní teplota ložisek s touto kompozicí nemá být vyšší než 60 °C. Vlastnosti olověných kompozic lze dále zlepšit přísadou 2 až 20 % Sn. Kompozice se vylévají v tenkých vrstvách (do tl. 1 mm).

Tvrdé pájky - se dělí na mosazné, stříbrné a hliníkové. Mosazné pájky se používají pro běžné účely. Pracovní teplota se pohybuje v závislosti na složení pájky od 800 °C (CuZn64) do 940 °C (CuZn40Ag). Hliníkové pájky (AlSi5 a AlSi12) mají pracovní teploty 580 až 630 °C a slouží k pájení Al, Al-Mn, AlSi a AlMgSi. Nejlepší pájky jsou pájky stříbrné, protože mají poměrně nízkou teplotu tání, dobré pájecí i mechanické vlastnosti, dobrou elektrickou vodivost i odolnost

proti korozi. Nevýhodou je jejich vysoká cena a proto se používají především v elektrotechnice a při pájení titanu a jeho slitin. Obsah stříbra se pohybuje od 10 do 99,5 %, hlavními legurami jsou měď a zinek.

Zinek - má velmi dobrou odolnost vůči atmosférické korozi a proto se používá na pozinkování obalových plechů, na klempířské výrobky, ve stavebnictví (okapy, střechy) a při antikorozi úpravě karoserií automobilů. Významné je i jeho použití na zinkografické desky a kalíšky suchých baterií. Hexagonální mřížka způsobuje zhoršení plasticity za studena a značnou anizotropii.

Důležité jsou slévárenské slitiny legované na bázi Zn-Al a dalšími prvky (Cu, Mg) používané pro výrobu složitých odlitků v automobilovém průmyslu (karburátory) i ve strojírenství.

Nikl - čistý Ni má dobrou korozní odolnost a stálost na vzduchu i za vyšších teplot. Na výrobky z čistého Ni se spotřebuje do 13 % z celkové potřeby Ni pro plátování ocelí a na různá chemická zařízení pracující v alkalickém prostředí. Největší část Ni (cca 60 %) se spotřebuje jako legura k ocelím. Zbytek se využívá při výrobě slitin.

Niklové elektrolyticky vyloučené povlaky jsou jedním z nejdříve používaných způsobů povrchové ochrany kovů proti korozi, přičemž zároveň mají i ozdobnou funkci.

Nikl je součástí celé řady slitin se speciálními fyzikálními vlastnostmi. Jedná se např. o slitiny pro výrobu termočlánků, odporové a magnetické.

Termočlánkové slitiny Ni - jsou např. slitiny Ni s cca 9 až 11 % Cr mající největší kladnou elektromotorickou sílu vzhledem k platině. Obvyklý obchodní název těchto slitin je chromel. V termočlánku bývá chromel spojován se slitinou NiAl₂Mn₂Si₁, zvanou alumel. Termočlánek je použitelný v rozsahu od 300 do 1000 °C.

Odporové slitiny - základní odporovou slitinou je slitina Ni-Cr s 20 % chromu, známá pod obchodním označením chromnikl. Vyrábí se z ní dráty, tyče a pásy pro různé druhy odporů. Přísada Cr zvyšuje elektrický odpor Ni, dále i žárupevnost a žáruvzdornost až do intervalu použití 1100 až 1150 °C. Měrný elektrický odpor se od 20 °C až po teplotu 1150 °C mění v rozsahu do 8 %.

Magnetické slitiny - se dělí na magneticky měkké a tvrdé. Magneticky měkké slitiny se používají ve sdělovací a vysokofrekvenční elektrotechnice, kde se vedle nízkých ztrát vyžaduje i vysoká počáteční permeabilita a často i vysoká stálost permeability. Základem jsou binární slitiny Ni a Fe s obsahem Ni od 36 do 77 % často legované Cu, Cr, Mo (do 5 %) - PY 36 až PY 79 M, známé pod obchodním názvem permalloy. Magnetické vlastnosti jsou závislé na konkrétním obsahu základních legur a na obsahu nečistot. Permeabilita μ se mění od $7 \cdot 10^3$ do $2 \cdot 10^5$, koercitivita H_C [A.m⁻¹] od 30 do 0,5. Slitiny se používají např. v jádrech transformátorů, jako magnetické hlavy pro magnetofony, paměti počítačů apod.

Magneticky tvrdé materiály jsou legovány na bázi Al-Ni-Fe a Al-Ni-Co-Fe. Magneticky tvrdé slitiny se vyrábějí převážně jako odlitky.

4.3 Výrobní a zpracovatelské technologie

Tato kapitola pojednává o vybraných metalurgických procesech včetně předkové 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 vysokopeční produkt) a ocelového odpadu. Při ocelářském procesu se obsah uhlíku snižuje na 0,03 až 1,5 %, u dalších doprovodných prvků max. na 0,9 % Mn, 0,5 % Si, 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 snížení či odstranění nežádoucích prvků probíhá oxidací. Klesá obsah C, Mn, Si a P. Pokles fosforu je podmíněn použitím zásadité strusky (CaO). Druhou fází je rafinační (desoxidační) perioda. Její součástí je i odsíření. Dezoxidačními činidly jsou feroslitiny Mn a Si, část kyslíku se odstraňuje Al či komplexními slitinami. Moderní procesy využívají k desoxidaci prvků vzácných zemin (Ce, La, Pr, Nd) nebo syntetické strusky.

Do padesátých let se většina oceli vyráběla v Siemens-Martinových pecích. Dlouhé trvání tavby (6 až 8 hod) i při velké kapacitě SM pecí (až 900 t) jsou však příčinou útlumu tohoto ocelářského postupu. Původní Bessemerovy konvertory, 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 produkce 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 letech 1950 až 1952 v rakouském Linzi a Donauwitzu. Odtud označení LD proces, při němž je čistý kyslík (99,2 až 99,6 %) vhnán tryskou 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.

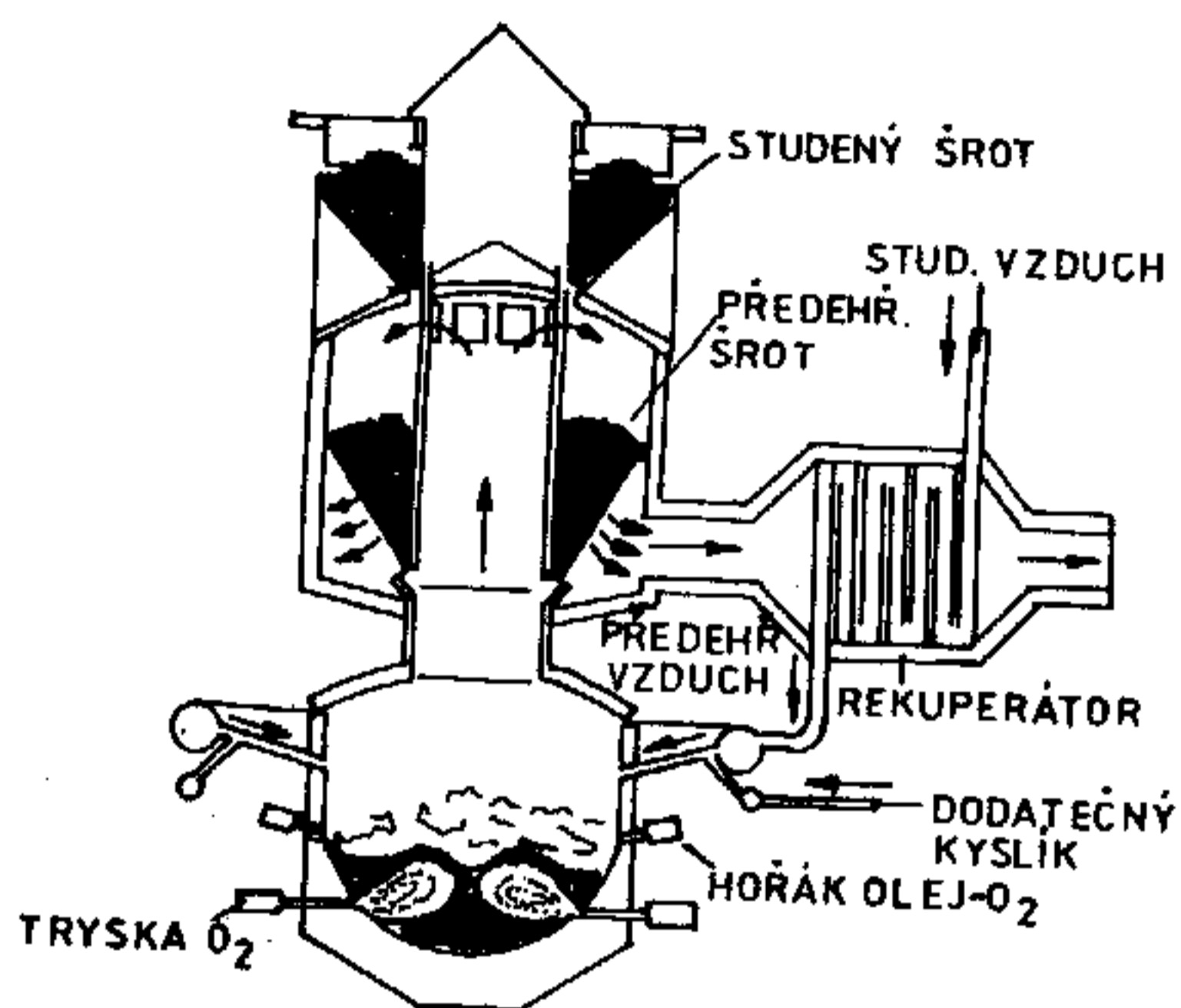
Při zpracování surových želez o vysokém obsahu P (asi 2 %) se používají modifikace LD procesu. Např. švédského procesu KALDO (Kalling-Domnarvert) se při úzkém sklonu kyslíkové trysky k povrchu lázně používá ještě dofoukávání mletého vápence. Kyslík proniká jen do menší hloubky taveniny, promíchávání kovu a strusky je intenzivnější. Úplnou oxidací CO na CO₂ se zvětšuje tepelný přínos, což umožňuje použití až 48 % šrotu ve vsázce.

Další zvyšování podílu šrotu je umožněno kombinovaným dmýcháním kyslíku, fosilních a ušlechtilých paliv. Modifikovaný proces KMS/KS (Klöckner) umožňuje bez obvyklého autotermického surového železa až 100% podíl tuhé vsázky šrotu. Jinou alternativou je např. proces KVA (Klöckner-Voest-Alpine), kde tavení probíhá v konvertoru, u jehož dna je přívod palivo-kyslíkového hořáku. Nad kladinou taveniny jsou kyslíkové či vzdušné trysky, vylepšující tepelnou bilanci zařízení. Tavenina odtéká ke zpracování v LD konvertoru.

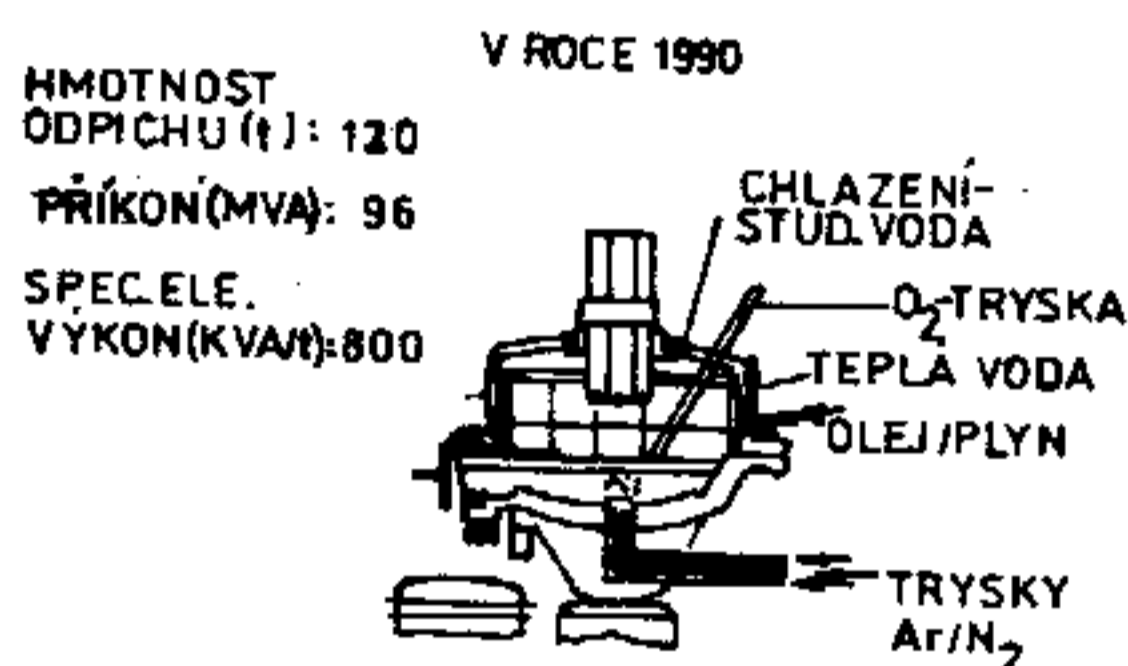
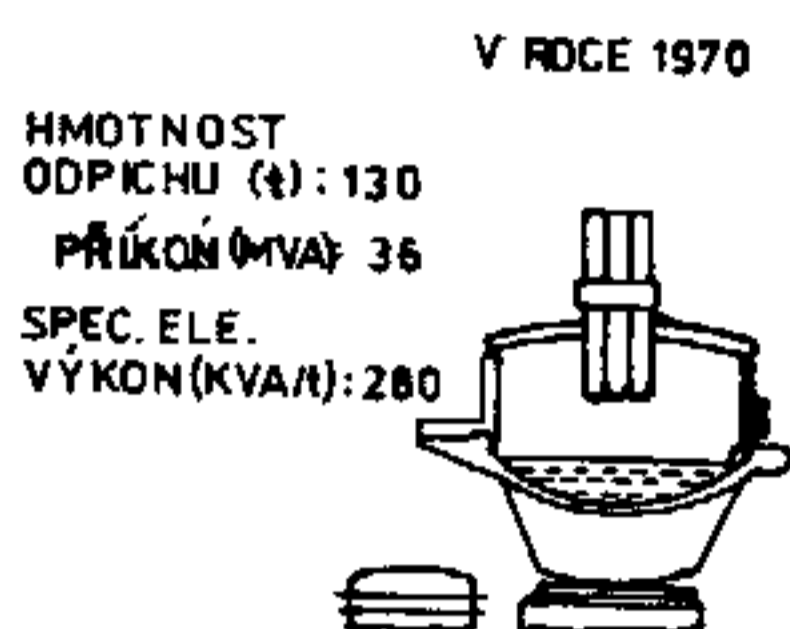
Modernizaci ocelářských procesů charakterizuje např. systém DCF (Dwarf

Optimizing Furnace) vyvinutý v Korf-Lurgi Stahl pro minihutě (obr.4-26). Kombinace šachtového předehřevu šrotu s tavným procesem konvertorového typu, umožňuje variabilní poměr mezi vsázkovým surovým železem či šrotem. Odpich z EOF umožňuje přibližné legování, oduhličení, dezoxidaci (Si a Al) 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 jak SM oceli, především nižším obsahem N, H ale i obsahy nežádoucích doprovodných prvků jako jsou Sn, Pb, As, Sb.



Obr.4-26 Schema systému EOF



Obr.4-27 Vývoj elektrické obloukové pece

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).

Trend růstu výkonových parametrů obloukových pecí je zřejmý z obr.4-27. Vodou chlazený plášť pece, přívod kyslíku a ušlechtilých paliv nad lázeň i prodávání Ar a N lázni vede především k prudkému růstu produkce a kvality oceli. Specifický příkon až 800 kVA/t umožňuje prudké 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 jejich ochlazováním se jejich spotřeba snižuje z 5,0 na 1,5 kg/t.

Výroba oceli v indukčních pecích

Středofrekvenční (500 až 8000 Hz) a nejrozšířenější vysokofrekvenční (300 až 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 tav-

by 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 a k zvýšení jeho kvality se přidává 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.

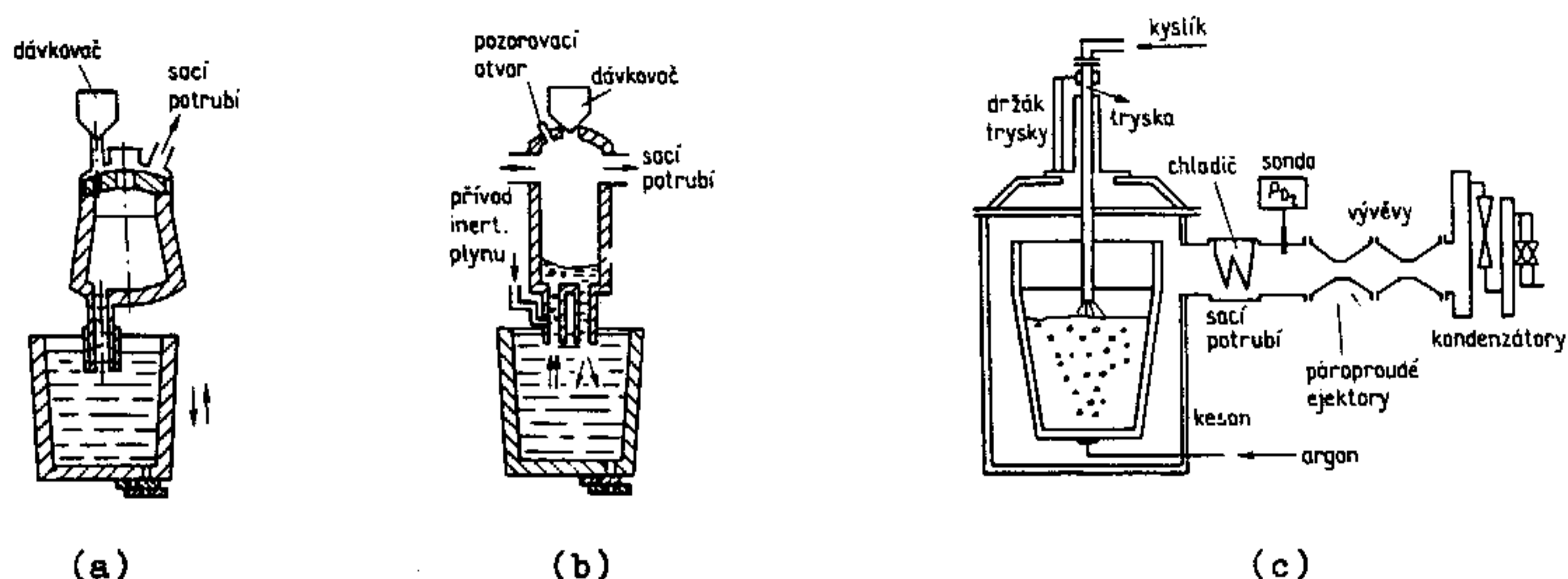
Dalším postupem je injektáž plněnými profily. Do pánve se přivádí speciální podavači Al-dezoxidátor. K modifikaci zbylých vměstků slouží profil plněný CaSi. Homogenizaci oceli zajišťuje dmýchání inertního plynu porézní tvárnici ve dně pánve.

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. Snížením 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 :

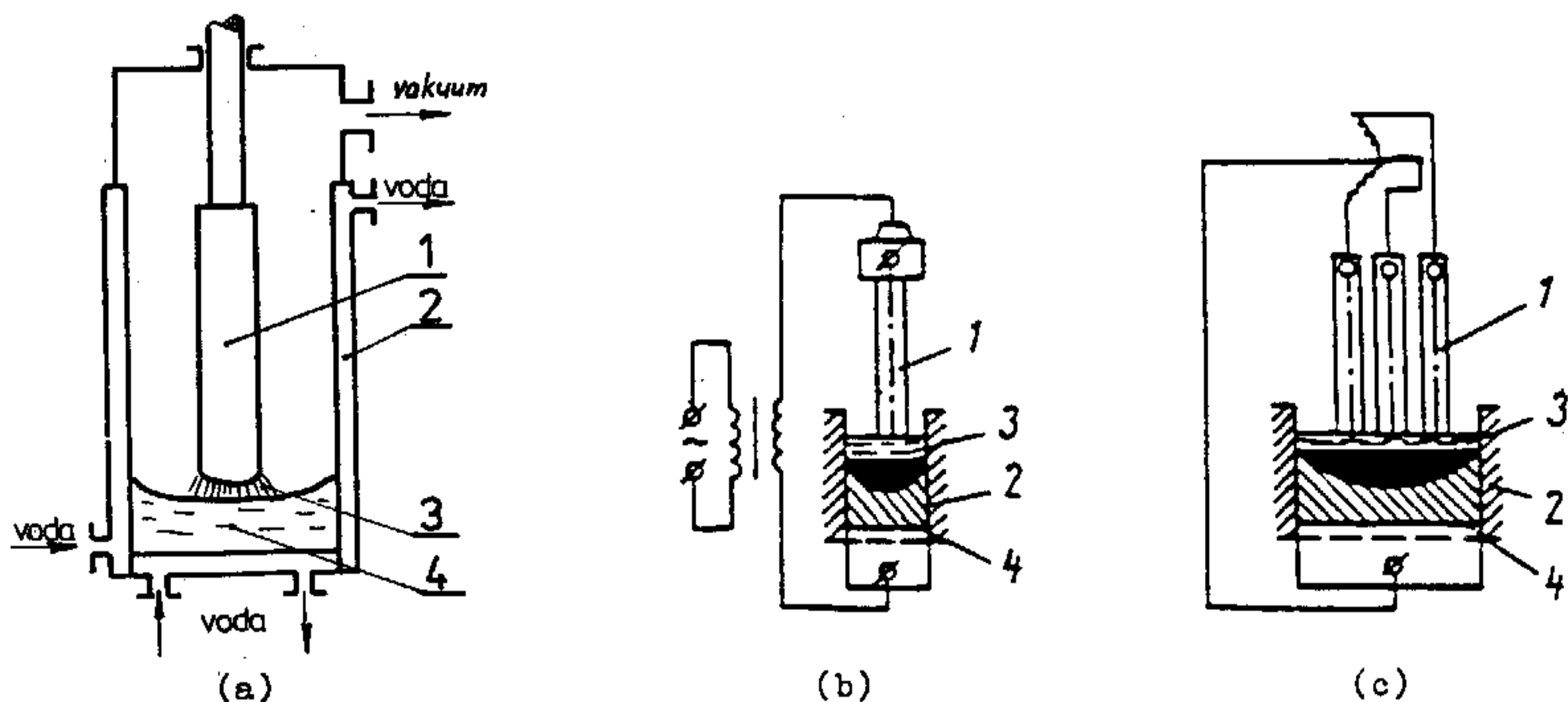
- a) Vakuové odplyňování v kesonu (podtlakové komoře). Do kesonu je obvykle zapojeno i zařízení dávkování feroslitin. Vakuování je doprovázeno intenzivním vařením oceli. Intenzitu pohybu oceli v pánvi uvnitř kesonu lze zvýšit pomocí indukčního míchání.
- b) Vakuové odplynění oceli zdvižným způsobem - DH proces (obr.4-28a).
- c) Vakuové odplynění oběžným způsobem - RH proces (obr.4-28b).
- d) Rafinace postupem VOD (Vacuum - Oxygen - Decarburization). Tento postup byl v ČR označen Vakuvit (Obr.4-28c).
- e) 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 chemickou čistotu, vylučující během tavného procesu styk taveniny s žáruvzdornou vyzdívkou. Většinou se vyrábějí vakuovým indukčním tavením (VIM) s následným vakuovým obloukovým přetavováním (VAR - obr.4-29a) nebo elektrostruskovým přetavováním (ESR - Obr.4-29b,c). Elektrostruskovým přeta-

vování se rafinují i nejkvalitnější oceli. Krystalizátorem většinou bývá vodou chlazená měděná trubka. Modifikací postupů je pak elektrostruskové přetavování ve vakuu (VAC - ESR).



Obr. 4-28 Schema zařízení pro rafinaci oceli (a) DH proces, (b) RH proces) (c) Vakuvit

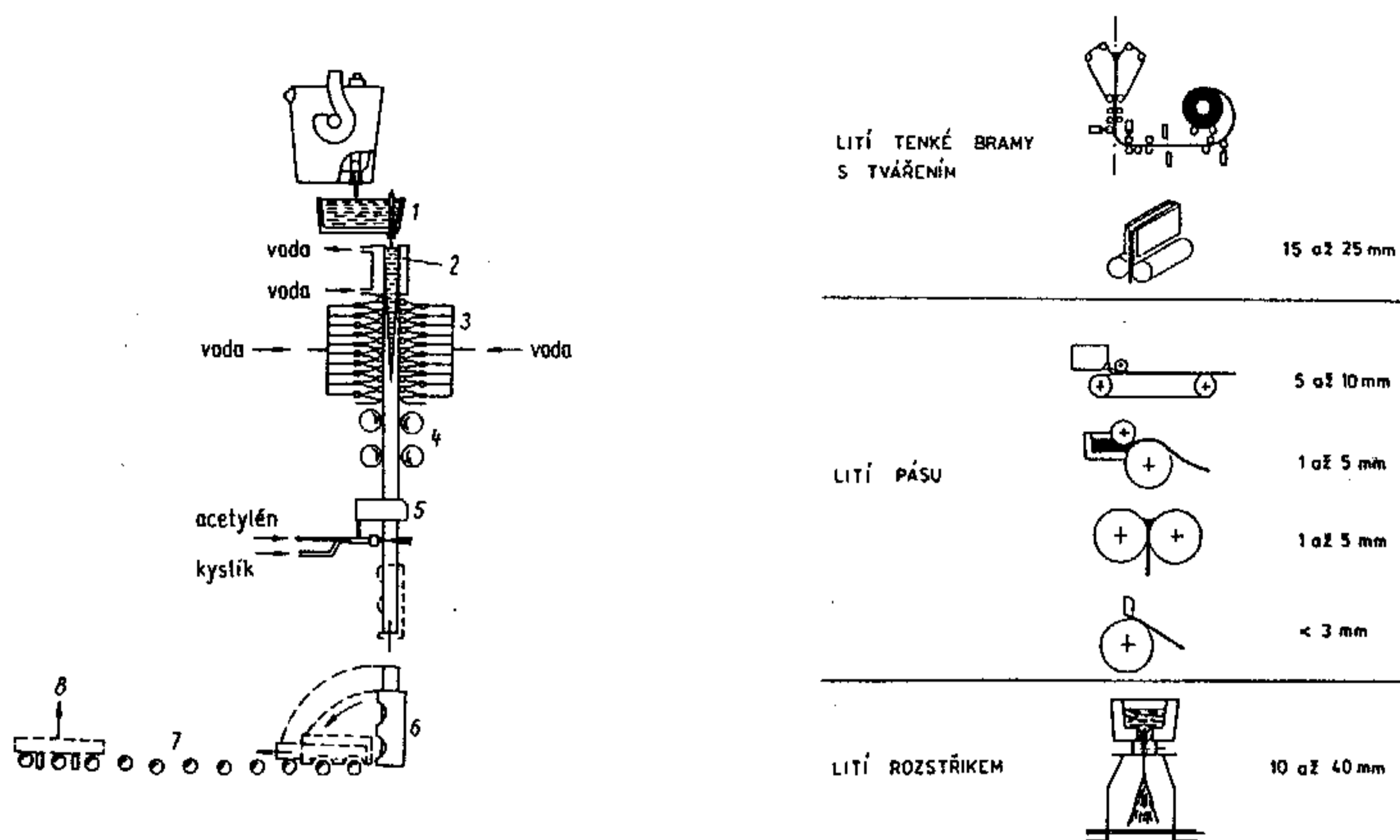


Obr. 4-29 (a) schema VAR, (b) ESR - jednofázové zařízení, (c) ESR - trojfázové zařízení s jedním krystalizátorem; 1 - odtavná elektroda, 2 - krystalizátor, 3 - roztavená struska, 4 - ingot

Během přetavování dochází nejen ke zlepšení chemického složení, ale i k příznivějšímu průběhu krystalizace. Rafinační proces stékající kapky kovu z odtavné elektrody vakuováním či kontaktem s aktivní struskou je doprovázen usměrněnou a bezdefektní mikrokrytalizací.

Výsledné materiálové vlastnosti záleží i na poslední fázi metalurgické výroby materiálu - 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 nahražováno plynulým litím, schematicky znázorněným na obr. 4-30. 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.



Obr. 4-30 (vlevo) Schema zařízení na plynulé odlévání oceli (vertikální typ)
 1 - mezipánev, 2 - krystalizátor, 3 - sekundární chlazení,
 4 - tažné válce, 5 - řezací zařízení, 6 - sklápěcí zařízení,
 7 - válečkový dopravník, 8 - výtah na hutní úroveň

Obr. 4-31 (vpravo) Způsoby lití tenkých bram a pásů

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 (obr. 4-31). 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 následného desetiletí.

4.3.3 Prášková metalurgie

Mladším a velmi dynamickým odvětvím výroby materiálů je prášková metalurgie. Její předností je možnost výroby metalurgicky nemísitelných materiálů, což je důsledkem slinování (sintrace) prášků kovů, keramiky i plastů. Původní termín PM tedy není nejpřesnější, označení PT - práškové technologie se neujalo.

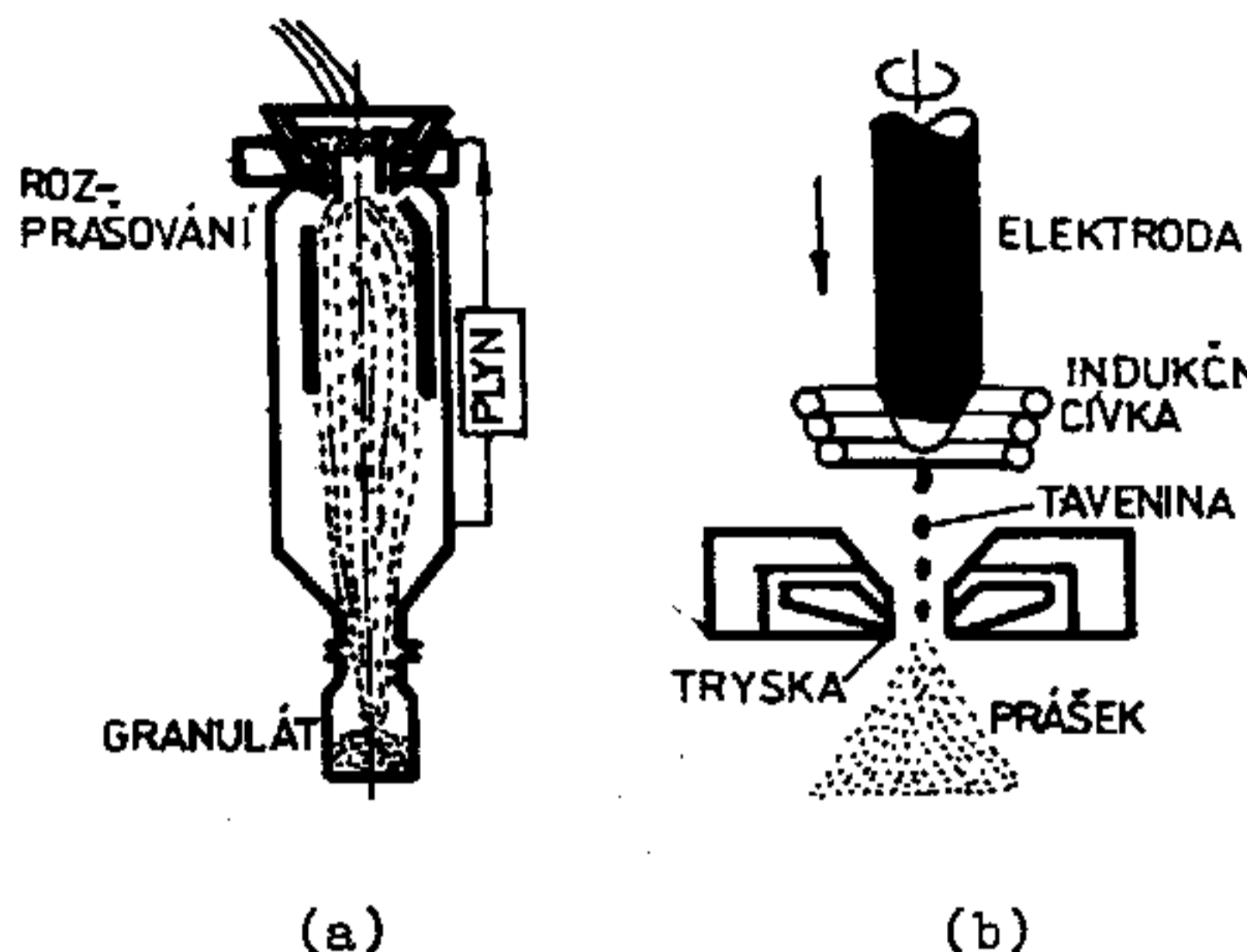
Téměř 100% využitelnost materiálu, nízká energetická náročnost výroby a plná recyklovatelnost provozu jsou důvodem rychlého růstu světové produkce práškových materiálů.

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. Pro 0,5 μm kovové PM dosahují HV30 ≈ 2000.

Základními technologiemi PM je výroba prášků a jejich následné zhutňování a spékání. Nejrozšířenější je prášková metalurgie kovů.

Výroba práškových kovů

Ekonomicky nejvýhodnějším postupem je klasické rozprašování inertním plynem při využití indukční pece (obr.4-32a). Metalurgicky nejčistší prášky (např. Ti a jeho slitiny) však vylučují styk taveniny s keramikou kelímku.



Obr.4-32 Výroba prášků
(a) konvenční rozprašování
(b) postup EIGA

Sanyo Speciál Steel vyvinula systém EIGA - elektronový indukční plynový atomizátor (obr.4-32b), kde lze průtok kovu a geometrii plynové trysky regulovat a dosáhnout např. 80% četnosti požadované velikosti prášku.

Mezi nové způsoby výroby prášků patří

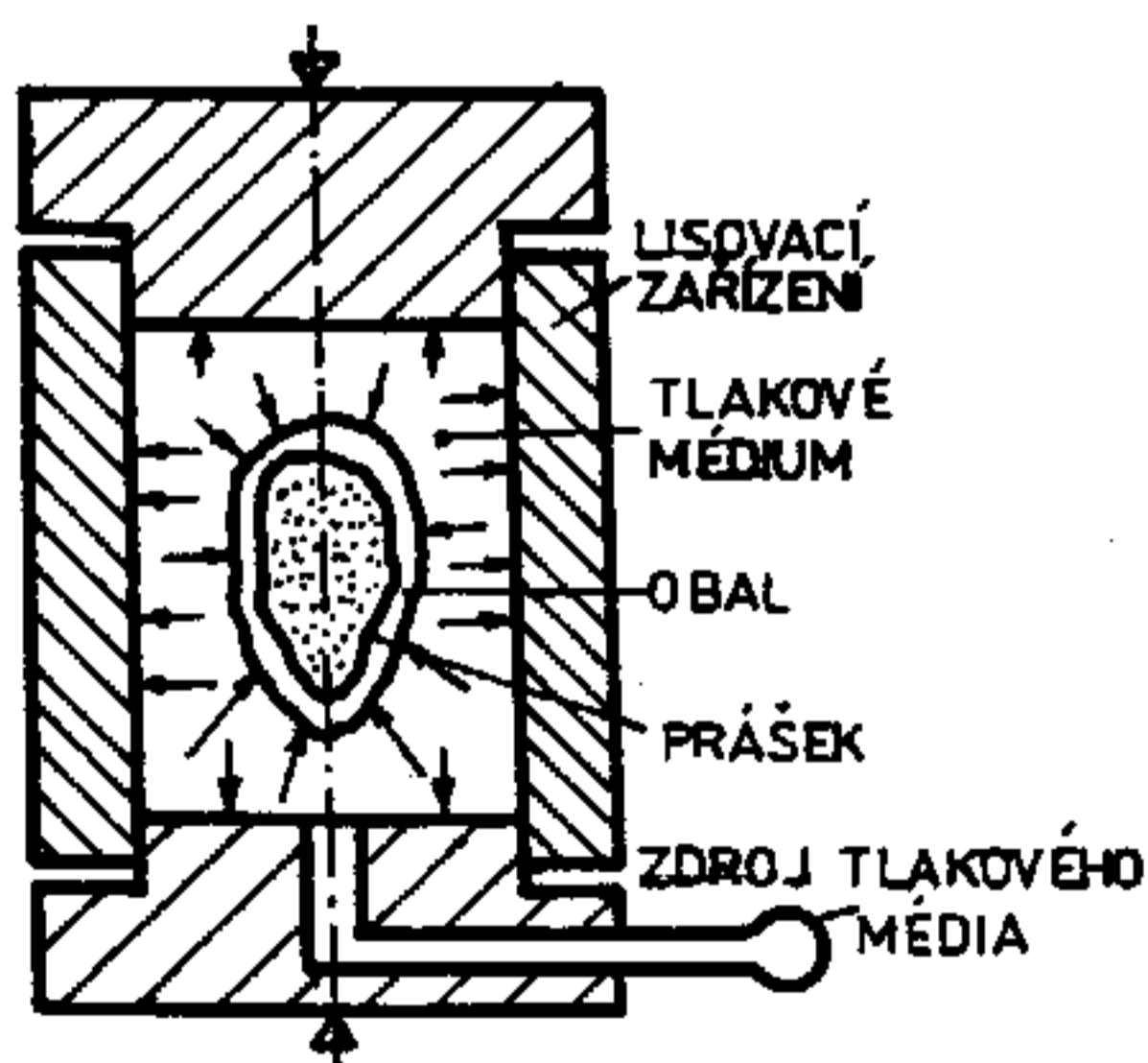
- rychlé ochlazování (RS systém): po ochlazení rychlostí 10^3 až $10^8 \text{K}\cdot\text{s}^{-1}$ má prášek strukturu amorfni,

kvazikrystalickou či mikrokrytalickou při velikosti 1 až 10 μm ;

- mechanické legování (MA systém): umožňuje homogenní "spojení" prášků kovů s keramickými, disperzně zpevňujícími částicemi; přidávání oxidických částic Y_2O_3 či ThO_2 do žárupevných superslitin se nazývá oxidické disperzní zpevňování - ODS.

Zhutňování práškových kovů

Vedle klasického postupu, sestávajícího z konvenčního lisování a následného spékání za tepla se objevuje celá řada speciálních postupů.



Obr.4-33 Schema izostatického lisování

Izostatické lisování. Schematický obr.4-33 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.

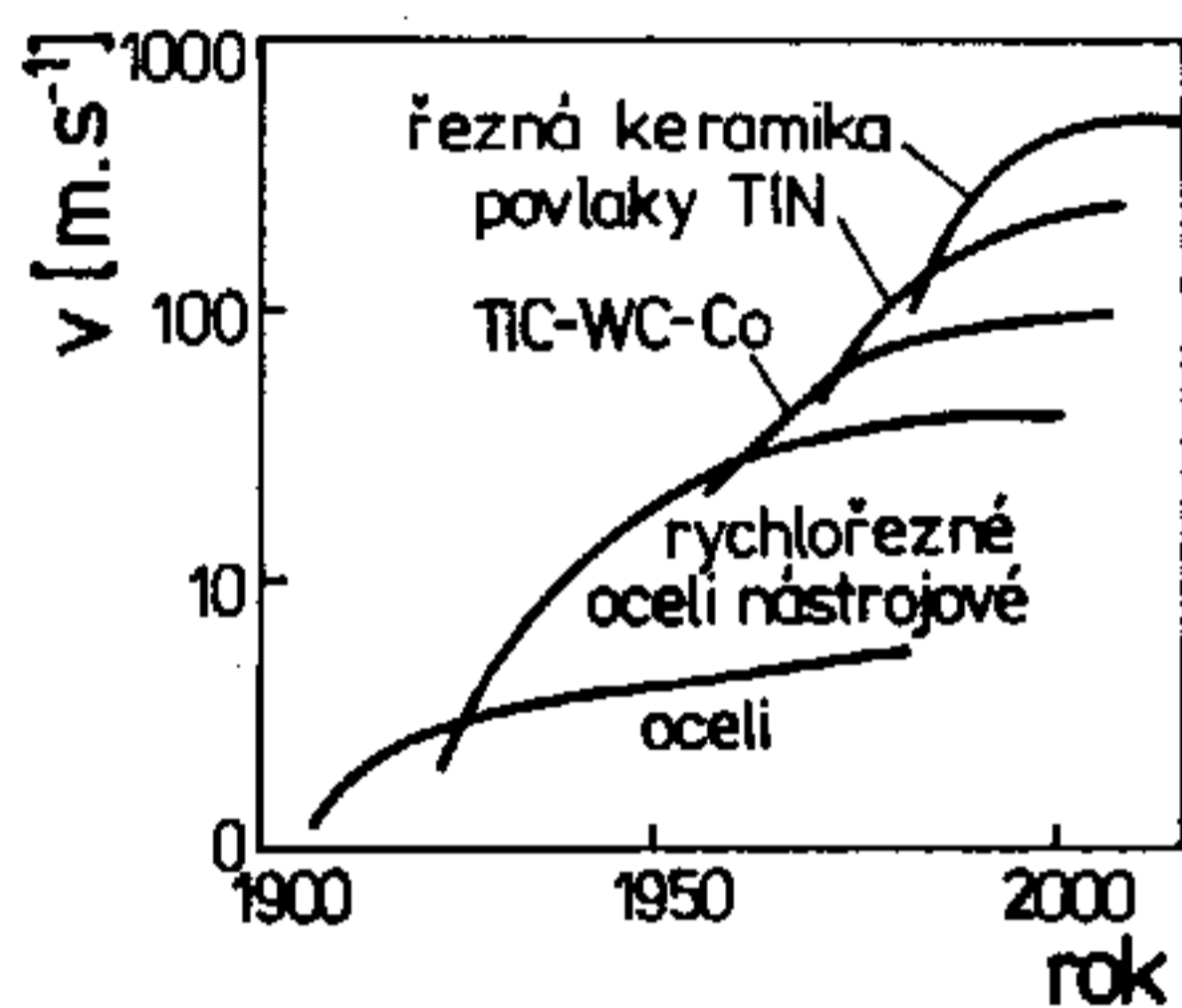
Rázové (dynamické, vysokorychlostní zpevňování). Tzv. explozivní technologií dochází k dynamické konsolidaci prášku. Průchodem tlakové vlny dochází v mezicasticových kontaktech vysokou teplotou k vytvoření kohezních vazeb, při tom jádra prášků zůstávají teplotně neovlivněná.

Spékání za studena. Tato metoda využívá při běžných teplotách vysokých tlaků (až 3000 MPa). Při zhutňování speciálních materiálů (amorfni kovové sli-

tiny, 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.



Obr. 4-34 Vývoj rezných materiálů
v - rezná rychlost, r - rok

Prudký růst produktivity přineslo používání PM materiálů v technologii obrábění, jak je patrné z obr. 4-34.

Největším spotřebitelem práškových materiálů je automobilový průmysl. V USA byla průměrná spotřeba v r. 1994 přibližně 12 kg na jedno auto. V Japonsku tato hodnota činila 6 kg, v Evropě 5 kg. Nejčastější uplatnění je v ložiskových a brzdících součástkách.

Stoupá však aplikace i v součástkách motoru. Jde především o ventily, jejich vedení a sedla, vložkové válce, hlavní ložiska a součásti rozvodů.

Určitým nedostatkem PM je nízká lomová houževnatost. Její nárůst 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 amorfní 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 užitných 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 ocelí i litin v takovém rozsahu, který není možný u žádného jiného kovu nebo slitiny.

Tepelné zpracování lze rozdělit na :

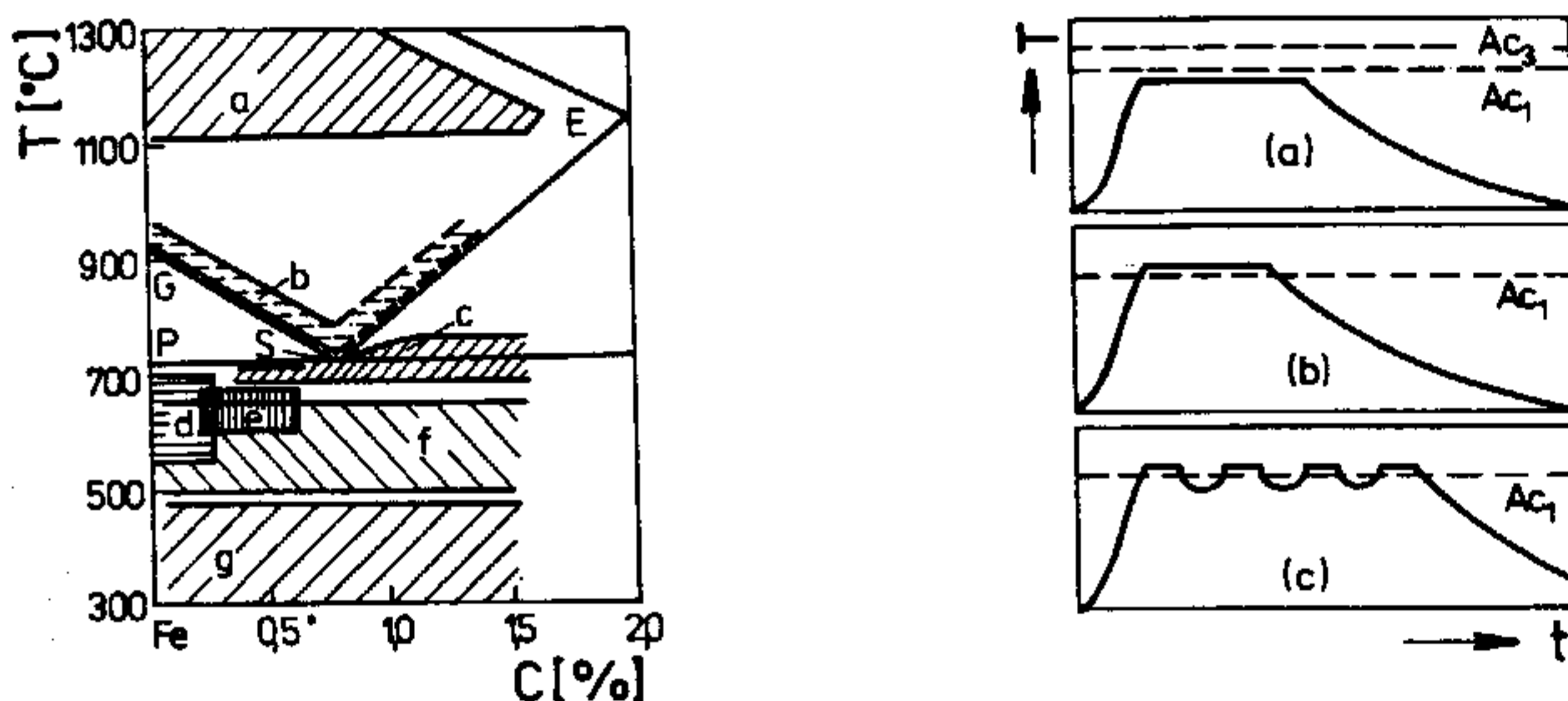
- postupy, které dosahují v porovnání s výchozím stavem rovnovážnější struktury a které se souborně nazývají žihání,
- postupy, směřující ke struktuře o určitém stavu nerovnovážnosti a které jsou označovány jako kalení.

Žihání

Ve většině případů bývá cílem žihání

- snížení nebo odstranění 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.4-35).



Obr.4-35 (vlevo) 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.4-36 (vpravo) Postupy žihání na měkko - (a) podeutektoidní ocel, (b) nad-eutektoidní ocel, (c) vysokolegovaná nástrojová ocel

Podle teploty žihání lze rozdělit všechny druhy žihání na žihání bez překrytalizace omezené zhora teplotou eutektoidní přeměny Ac₁ a na žihání s překrytalizací v teplotním pásmu nad teplotou Ac₃ resp. Ac_m.

Žihání na odstranění zbytkových napětí. Účelem je snížení vnitřních napětí v materiálu při tuhnutí odlitku, chladnutí po tváření za tepla i po tváření za studena, po svařování, ale i v povrchových vrstvách po třískovém obrábění. Při teplotě žihání 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 nutné 2 až 10 h výdrž na teplotě s pomalým ochlazováním, aby se předešlo vzniku nových zbytkových napětí.

Žihání rekrytalizační. Jedná se zpravidla o mezioperační žihání při tváření nízkouhlíkové oceli za studena, které odstraňuje vzniklé zpevnění a regeneruje tvárné vlastnosti. Děje se tak ohřátím na teplotu do oblasti rekrytalizace 550 až 700 °C a výdrží na této teplotě 1 až 5 h. Tímto postupem lze i významně měnit velikost zrna. Zpravidla se žihá tak, aby došlo ke zjemnění zrna.

Žihání na měkko. Uskutečňuje 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 žiháním 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.4-36. Zvýšení teploty nad A_{c1} resp. její kolísání kolem této teploty usnadňuje a urychluje zbalování 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, která je proto náchylná ke tvorbě vnitřních trhlin - vloček (kap.4.1.2). Vločkám lze zabránit dlouhodobým ohřevem (desítky až stovky h) 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 moření je pronikání vodíku do oceli omezené, dá se vodík jednoduše vytěsnit žíháním při 300 °C až 500 °C po dobu 1 až 4 h.

Žíhání normalizační. Patří mezi nejužívanější postupy tepelného zpracování ocelí, protože zajišťuje jemnozrnnou a rovnoměrnou strukturu po odlévání, tváření či dlouhodobém žíhání za vysoké teploty. Klasický postup se užívá výhradně u podeutektoidních ocelí, kdy při teplotě 30 až 50 °C nad A_{c3} a výdrži 1 až 4 h, vzniká jemná rovnoměrná austenitická struktura, která po ochlazení na vzduchu transformuje na jemnozrnnou feriticko-perlitickou strukturu s příznivými mechanickými vlastnostmi. Vyjíměčně 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 ochlazením se zabrání jeho opětovnému vyloučení na hranicích zrn.

Žíhání homogenizační. Snižuje nehomogenitu chemického složení tlustostěnných odlitků, ve kterých došlo k výrazné dendritické segregaci. Dlouhodobým žíháním v rozsahu teplot 1100 až 1200 °C (obvykle asi 200 °C pod solidem) dochází dostatečnou difúzní rychlostí uhlíku i dalších prvků ke snížení odmišení a nežádoucí heterogenity. Výdrž na teplotě se řídí velikostí a tloušťkou odlitku (5 až 100 h) a většinou vede k výraznému zhrubnutí zrna, což vyžaduje následné normalizační žíhání.

Žíhání rozpouštěcí. Tímto žíháním 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 žíháním při teplotách 1050 až 1150 °C s následným rychlým ochlazením k zabránění opětovnému vyloučení fází, se získá čistě austenitická struktura.

Žíhání izotermické. Spojením tří druhů žíhání - normalizačního, na měkko,

na odstranění vnitřních napětí, do jedné operace lze získat homogennější jemnozrnnou strukturu se zlepšenou obrobitelností. Postup začíná normalizačním žíháním, 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 na vzduchu. Proces je zvláště vhodný pro některé střednělegované oceli, které se obtížně žíhají 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 martensitické nebo kalení bainitické.

Důležitým parametrem procesu je kalicí teplota, při které je ocel před ochlazením austenitizována. Správná kalicí 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 kalicí teploty vede ke zvýšení nežádoucích fází v konečné struktuře (ferit) nebo ke zhrubnutí zrna, což vždy přináší zhoršení vlastností.

Ochlazovací rychlost při kalení musí být tak velká, aby zajistila vytvoření požadované martensitické či bainitické struktury, ale aby nezpůsobila trhliny nebo vysoká zbytková napětí. To vyžaduje kalicí prostředí s takovou intenzitou ochlazování (součinitelem přenosu tepla - 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 kalicích trhlin a 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, oxidaci, stárnutí. Mezi klasická chladicí media patří: vzduch, olej, voda a vodní roztoky solí a alkálií. S vývojem nových kalicích 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).

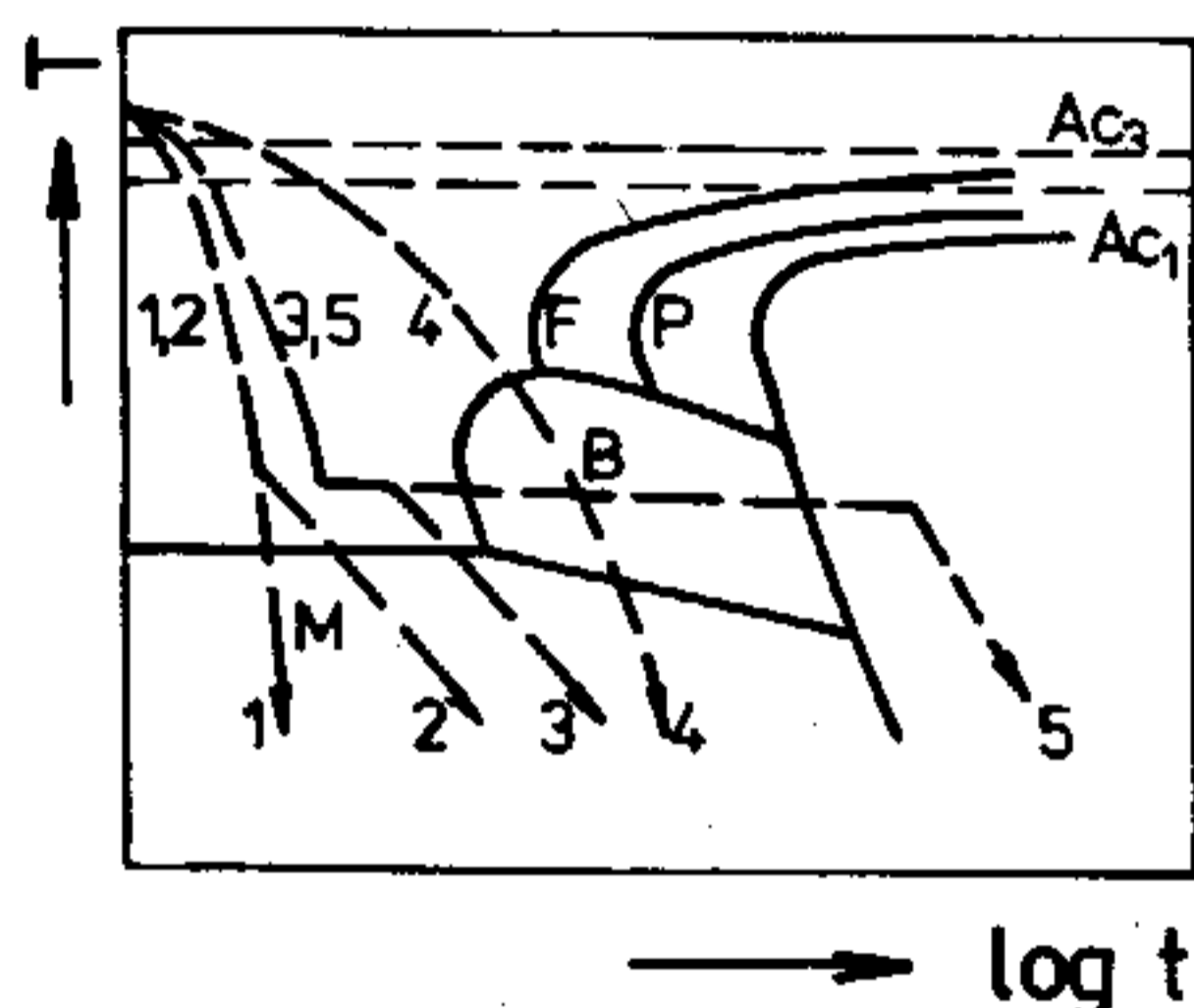
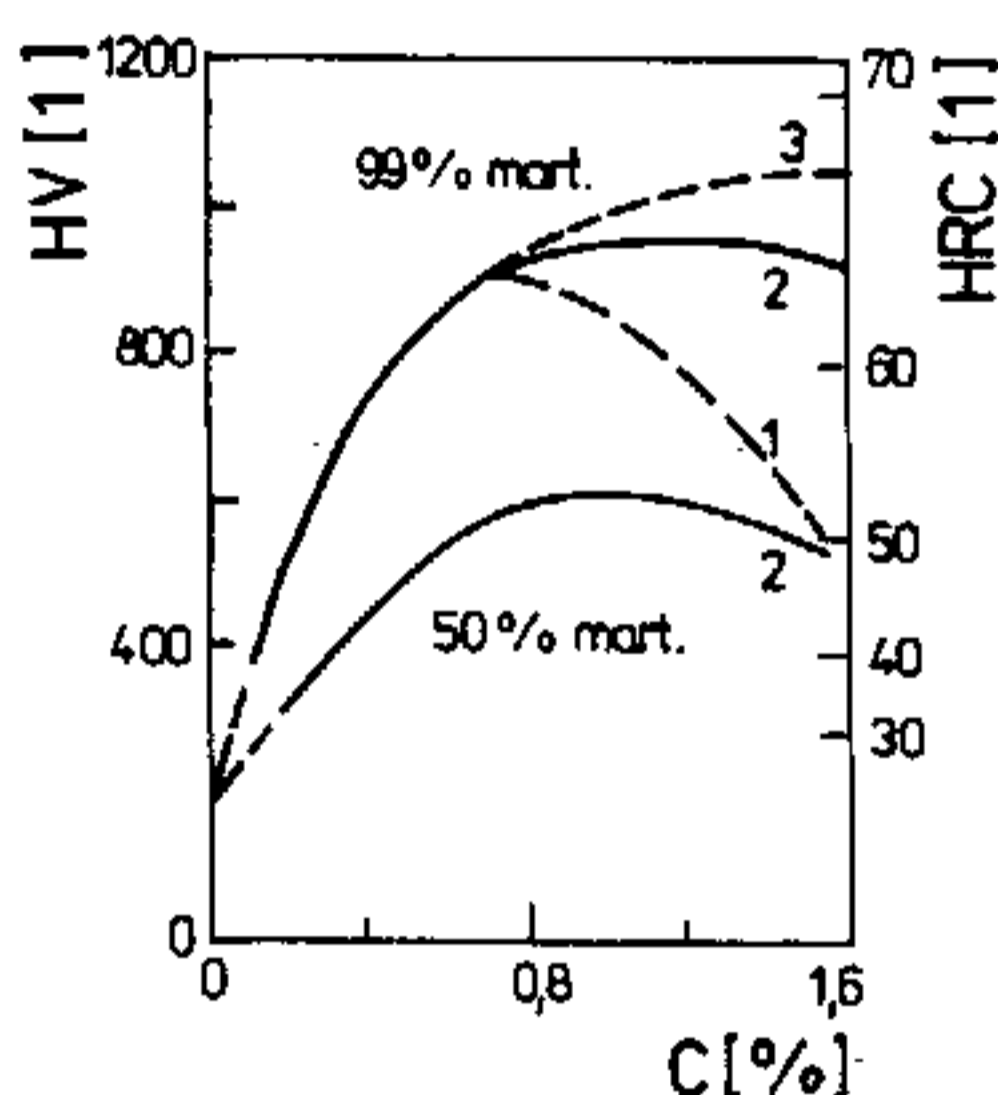
Kalitelnost je schopnost oceli dosahovat ochlazením z austenitizační teploty nerovnovážného stavu.

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.4-37.

Prokalitelnost informuje o možnosti zakalení součásti do určité hloubky nebo v celém průřezu. Za zakalený se obvykle považuje materiál se strukturou tvořenou minimálně z jedné poloviny martensitem. 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 mít vliv i velikost zrna austenitu. Prokalitelnost se zjišťuje buď výpočtem nebo praktickými zkouškami. Nejčastěji se stanovuje Jominiho čelní zkouškou (ČSN 420447), při které se definovaným způsobem ochlazuje standardní válcové zkušební 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.4-13). 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 % martensitu. 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.4-13). Ke srovnání různých ocelí se používá index prokalitelnosti, který respektuje hranice tohoto pásu. Při požadavku na prokalitelnost se uvádí buď minimální a maximální 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.4-38.



Obr.4-37 (vlevo) Tvrdost oceli po kalení
 1 - nadeutektoidní ocel kalená z teplot nad A_{cm}
 2 - nadeutektoidní ocel kalená z teplot nad A_{c1}
 3 - martensit po kalení z teplot nad A_{cm}

Obr.4-38 (vpravo) Druhy kalení
 1 - základní, 2 - lomené, 3 - termální, 4 - nepřetržité bainitické, 5 - izotermické

Oba způsoby kalení, martensitické i bainitické, používají jak plynulé nepřetržité ochlazení až na teplotu ochlazovacího prostředí, tak různé modifikace přetržitého kalení.

Kalení základní (obyčejné) je nejjednodušší, teplota klesá plynule pod M_s , kdy začne transformace austenitu na martensit (obr.4-38, čára 1). Vznikají velká zbytková napětí, maximální deformace a proto není vhodné pro kalení tvarově složitých výrobků.

Kalení lomené (obr.4-38, 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 snižují se tepelná napětí.

Kalení termální (obr.4-38, čára 3) dovoluje vyrovnat teploty v celém objemu kaleného předmětu, snížit tepelná napětí a zmenšit deformace díky prodlevě nad teplotou M_s . Ochlazení v intervalu martensitické přeměny probíhá zpravidla na vzduchu. Postup je vhodný pro tenkostěnné výrobky složitých tvarů z ocelí, které mají bainitickou oblast dostatečně posunutou vpravo.

Kalení zmrazováním vyžaduje dochlazení ve zmrazovacích lázních (až na $-70\text{ }^{\circ}\text{C}$), které má zabránit stabilizaci ZA u ocelí s nízkými teplotami M_s a M_f . Aplikuje se na výrobky pracující při záporných teplotách, u měřicích nástrojů a u ocelí na ložiska, kde se vyžaduje tvarová stabilita.

Kalení nepřetržité bainitické se provádí u ocelí s bainitickou oblastí významně posunutou doleva (obr.4-38, čára 4). Výslednou strukturu tvoří směs bainitu, martensitu 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.4-38, čára 5). Tepelná i strukturní 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 klasickým 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 martensitickému zpevnění na povrchu součásti, 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 martensitu a k přeměně zbytkového austenitu (kap.4.1.2). Změny struktury a z nich vyplývající změny mechanických vlastností závisí především na výši popouštěcí teploty. Z technologického hlediska existuje :

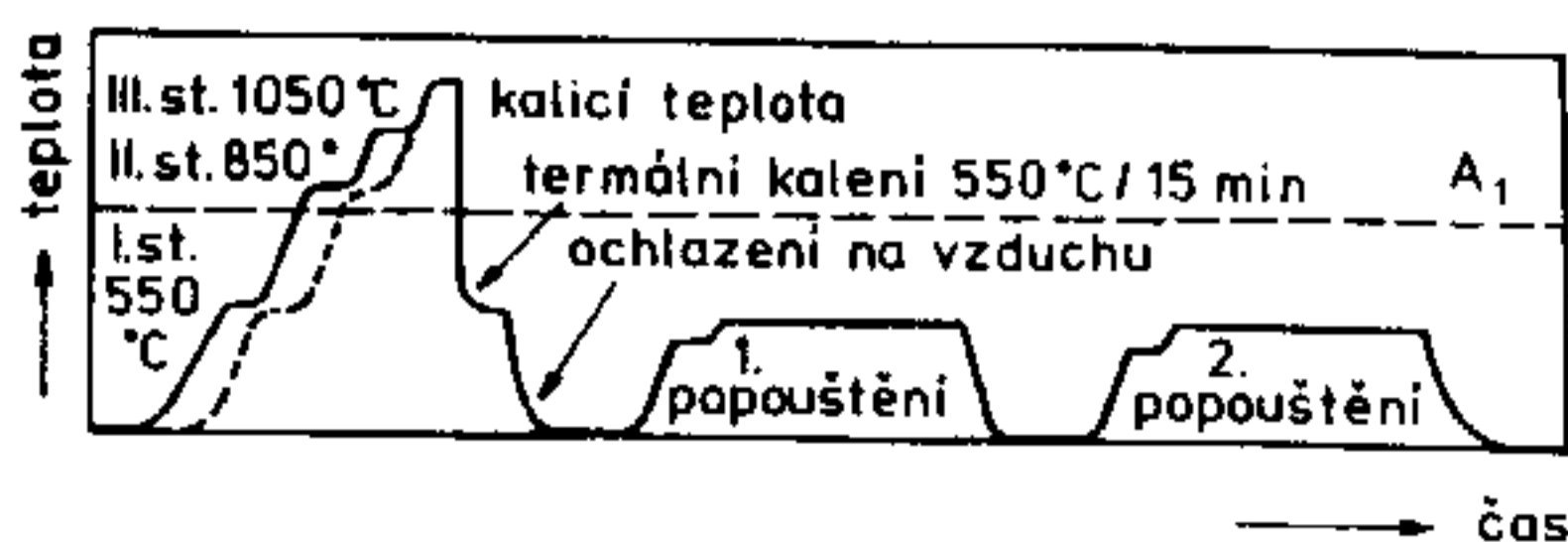
- popouštění při nízkých teplotách (do 300 až $350\text{ }^{\circ}\text{C}$), které snižuje zbytková napětí po kalení, zmenšuje obsah ZA a stabilizuje rozměry,
- popouštění při vyšších teplotách (nad $450\text{ }^{\circ}\text{C}$), při kterém dochází k úplnému rozpadu martensitu, což se projevuje znatelným 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 martensitického 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 žihání, 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 martensitické vytvrditelné oceli s velmi nízkým obsahem uhlíku typu maraging.



Obr. 4-39 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 rezivosti a nejvhodnějších mechanických vlastností. Rychlořezné oceli díky vysokému obsahu legur vyžadují odlišný postup zpracování. Ohřev na kalící teplotu musí být stupňovitý, kalení se provádí na vzduchu nebo termálně v solné lázni a závěr obstarává několikanásobné popouštění (obr. 4-39).

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 strukturních přeměnách vznikly nové postupy, které se označují jako nekonvenční, a které se snaží dosáhnout struktury o optimální kombinaci vysokých pevnostních a tvárných vlastností.

Kalení v magnetickém poli využívá spolupůsobení silného magnetického pole při přeměně paramagnetického austenitu na feromagnetický martensit.

Rychlá austenitizace a kalení spočívá v rychlém ohřevu (až 1000 °C/s) běžně zakalené oceli na 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 ochlazená 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

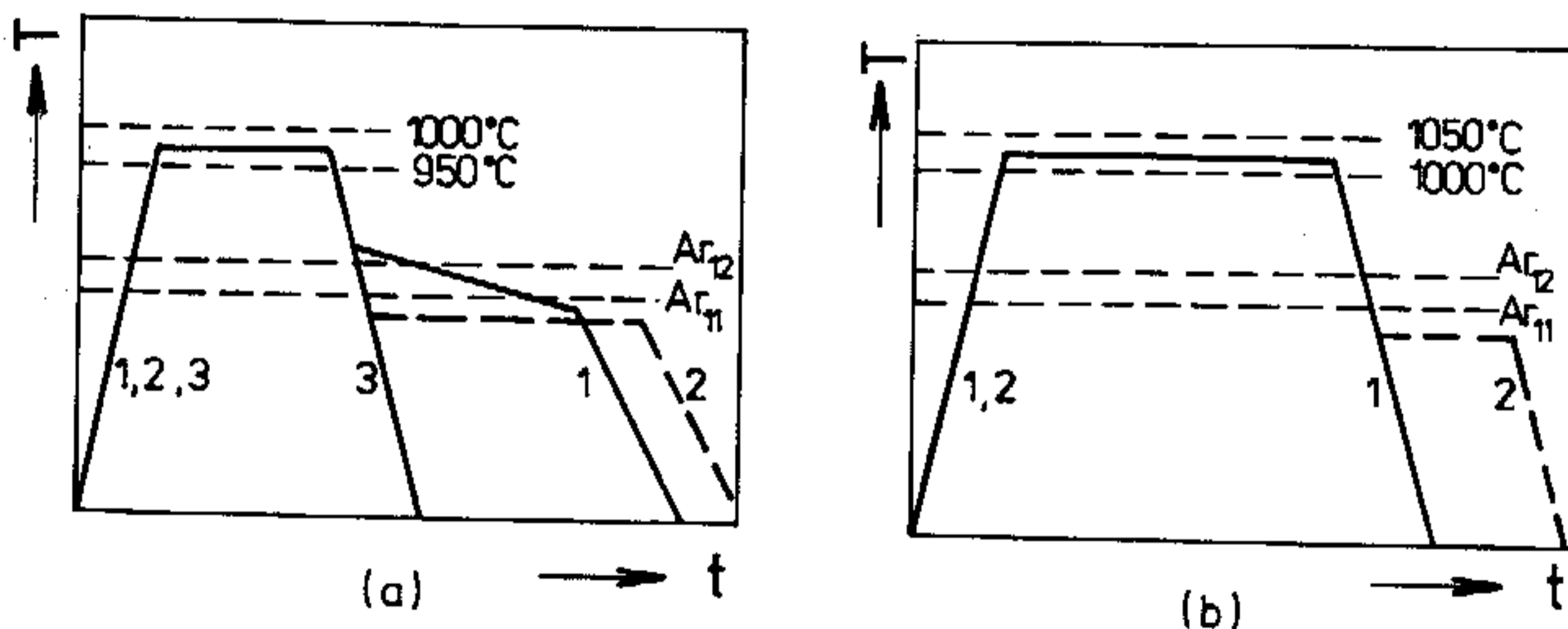
Nejčastější tepelné zpracování šedé, očkované a tvárné litiny je žíhání, zejména ke snížení zbytkových napětí, ke snížení tvrdosti (grafitizační, na měkko) a normalizační.

K docílení vyšší otěruvzdornosti odlitků ze šedé litiny se používá kalení, které bývá v některých případech spojeno i s popouštěním. Martensitická 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) k rozkladu ledeburitického a perlitického cementitu na železo a grafit (grafitizace). Při temperování v oxidačním prostředí dochází také k oduhličení povrchu. Vhodnou kombinací obou dějů lze temperováním bílé litiny získat několik druhů temperované litiny (kap.4.1.4).

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 1000 °C a přímým eutektoidním rozpadem austenitu na ferit a grafit při pomalém ochlazování (2 až 3 °C/h) přes teploty Ar_{12} a Ar_{11} nebo dvoustupňovou izotermickou grafitizací (obr.4-40a). V moderních průběžných pecích s plynou atmosférou toto temperování trvá asi 30 h, ale při méně vhodném chemickém složení litiny se může prodloužit. Výroba perlitické temperované litiny vyžaduje pouze 1. stupeň grafitizace a ochlazování může být rychlejší.



Obr.4-40 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 (1000 až 1050 °C) se obvykle ochlazuje rychleji (obr.4-40b), 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 ochlazování lze zařadit izotermickou prodlevu pod teplotou Ar_{11} , což způsobí globularizaci perlitu.

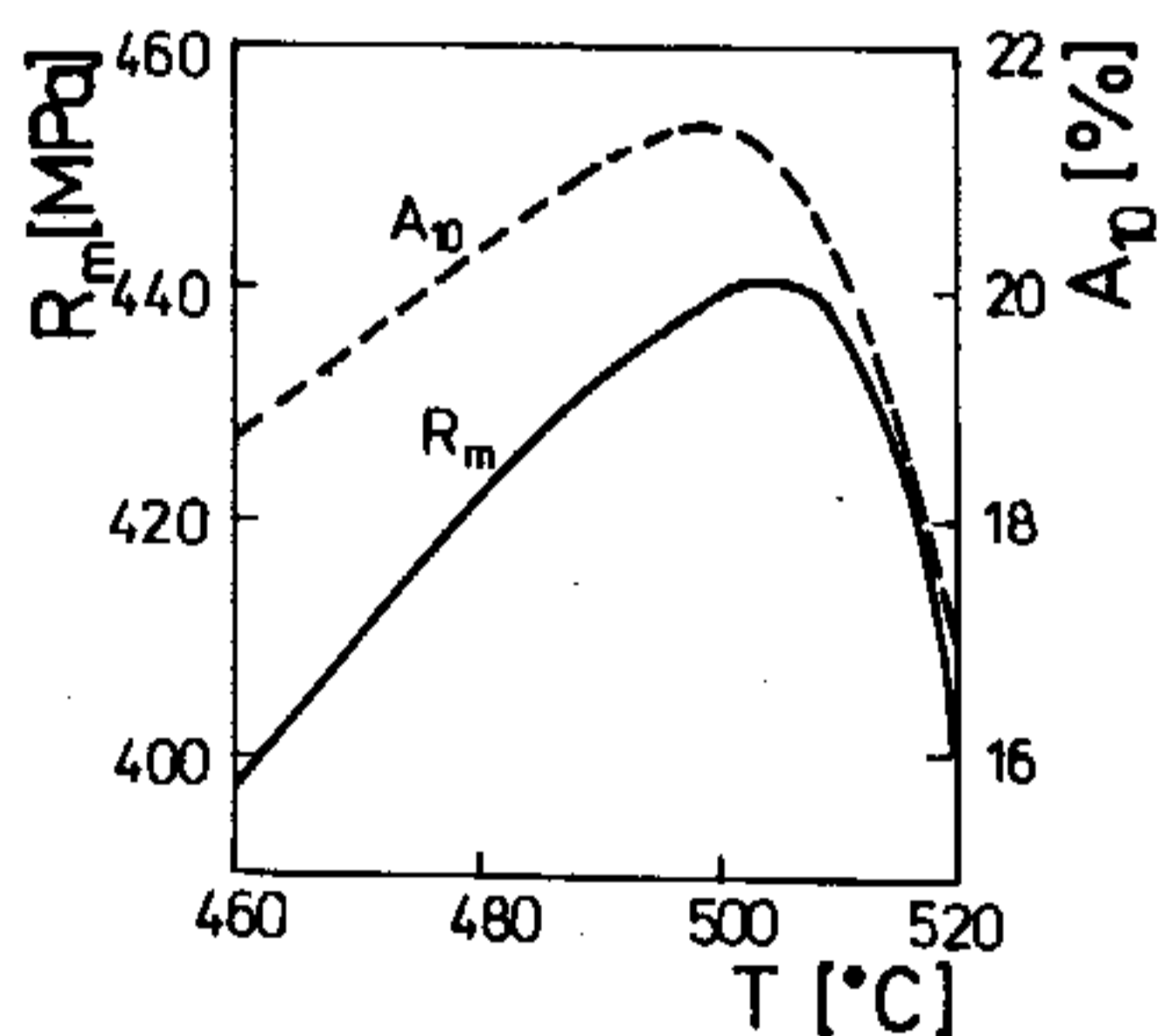
4.3.4.2 Tepelné zpracování neželezných kovů a jejich slitin

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 nejznámější 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 vyjímečnými vlastnostmi (např. slitina 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 precipitačního rozpadu přesyceného tuhého roztoku - stárnutí (**kap.** 2.5.2). 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 žihání na mechanické vlastnosti ve stavu vytvrzeném za studena ilustruje obr.4-41, kdežto vliv teploty stárnutí na pevnost ve stavu vytvrzeném za tepla byl uveden na obr.4-24.



Obr.4-41 Vliv teploty rozpouštěcího žihání na vlastnosti slitiny AlCu4Mg1 vytvrzené za studena

Kalení a popouštění není sice běžným postupem tepelného zpracování u neželezných kovů, ale přesto se využívá martensitické přeměny u některých typů bronzů a slitin titanu. Následující popouštění však, narozdíl od slitin železa, vede ke zvýšení pevnostních vlastností a poklesu plastických vlastností a houževnatosti, takže se označuje za zpevňující popouštění.

4.3.5 Kombinované způsoby zpracování

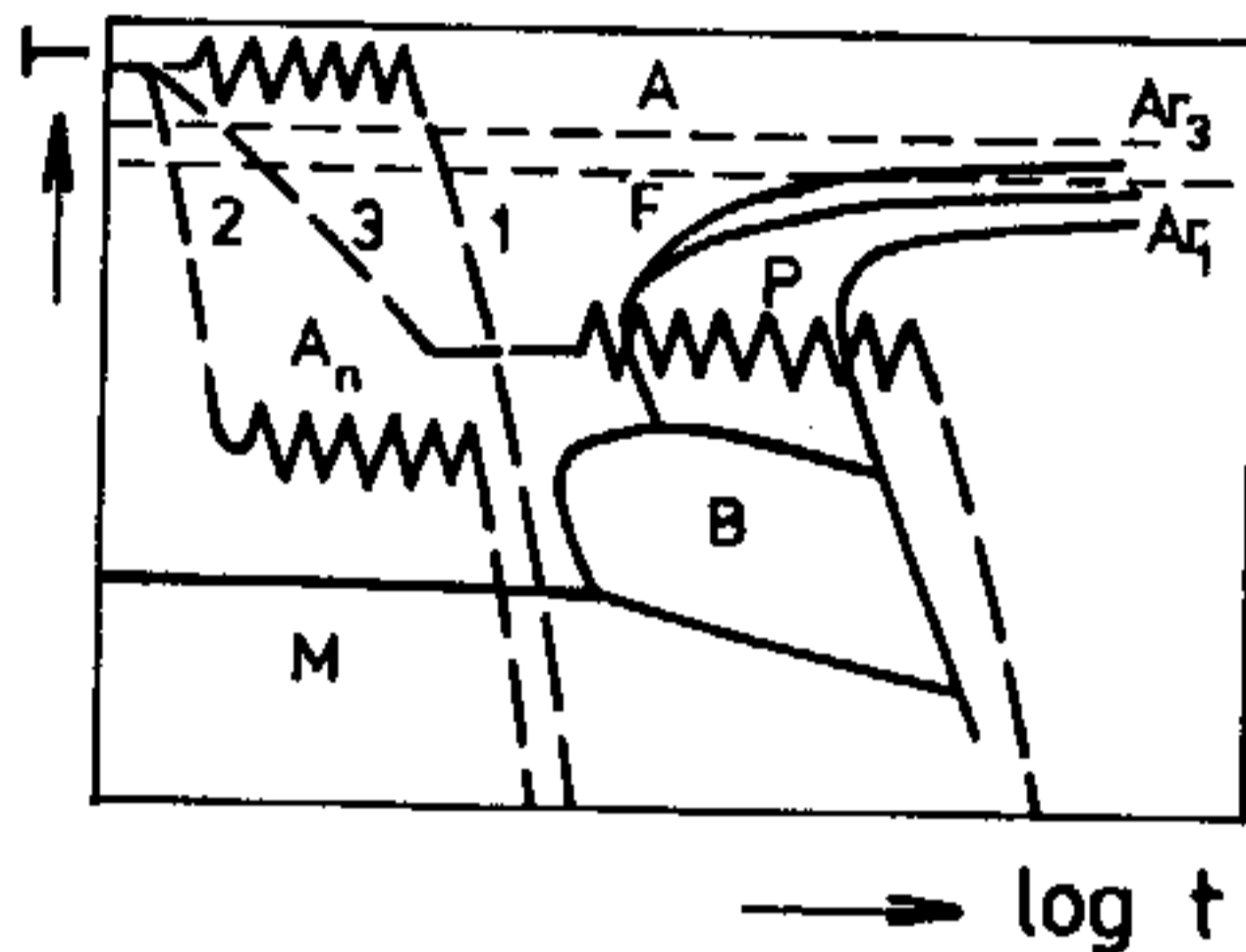
Mezi tyto způsoby zpracování patří postupy, které za účelem zlepšení vlastností materiálu kombinují nebo doplňují tepelné zpracování některým tvářecím nebo chemickým procesem.

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.

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 martensitické transformaci podporuje vznik jemného jehlicového martensitu. Limitujícími faktory jsou jednak chemické složení oceli z hlediska dostatečně široké oblasti metastabilního austenitu mezi perlitickou a bainitickou oblastí a dlouhé inkubační doby, jednak značné tvářecí tlaky vzhledem k nízké teplotě tváření. NMTZ je schematicky znázorněno na obr.4-42.



Obr.4-42 Schema způsobů TMZ
1 - VTMZ, 2 - NTMZ, 3 - isoforming

Vysokoteplotní tepelně mechanické zpracování (VTMZ) - obr.4-42. Ocel se intenzivně tváří v oblasti stabilního austenitu, kdy stupeň deformace bývá v rozmezí 40 až 90 %. V silně deformované struktuře probíhá zároveň i rekrytalizace zjemňující austenitické zrno, které při martensitické transformaci během kalení vede i k celkovému

zjemnění martensitu. Konečnou operací bývá nízkoteplotní popouštění. VTMZ lze prakticky aplikovat na všechny typy ocelí.

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 NTMZ se řadí i proces označovaný jako isoforming (obr.4-42), 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 žíháním.

Řízené 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 rekrytalizace 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. Plastickou deformací austenitu se usnadňuje vznik zárodků martensitu, což se projevuje zvyšováním teploty počátku martensitické přeměny až na teplotu M_d . V intervalu teplot M_d-M_s se plastická deformace využívá k fázové přeměně austenitu na martensit, který se liší od martensitu po prostém ochlazení morfologií, substrukturou i zvýšenými pevnostními i plastickými charakteristikami.

Chemicko-tepelné zpracování ocelí a litin

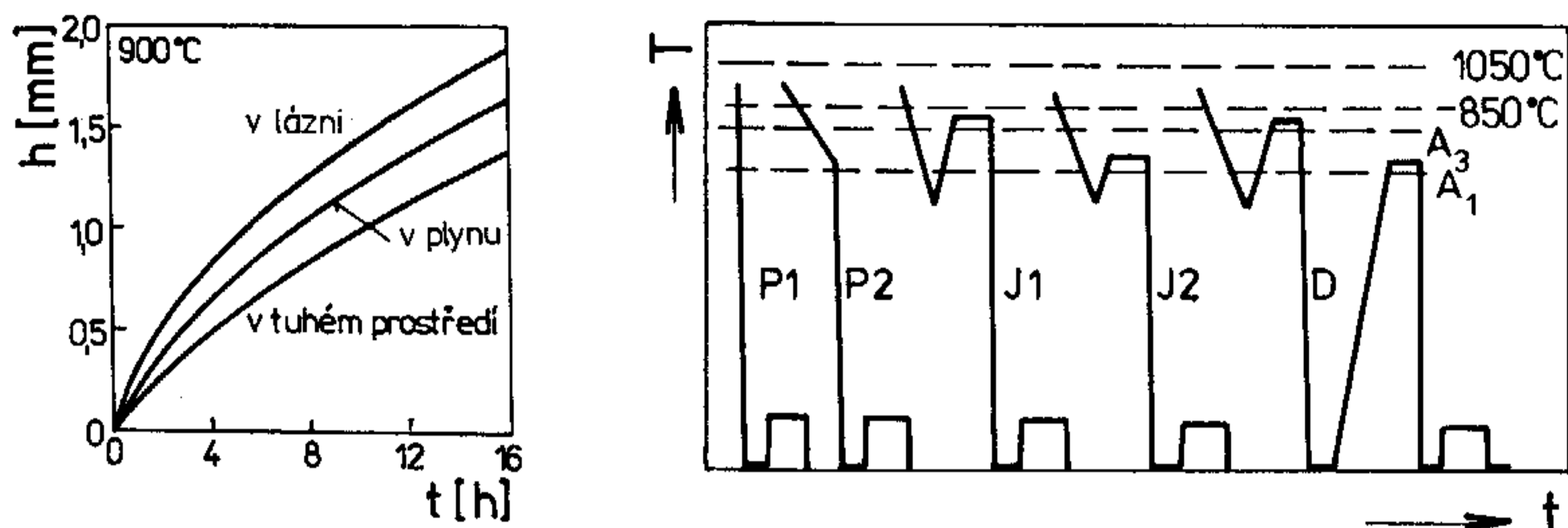
Toto kombinované zpracování představuje metody zpevňující povrch součásti, při kterých se mění nejen struktura, ale také chemické složení povrchové vrstvy. Zlepšování mechanických, fyzikálních a chemických vlastností povrchu je založeno na využívání dílčích pochodů disociace, absorpce, difúze atomů, 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 vysoko-
legované 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 nejsnadněji realizuje v austenitu. Skutečné teploty cementování leží nad A_{c3} a pohybují se v rozpětí 850 až 1050 °C. Vyšší teploty, které urychlují proces, 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. 4-43). Obecně je určena vztahem (2.26) 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.4-44). 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 martensit 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. Jádro může být podkaleno, ale získá se jemnozrná 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.



Obr.4-43 (vlevo) Závislost hloubky cementační vrstvy na době cementování

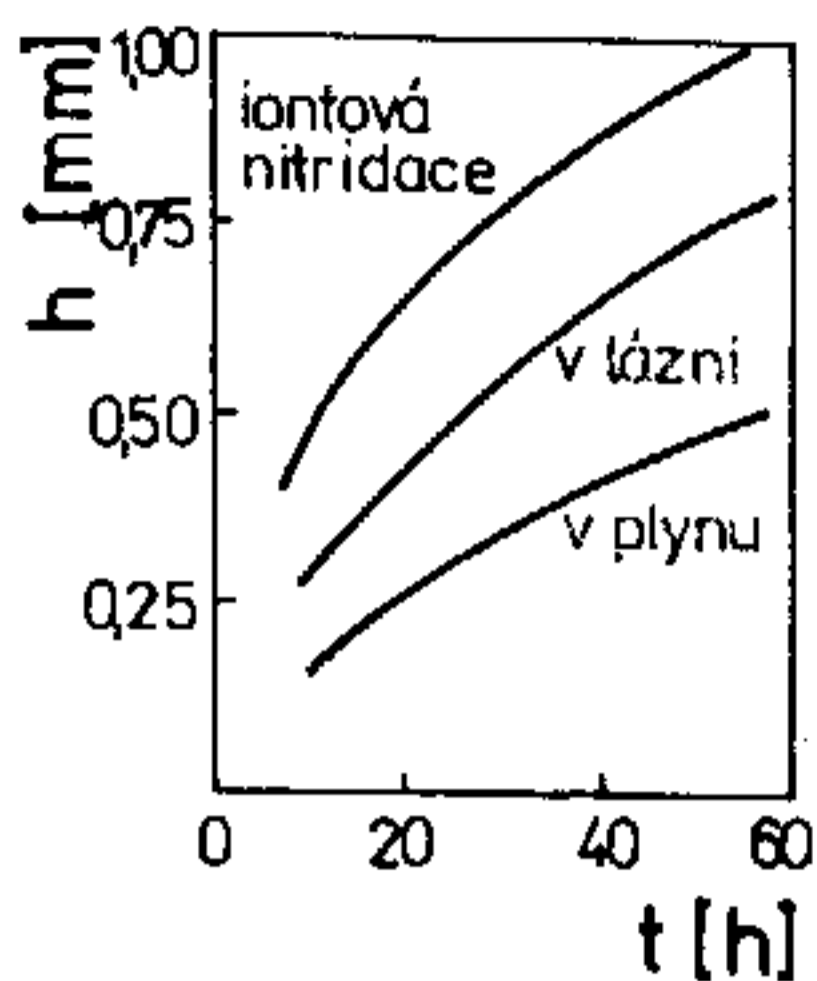
Obr.4-44 (vpravo) Schema průběhu tepelného zpracování po nauhličení při cementování; P - přímé kalení, J - jednoduché kalení po ohřevu, D - dvojité kalení

Nitridování je postup, při kterém se zvýšení povrchové tvrdosti, únavové pevnosti, odolnosti proti opotřebení a korozi dosahuje již v průběhu sycení povrchu dusíkem. Podstata vysoké tvrdosti nitridační vrstvy spočívá ve vzniku vysoce disperzních nitridů legujících prvků v nitridačních ocelích (kap.4.1.3.2). 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 difúzní 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.4-45). 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 difúzní rychlost, vyšší překrytizačních 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.

U nitrocementace 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 ná-

sledné popouštění při 200 °C. Tvrdost vrstvy závisí od obsahu zbytkového austenitu a bývá kolem 600 HV.



Obr. 4-45 Hloubka vrstvy v závislosti na době různých způsobů nitridace

Karbonitridace vytváří při teplotě kolem 600 °C na povrchu slabou vrstvičku karbonitridu.

Sulfonitridace nebo boridování obohacují povrchovou vrstvu uhlíkem, dusíkem a sírou, nebo bórem. Tenká difúzní vrstva zlepšuje kluzné vlastnosti, zvyšuje odolnost proti zadírání a opotřebení. Boridováním se dosahuje vysoké tvrdosti (až 2300 HV) a odolnosti proti zadírání i při

zvýšených teplotách.

Mezi chemicko-tepelné zpracování lze zařadit i laserové nalegování povrchu, kdy po lokálním natavení 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 v 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 opotřebení. Nejznámější jsou křemíkování, berylivání, zinkování, alitování 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 kovu dochází k fyzikálním i chemickým změnám, které přispívají ke zvýšení životnosti součástky díky zlepšené odolnosti proti opotřebení 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.

5. NEKOVOVÉ MATERIÁLY A JEJICH ZPRACOVÁNÍ

5.1. Plasty

Plastem se nazývá 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 členění obou skupin je založeno na chemické struktuře.

5.1.1 Termoplasty

Termoplasty jsou plasty, které mají schopnost opakovaně ohřevem měknout a ochlazením tuhnut 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 je tomu u všech ostatních polymerů.

Polyetylen (PE)

Podle podmínek polymerace se vyrábí polyetylen s různým způsobem a různou hustotou větvení makromolekul (obr.2-14), což se odráží ve schopnosti krystalizace a tedy i hustotě. Rozlišují se základní tři typy :

- Polyetylen nízkohustotní s rozvětvenými makromolekulami, označovaný jako LDPE (Low Density Polyethylene) s hustotou obvykle mezi 915 a 925 $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$.
- Polyetylen vysokohustotní s lineárními makromolekulami obsahujícími pouze malé množství krátkých větví. Jeho hustota se pohybuje v rozmezí 950 až 970 $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$. Mezinárodní zkratku má HDPE (High Density Polyethylene).
- Polyetylen lineární nízkohustotní, který nemá sekundární větvení makromolekul označovaný zkratkou LLDPE (Linear Low Density Polyethylene).

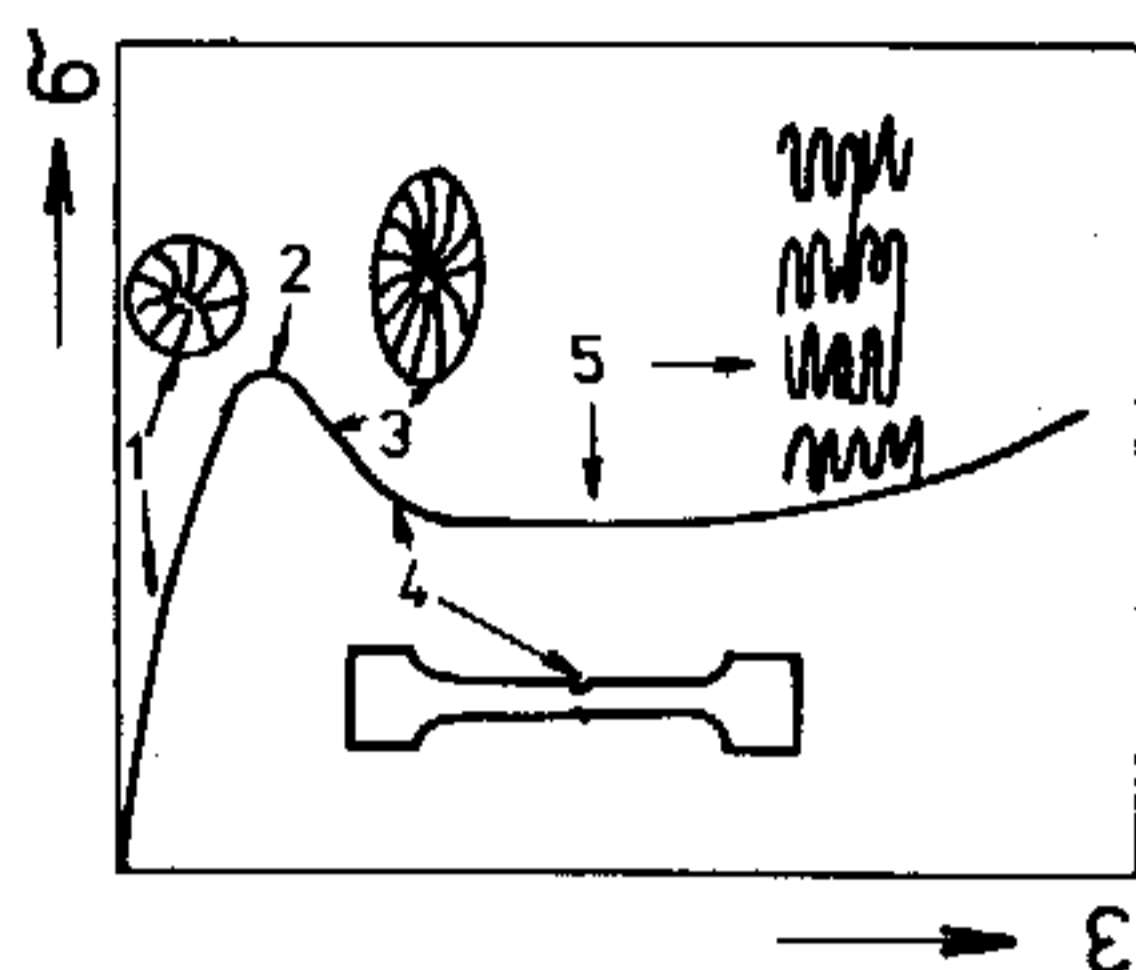
Vlastnosti polyetylenu jsou dány zejména nepolárním charakterem jeho molekuly a schopností krystalizace (se stupněm rozvětvení se zmenšuje). Má obecně dobrou chemickou odolnost, velmi nízkou nasákavost, permeabilitu pro plyny a páry a permitivitu. Hlavní oblastí použití jsou trubky, fólie, izolace kabelů a barely.

Polypropylen (PP)

V technické praxi je nejběžnější izostatický typ (viz kap.2.1.2) mající krystalickou strukturu. Svými vlastnostmi je podobný polyetylenu, ale má nižší hustotu, vyšší teplotu tání a lepší mechanické vlastnosti. Oproti polyetylenu má však nevýhodu v křehkosti při teplotách pod 0 °C, menší propustnosti pro plyny a páry a horší odolnosti proti atmosférickému stárnutí. Jeho použití je podobné jako u polyetylenu, 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 dloužení a původní sférolitická struktura (obr.3-3 se přeměňuje na strukturu fibrilární s makromolekulárními řetězci orientovanými do směru působící tahové síly (obr.5-1). Polyolefiny 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 - dloužení 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 různá prostředí (např. potrubí). Měkčený PVC se používá převážně na fólie, 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.

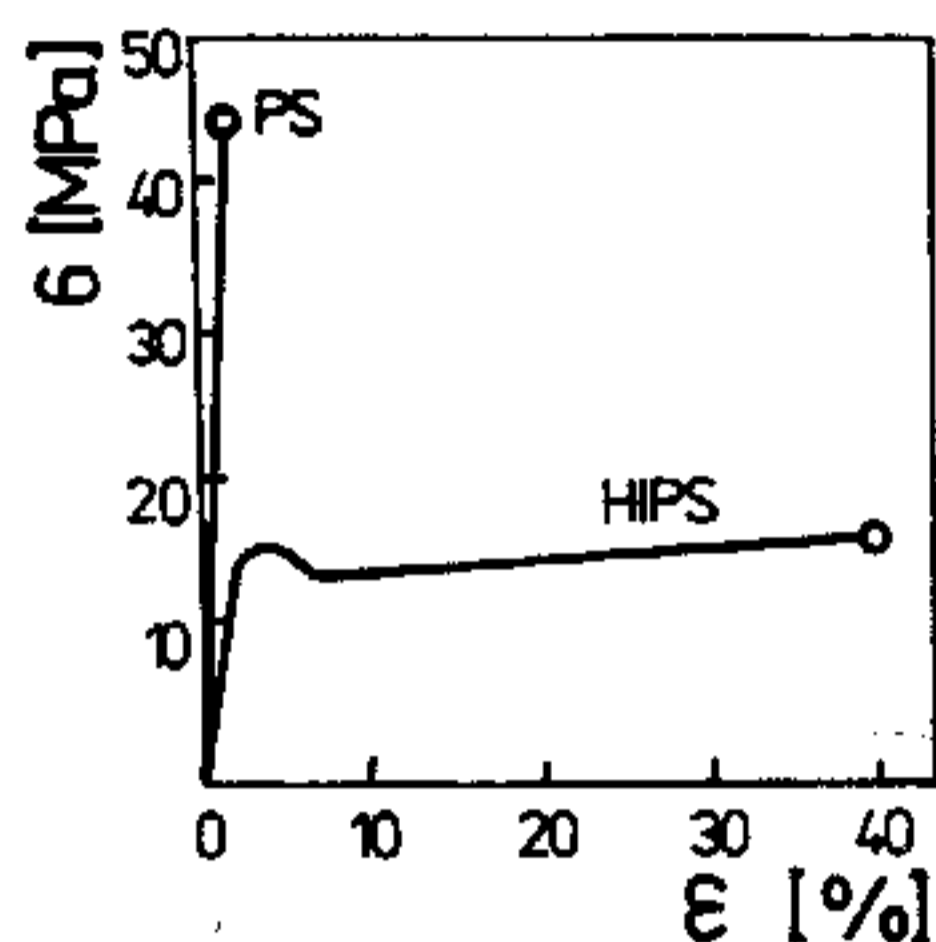
Polymery, u nichž jsou některé nebo všechny vodíkové atomy v olefinické molekule nahrazeny atomy fluoru se nazývají fluoroplasty. Nejvýznamnějším fluoroplastem je polytetrafluoretylen (PTFE), krystalický polymer s makromolekulární nepolárního charakteru a kovalentními vazbami o vysoké vazebné energii (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.

Polystyrenové plasty

Polystyrenové plasty zaujímají světovým objemem výroby třetí místo za polyolefiny a polyvinylchloridem. Dohromady se tyto tři polymery podílejí z více než 85 % na světové spotřebě plastů.

Základním polymerem je standardní polystyren (PS) s amorfni strukturou

způsobenou ataktickou izomerií (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 polystyrenové matrice, ve které jsou dispergovány částičky kaučuku o velikosti několika desetin až jednoho μm . Změny mechanických vlastností polystyrenu přidávkem kaučuku jsou zřejmé z porovnání tahových diagramů (obr.5-2).



Obr.5-2 Změna tahového diagramu polystyrenu přidávkem kaučukových částic
PS - polystyren, HIPS - houževnatý polystyren

Výsledné vlastnosti jsou závislé na druhu a obsahu kaučuku, velikosti částic kaučuku, její distribuci a způsobu dispergace v polystyrenové matrici.

Jako izolační a obalový materiál má značný význam lehčený polystyren, jehož objemová hmotnost se pohybuje mezi 15 a 50 $\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$. 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 povětrnosti a to i při mnohaletém působení tropického podnebí. Touto vlastností předčí všechny běžné termoplasty. Vyznačuje se vynikající tvarovou pamětí při ohřevu nad teplotu skelného přechodu.

Polyacetal

Z polyacetalů má technický význam polyoxymetylen (POM), který patří mezi nejdůležitější konstrukční polymery. Má vysokou pevnost, tvrdost a rázovou houževnatost až do teploty $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$. Jeho předností jsou dále velmi dobré tribologické vlastnosti a spolu s polyamidami tvoří skupinu termoplastů s nejlepší odolností proti otěru. Je vysoce 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 $\text{--CH}_2\text{--}$. Pro označování alifatických polyamidů

se používají čísla, udávající počet uhlíkových atomů v opakující se konstituční jednotce. Nejznámějšími alifatickými polyamidy jsou polyamid 6 a polyamid 6,6, který vzniká kondenzační polymerací hexametylendiaminu obsahujícího 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 konstrukčními plasty, mají velmi dobré mechanické vlastnosti, jako je houževnatost, pevnost, tvrdost, odolnost proti opotřebení. Nevýhodou polaritý polyamidového řetězce je absorpce vody, která je u polyamidů tím větší, čím větší je poměr amidových skupin ke skupinám $-CH_2-$. Odolávají však účinkům pohonných hmot, olejů, řady technických rozpouštědel a roztoků alkálií.

Polyetery

Polyetery jsou polymery, které v hlavním řetězci obsahují eterovou 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 vazeb $-C(=O)-O-$ v hlavních řetězcích. Nejdůležitějším lineárním polyesterem je polyetylentereftalát (PETP), který vzniká kondenzační polyreakcí kyseliny tereftalové a etylenglykolu. Jako konstrukční termoplast má vysokou pevnost, dobrou rozměrovou stabilitu a výhodné kluzné vlastnosti.

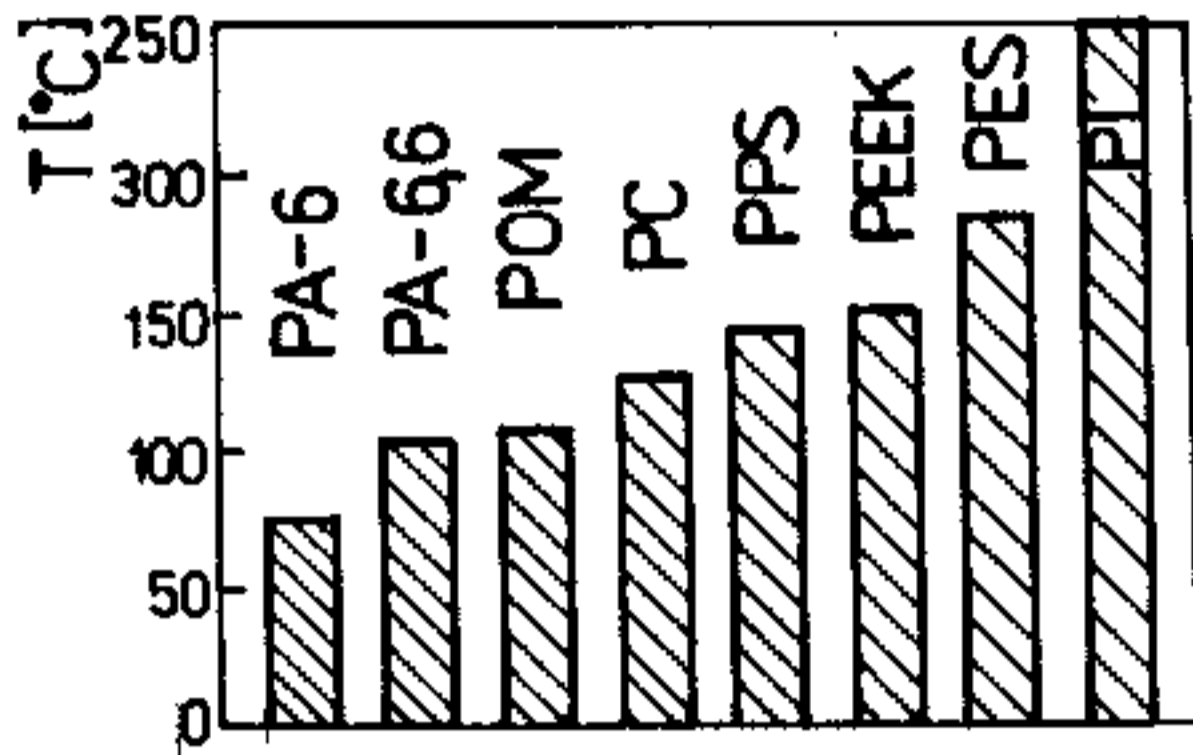
Druhým polyesterem co do významu je polykarbonát (PC), polyester kyseliny uhličitě. Je to transparentní polymer s velkým indexem lomu a velkou propustností světla. Polykarbonát vyniká velkou rázovou houževnatostí i za velmi nízkých teplot, dobrou rozměrovou stálostí až do $150\text{ }^{\circ}\text{C}$, velkou pevností v tahu, velmi dobrou odolností proti UV - záření, oxidaci a hydrolýze.

Polyuretany

Chemicky jsou polyuretany (PUR) polyestery kyseliny karbamové a vznikají polyadiční reakcí vícefunkčních izokyanátů s 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 materiálů od vstříkovacích 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 $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ do $+80\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Polyimidy

Pro tyto polymery je charakteristická imidová skupina $O=C-N-C=O$ vázaná na benzenová jádra. Polyimidy (PI) vznikají kondenzační polyreakcí aromatických diahydridů s 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 $-200\text{ }^{\circ}\text{C}$ do $+300\text{ }^{\circ}\text{C}$, krátkodobě odolávají i teplotám až do $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. Pro praktické použití plastů je tvarová stálost za tepla jedním z nejdůležitějších kritérií (porovnání konstrukčních plastů na obr.5-3)



Obr.5-3 Porovnání tvarové stálosti za tepla vybraných konstrukčních plastů při napětí 1,8 MPa

Polyimidy mají i 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 převážně ve speciálních a vysoce náročných aplikacích.

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 hoření a tvarovou stálost za tepla (až $240\text{ }^{\circ}\text{C}$). Vyznačuje se velmi nízkým součinitelem tření. 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 elektronických prvků), dále na konstrukční součásti a povlaky nanášené fluidním způsobem na ocel a hliník.

Polyetersulfony mají amorfní strukturu a jsou transparentní. Mají mimořádně dobrou chemickou odolnost, oxidační stabilitu a odolnost proti radiačnímu záření. Dlouhodobě odolávají teplotám i nad $200\text{ }^{\circ}\text{C}$. 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 s 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

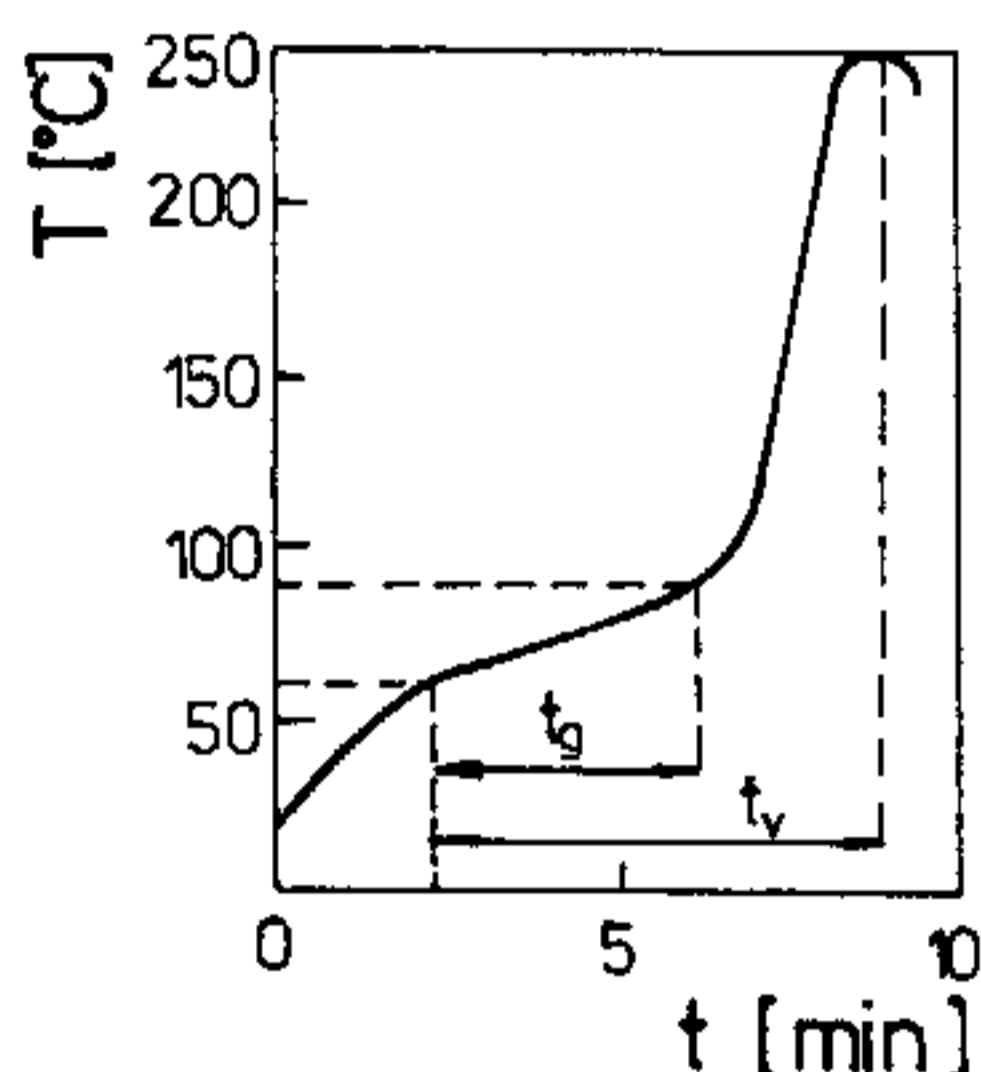
prostředí vznikají tzv. rezoly, které obsahují reaktivní funkční skupiny a vyznačují se schopností vytvrzovat se působením tepla.

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 fenolplastů 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 systému. Vytvrzování je provázeno objemovým smrštěním o několik %. Největší technický význam mají polyestery vyztužené skleněnými vlákny (viz kap.6).

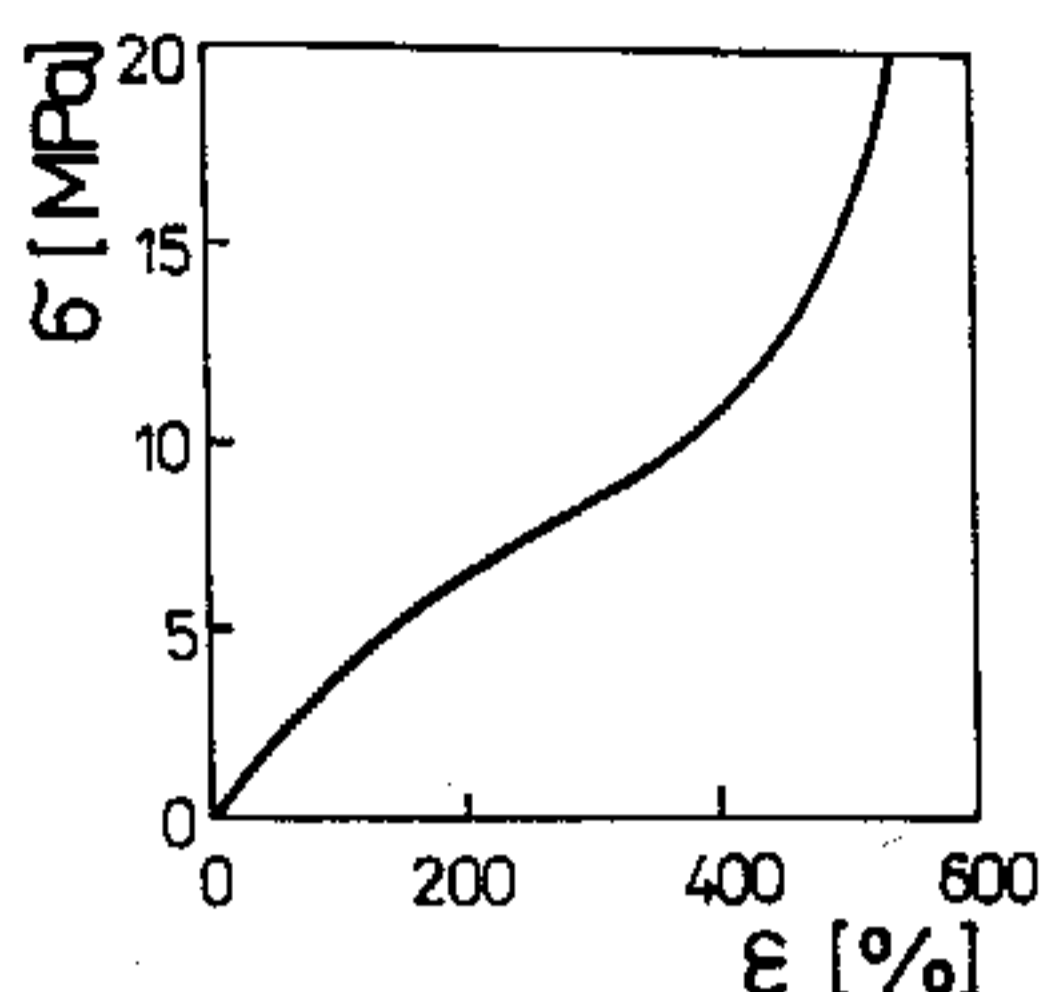
Epoxidy

Epoxidové pryskyřice (EP) jsou polymery obsahující v molekule více než jednu epoxidovou skupinu $-\text{CH}-\text{CH}_2$, která při vytvrzování (síťování) reaguje se síťovacími činidly, jako jsou 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 kompozitů (viz kap.6).

Kaučuky

Kaučuky jsou základní surovinou pro výrobu pryží. Jsou to polymery, které mají ve svém makromolekulárním řetězci reaktivní místa, např. dvojně vazby, 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. Nejužívanějším 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 kopolymerační 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.

Tepluvzdorné kaučuky

Nejdůležitějším kaučukem této skupiny je kaučuk silikonový (SI). Má trvalou teplotní odolnost 200 až 250 °C, krátkodobě až do 350 °C. Avšak pro 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.

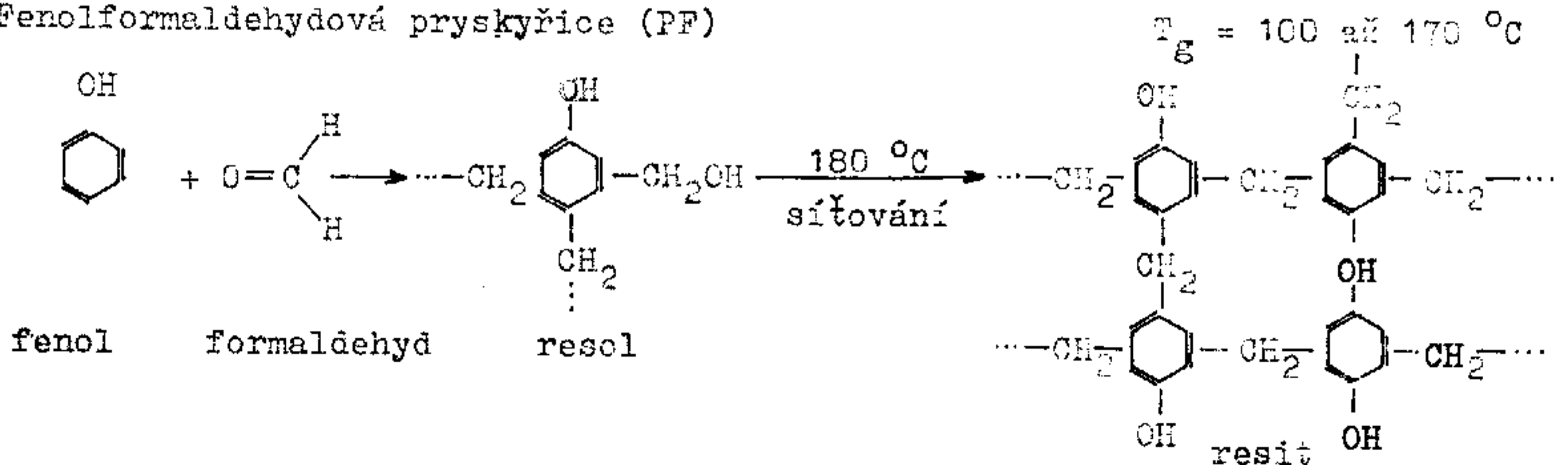
Základní charakteristiky termoplastů, reaktoplastů a kaučuků jsou shrnuty v tab.5-I.

Tabulka 5-I Základní charakteristiky polymerních materiálů

Lineární polymery (termoplasty)				
Název, zkratka a chemický vzorec strukturní jednotky	struktura A - amorfní K - krystalická	T_g [°C]	T_m [°C]	
Polyetylen (PE) $\left[\text{CH}_2 - \text{CH}_2 \right]$ lineární rozvětvený	K - silně K - středně	-122	137 110	
Polypropylen (PP) $\left[\text{CH}_2 - \overset{\text{CH}_3}{\underset{ }{\text{CH}}} \right]$ izotaktický	K	-24	176	
Polystyren (PS) $\left[\text{CH}_2 - \overset{\text{C}_6\text{H}_5}{\underset{ }{\text{CH}}} \right]$ ataktický	A	90	-	
Polyvinylchlorid (PVC) $\left[\text{CH}_2 - \overset{\text{Cl}}{\underset{ }{\text{CH}}} \right]$ ataktický	A	75	-	
Polytetrafluoretylen (PTFE) $\left[\text{CF}_2 - \text{CF}_2 \right]$	K	-97	330	
Polymethylmetakrylát (PMMA) $\left[\text{CH}_2 - \overset{\text{CH}_3}{\underset{\text{COOCH}_3}{ }{\text{C}}} \right]$ ataktický	A	105	-	
Polyoxymetylen (POM) $\left[\text{CH}_2 - \text{O} \right]$	K	-40	181	
Polyamid 6 (PA6) (polykaprolaktam) $\left[\overset{\text{H}}{\underset{ }{\text{N}}} - (\text{CH}_2)_5 - \overset{\text{O}}{\underset{ }{\text{C}}} \right]$	K	45	225	
Polyamid 66 (PA66) (polyhexametylenadipamid) $\left[\overset{\text{H}}{\underset{ }{\text{N}}} - (\text{CH}_2)_6 - \overset{\text{H}}{\underset{ }{\text{N}}} - \overset{\text{O}}{\underset{ }{\text{C}}} - (\text{CH}_2)_4 - \overset{\text{O}}{\underset{ }{\text{C}}} \right]$	K	65	265	
Polyfenylenoxid (PPO) $\left[\text{C}_6\text{H}_2(\text{CH}_3)_2 - \text{O} \right]$	K - málo	210	268	
Polyetereterketon (PEEK) $\left[\text{O} - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} - \text{C}_6\text{H}_4 - \overset{\text{O}}{\underset{ }{\text{C}}} - \text{C}_6\text{H}_4 \right]$	K	145	334	
Polyetylentereftalát (PETP) $\left[\text{O} - \overset{\text{O}}{\underset{ }{\text{C}}} - \text{C}_6\text{H}_4 - \overset{\text{O}}{\underset{ }{\text{C}}} - \text{O} - \text{CH}_2 - \text{CH}_2 \right]$	K - středně	70	267	
Polykarbonát (PC) $\left[\text{C}_6\text{H}_4 - \overset{\text{CH}_3}{\underset{\text{CH}_3}{ }{\text{C}}} - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} - \overset{\text{O}}{\underset{ }{\text{C}}} - \text{O} \right]$	A	144	-	
Polyfenylensulfid (PPS) $\left[\text{C}_6\text{H}_4 - \text{S} \right]$	K	185	285	
Polyetersulfon (PES) $\left[\text{C}_6\text{H}_4 - \overset{\text{O}}{\underset{ }{\text{S}}} - \text{C}_6\text{H}_4 - \text{O} \right]$	A	230	-	

Sesíťované polymery (reaktoplasty)

Fenolformaldehydová pryskyřice (PF)



Tabulka 5-I Pokračování

Nenasycená polyesterová pryskyřice (UP)

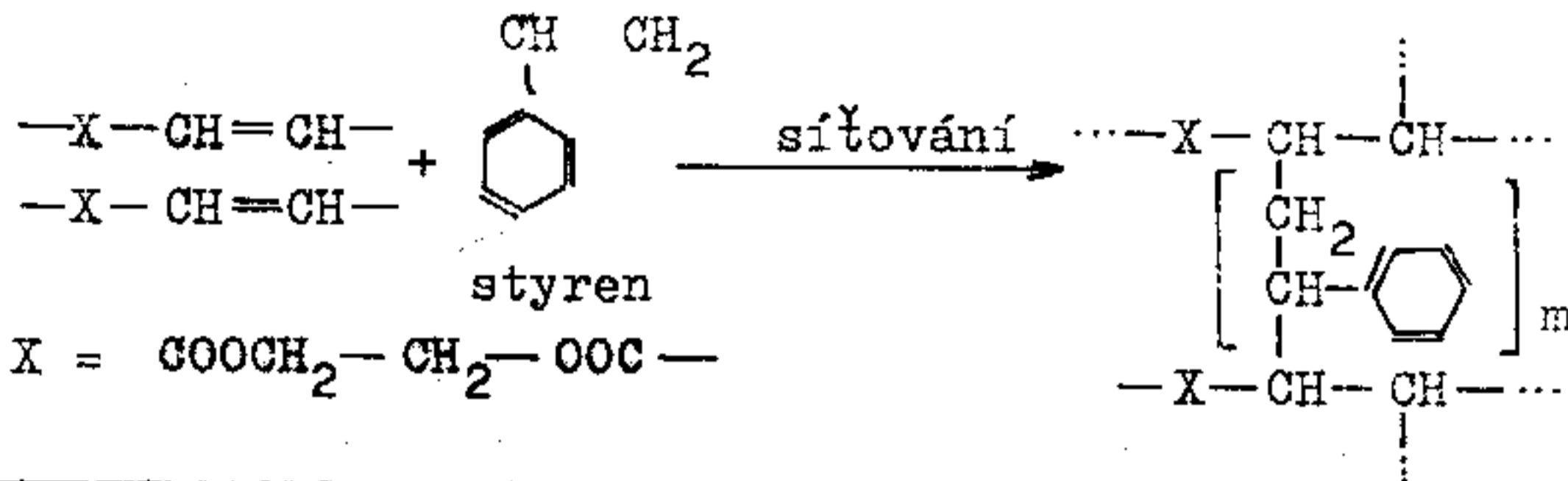
$T_g = 70$ až 120 °C



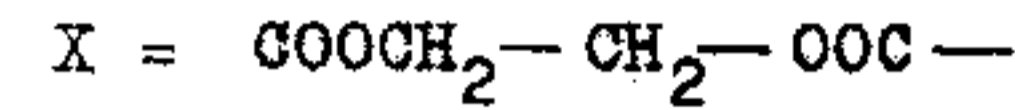
etylenglykol

polyester

maleinanhydrid

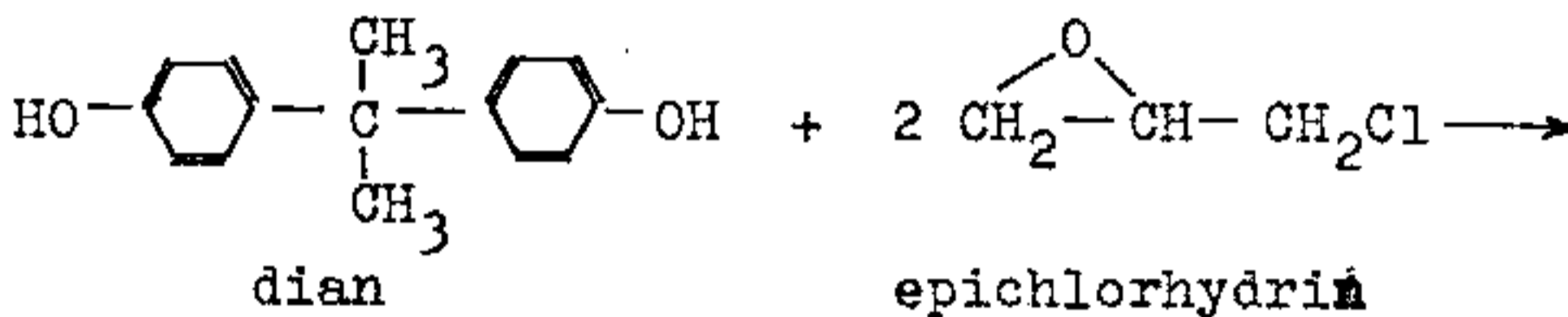


styren



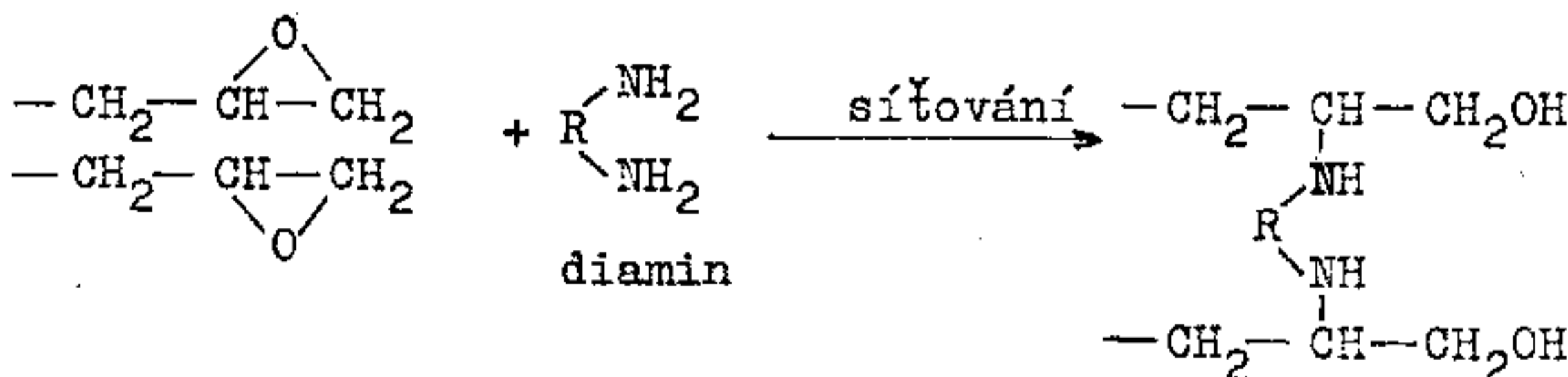
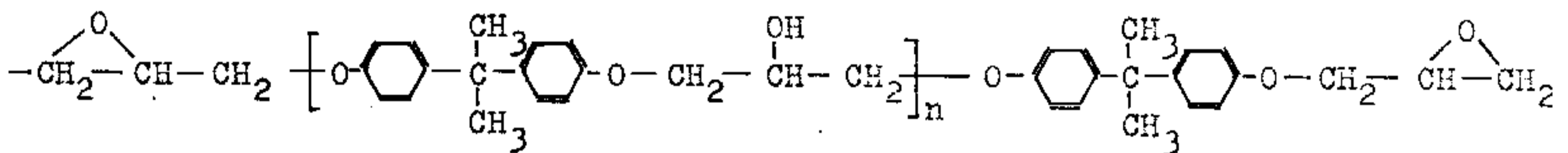
Epoxidová pryskyřice (EP)

$T_g = 90$ až 180 °C



dian

epichlorhydrin



diamin

Kaučuky

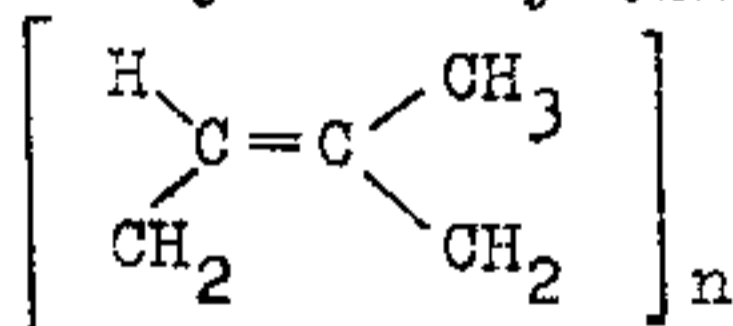
Název, zkratka
a chemický vzorec
strukturní jednotky

T_g
[°C]

Název, zkratka
a chemický vzorec
strukturní jednotky

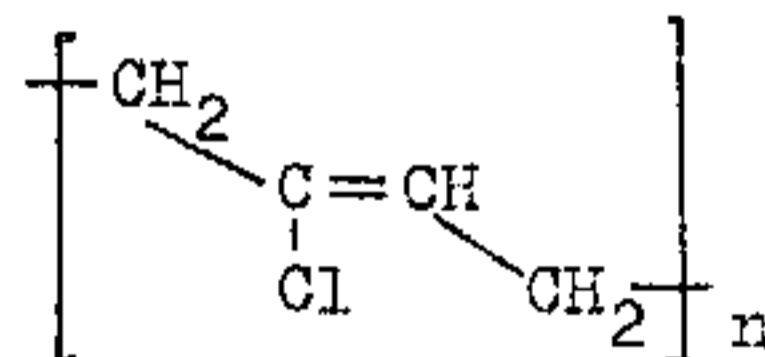
T_g
[°C]

Polyizopren
přírodní (NR)
syntetický (IR)



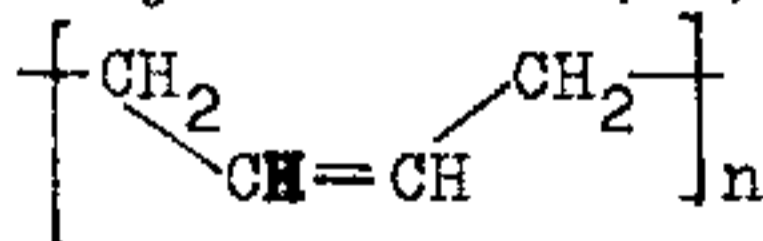
-73

Polychloropren



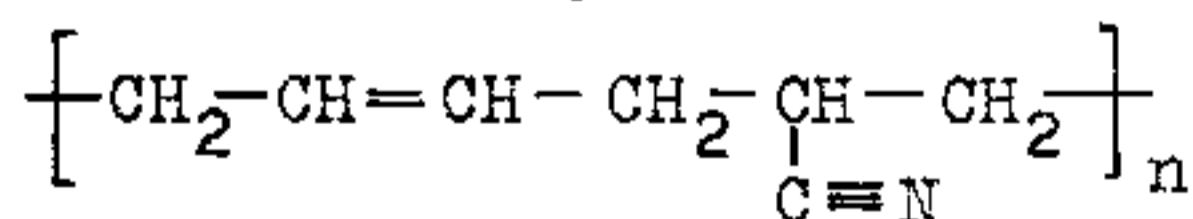
-45

Polybutadien (BR)



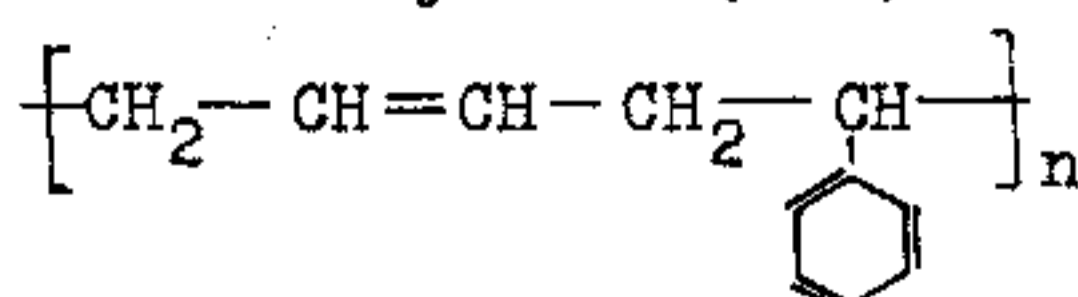
-114

Kopolymer
Butadien-akrylonitril (NBR)



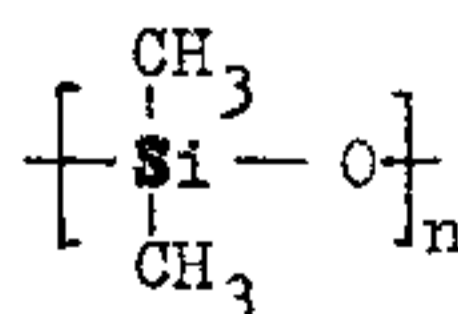
-38

Kopolymer
Butadien-styren (SBR)



-60

Silikonový kaučuk (MQ)



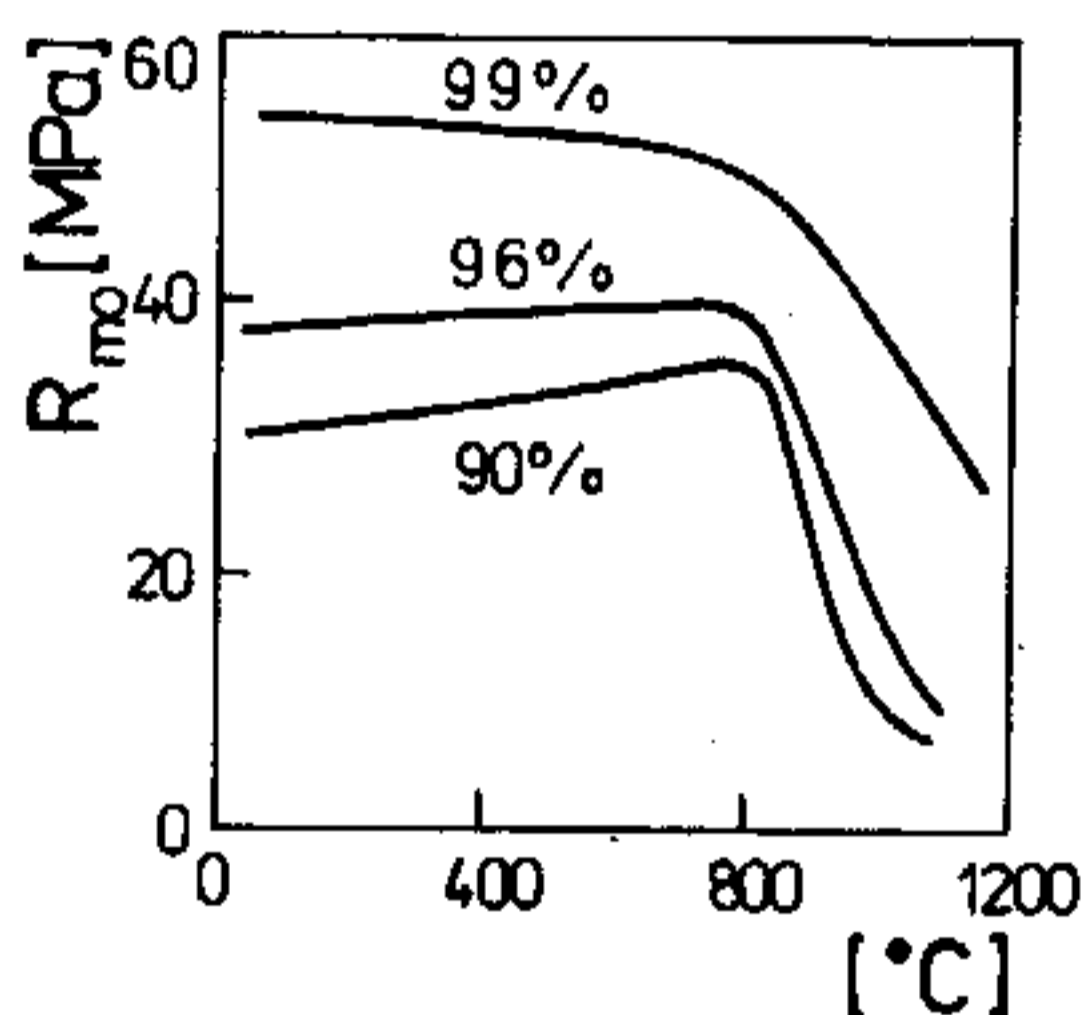
-123

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 omezuje možnost širšího použití keramiky na mechanicky namáhané doučásti. 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, ($\text{Al}_2\text{O}_3 - \alpha$), podle minerálu korundu též nazývaná keramikou korundovou. Vysoká energie iontové vazby mezi hliníkovými a kyslíkovými atomy je příčinou vysoké teploty tání (2050°C), tvrdosti (největší 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 $\text{Al}_2\text{O}_3 - \alpha$), jak ukazuje obr.5-6.



Obr.5-6 Vliv obsahu $\text{Al}_2\text{O}_3 - \alpha$ na teplotní závislost pevnosti v ohybu korundové keramiky

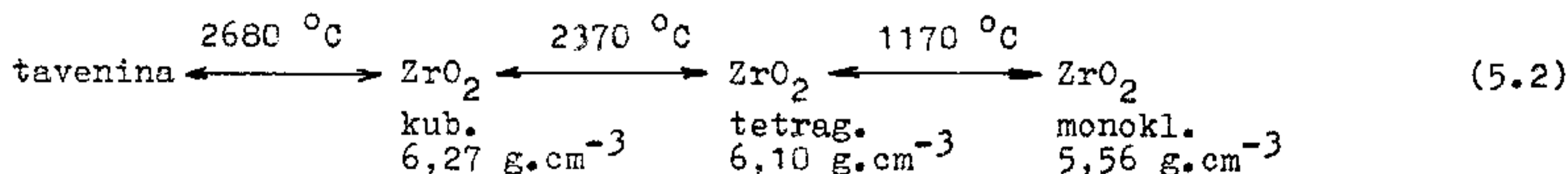
Rovněž mikrostruktura, zejména pak pórovitost výrazně ovlivňují vlastnosti. Např. modul pružnosti E je závislý na objemovém podílu pórů v_p podle vztahu

$$E = E_0 \cdot (1 - 1,9 \cdot v_p + 0,9 \cdot v_p^2) \quad (5.1)$$

kde E_0 je modul pružnosti keramiky bez pórů.

Korundová keramika má vyšší teplotní roztažnost a tedy i menší odolnost proti 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.

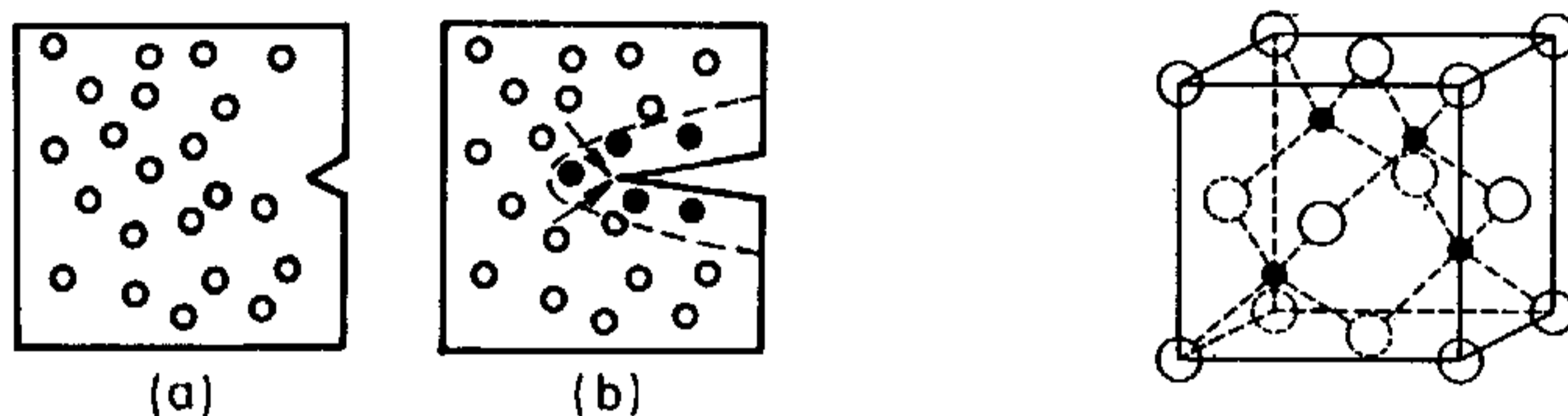
Druhým nejdůležitějším představitelem konstrukční oxidové keramiky je oxid zirkoničitý (ZrO_2). Vlastnosti této keramiky jsou úzce spjaty s fázovými transformacemi, které v ní v závislosti na teplotě probíhají podle schématu .



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 přidávkem 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 ($SiC - \beta$)

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.

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 odolnosti 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 však silně závislé na technologii zpracování prášku.

Ze směsné keramiky zasluhuje pozornost Sialon s obecným chemickým složením $\text{Si}_{6-2z}\text{Al}_2\text{O}_z\text{N}_{8-2z}$. 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-I.

Tabulka 5-I Porovnání vlastností nejdůležitějších konstrukčních keramik

Vlastnost	Al_2O_3	ZrO_2	SiC	Si_3N_4	Sialon
ρ [g.cm^{-3}]	3,9 až 4,0	5,9 až 6,1	3,1 až 3,2	3,3	3,2
α [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
λ [$\text{W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}$]	30	1,7 až 3,3	50 až 170	20 až 40	15 až 22
R_{mq} [MPa]	300 až 450	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
HV	1500	1300	2400	1400 až 1700	2000
K_{IC} [$\text{MPa.m}^{1/2}$]	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, xyleny. 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 etylenu 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. Moderní zpracovatelské technologie nejčastěji vycházejí z granulátu plastu. Polymery se proto po přidavku 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 teplotu tání částečně krystalických termoplastů a nad teplotu viskózního toku amorfních termoplastů. Reaktoplasty se tváří jako lineární 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, jejichž základní charakteristikou je viskozita (kap.3.1.3).

Základním zpracovatelským parametrem tváření termoplastů je teplota

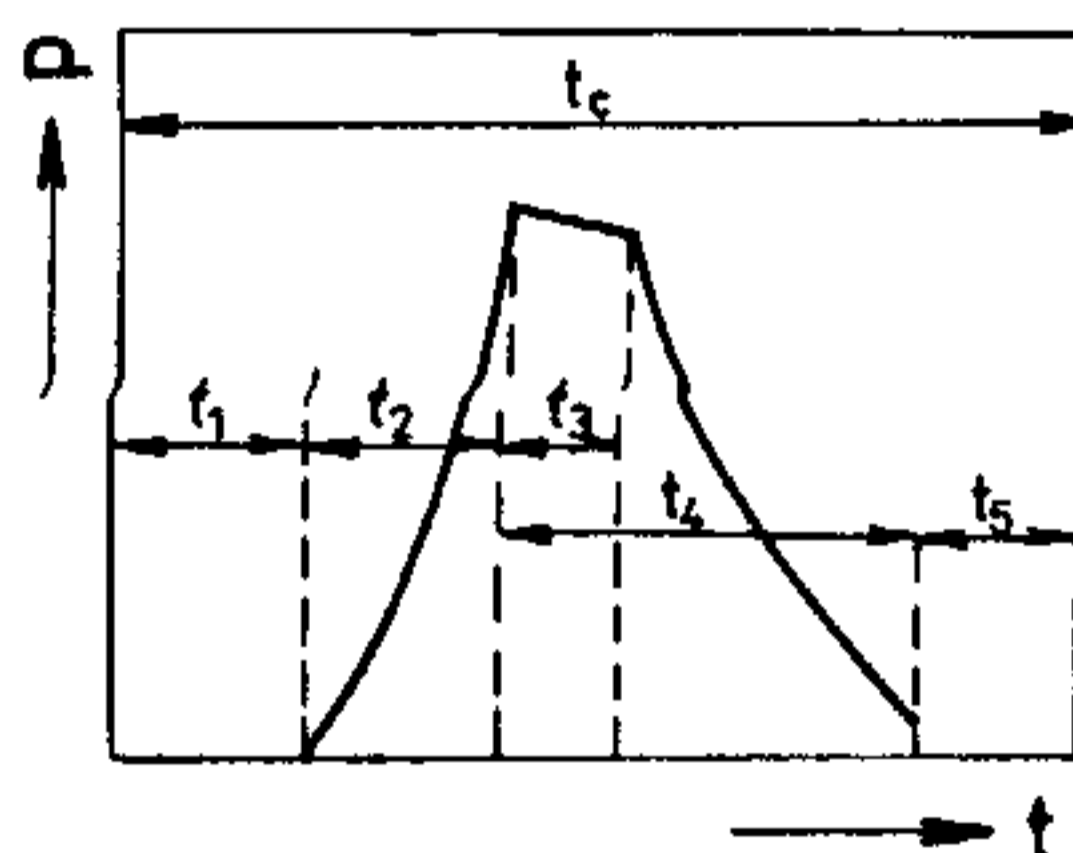
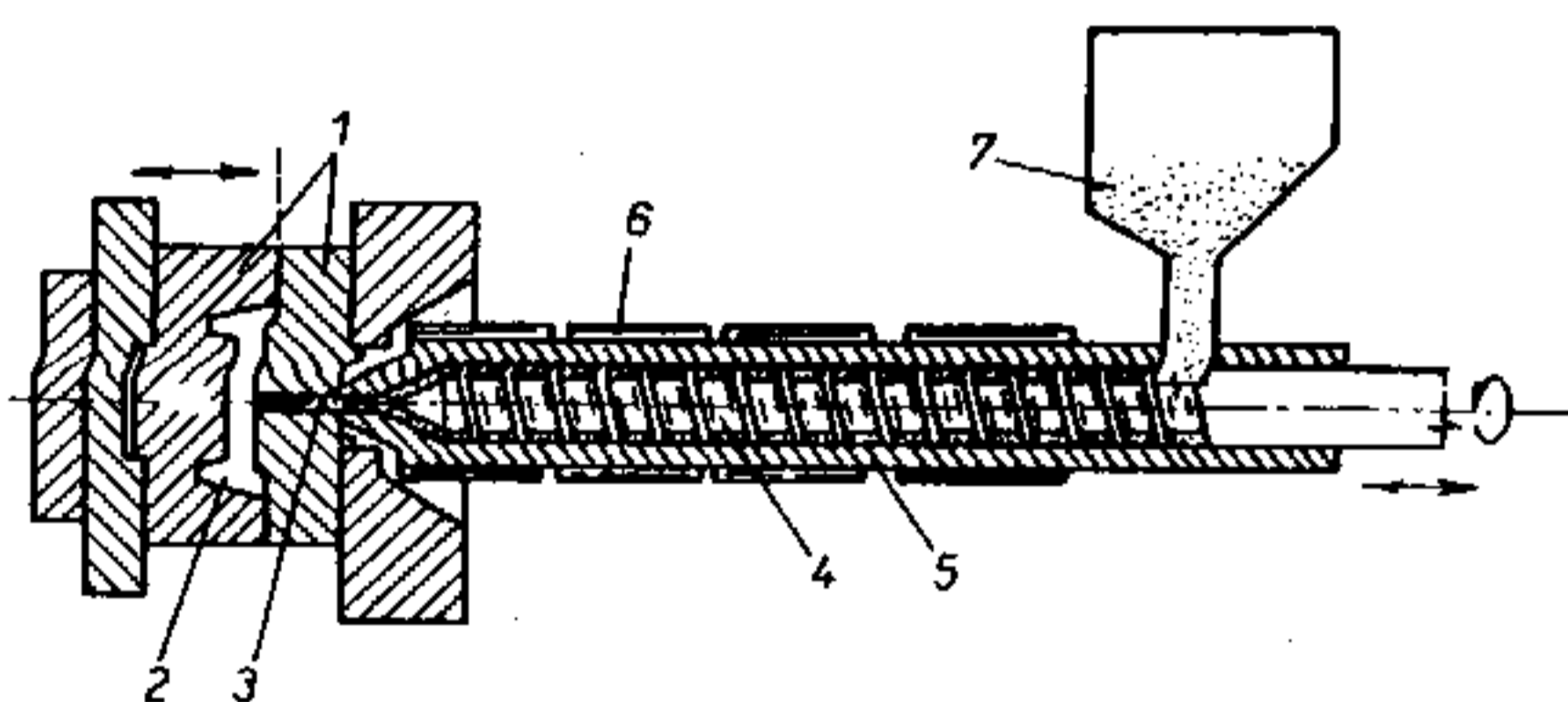
taveniny. Energie potřebná pro roztavení se do plastu dostává jednak z vnějšího zdroje ve zpracovatelském zařízení, jednak vzniká vnitřním třením. Teplota má zásadní význam pro vizkozitu tavenin. Ta s rostoucí teplotou klesá, což na jedné straně zlepšuje zatékání taveniny ve formě, na druhé straně se 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 tvářeni optimalizovat. Horní teplotní hranice je přitom omezena teplotou rozkladu polymeru.

Na principu tvářeni jsou založeny tato základní zpracovatelské technologie : vstřikování, vytlačování, válcování a lisování.

Vstřikování

Plast je v roztaveném stavu vstřikován 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 tavíci 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.



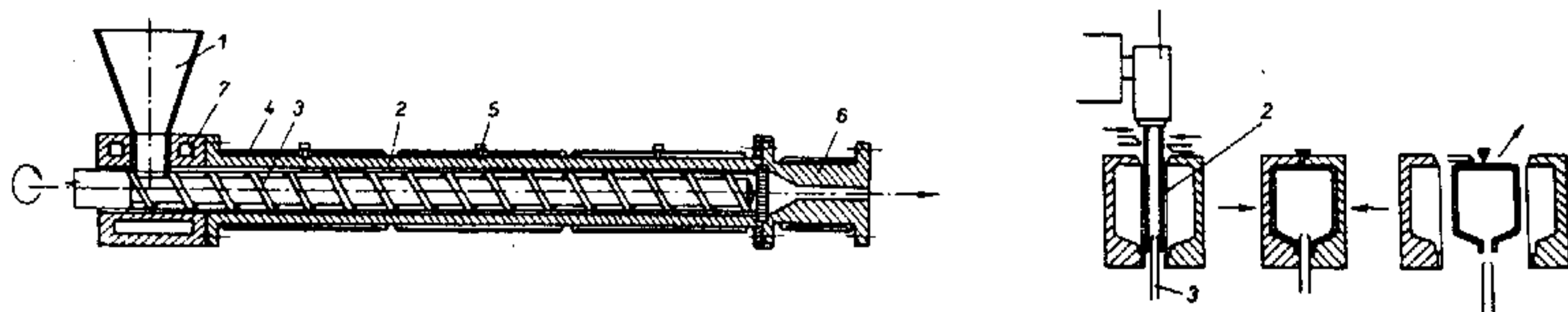
Obr.5-9 (vlevo) Schema šnekového vstřikovacího stroje
1 - forma, 2 - tvarová dutina formy, 3 - vstřikovací tryska, 4 - šnek, 5 - tavíci komora, 6 - elektrické vytápění tavíci komory, 7 - násypka granulátu

Obr.5-10 (vpravo) Schema 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 tvářeni, 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 opláštování elektrických vodičů a pro vytlačování trubek. Trubky se v další operaci vyfukují stlačeným plynem na dutá tělesa (obr.5-12).

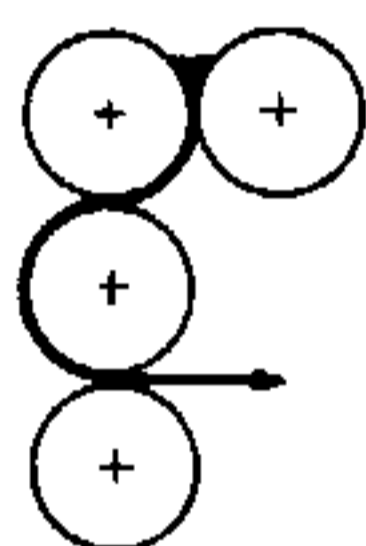


Obr.5-11 (vlevo) Schema vytlačovacího stroje
1 - násypka granulátu, 2 - tavící válec, 3 - šnek, 4 - elektrické topení, 5 - termočlánky, 6 - vytlačovací hlava s hubicí, 7 - chladič kanál násypného prostoru

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 (obr.5-13).



Obr.5-13 Schema válcování plastů na fólie a desky

Válcováním se vyrábějí fólie, desky a laminované vícevrstvé materiály nánosováním např. na textilní podložku (zejména PVC).

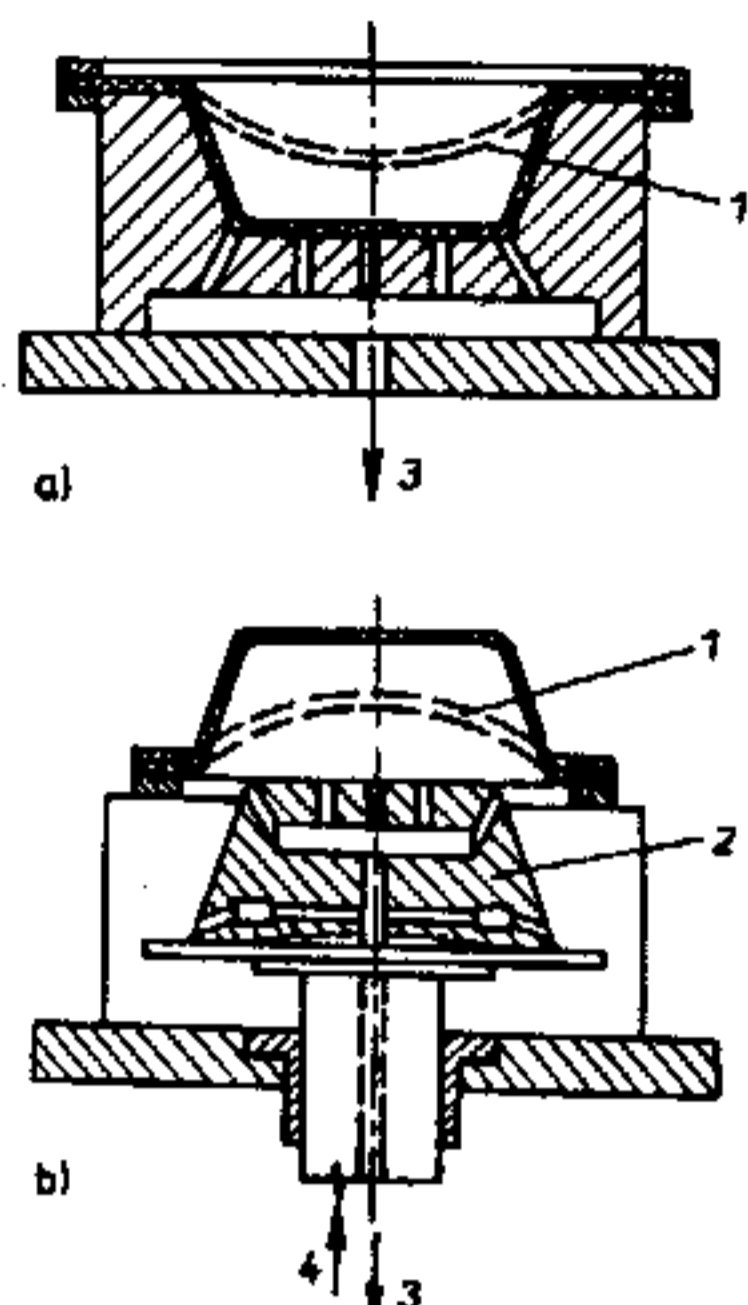
Lisování

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 k vytvrzení, 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 k vytvrzení reaktoplastu 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. Amorfni termoplasty se tvarují v kaučukovité 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. 5-14). 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.5-14 Schema 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 amorfni termoplasty, jako jsou neměkčený PVC a kapolyмеры, 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 přitlačného 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 svaru z vnějšího zdroje je založeno svařování horkým plynem a kontaktní svařování. Při svařování horkým plynem se materiál ohřívá proudem horkého plynu, který je do místa svaru přiváděn současně se svařovacím drátem ze stejného materiálu jako svařované díly. Tvary svarů jsou podobné jako při svařování kovů. Naproti tomu při kontaktním svařování 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 různé 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 svaru je ve srovnání se svařováním teplem z vnějšího zdroje velmi rychlé, 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 mechnické (zakotvení lepidla v nerovnostech lepeného povrchu). Největší význam má fyzikální adheze způsobená přitažlivými silami mezi polární-

mi skupinami v molekulách lepidla a lepeného plastu. Proto se nepolární plasty jako PE nebo PTFE 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 úpravu povrchu.

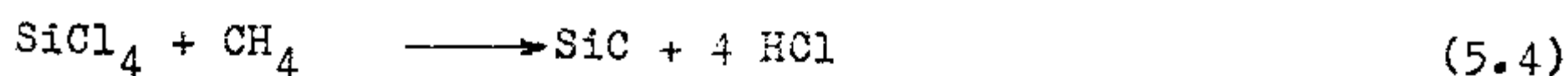
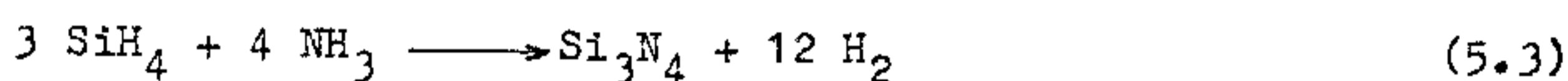
Velmi důležité jsou vlastnosti keramického prášku, protože rozhodující měrou ovlivňují vlastnosti konečného výrobku. Základními charakteristikami prášku jsou alotropická modifikace, čistota a velikost zrna.

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 tvrdost 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 hranicích 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 ($< 1 \mu\text{m}$) a optimální distribuce velikostí 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 $\text{Al}_2\text{O}_3 - \alpha$ 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 Si_3N_4 ze silanu (SiH_4) a amoniaku (NH_3) nebo SiC z chloridu křemičitého (SiCl_4) a metanu (CH_4) podle rovnic



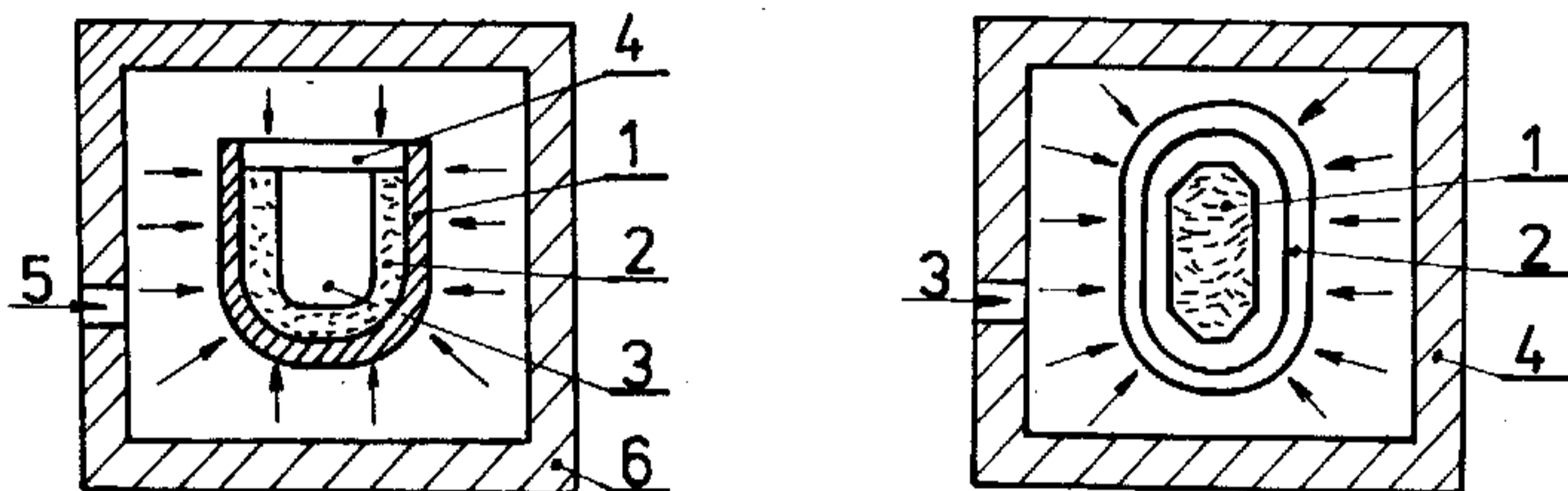
Keramické prášky se mísí s přísadami, které umožňují jeho následné zpracování. Mezi hlavní přísady patří pojiva, lubrikanty (snižují třecí odpor prášku při tvarování), slinovací prostředky (usnadňují difuzní procesy při slinování) a plastifikátory (zajišťují potřebné reologické vlastnosti).

Technologie zpracování prášku na výrobek je možno obecně rozdělit na dvě základní schemata :

1. Tvarování a následné zhutňování v peci při teplotě slinování.

Základními způsoby tvarování jsou jednoosé lisování, vytlačování, injekční vstřikování a lití suspenze, technologie v principu podobné jako zpracování plastů. Poslední dva způsoby jsou vhodné především pro výrobky složitějších tvarů. Nevýhodu nestejně hustoty lisovaných výrobků odstraňuje tzv. izostatické lisování (všestranným tlakem), jehož schema 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) Schema izostatického lisování
 1 - pryžová lisovací membrána, 2 - keramický prášek, 3 - kovový trn, 4 - těsnicí deska, 5 - přívod tlakového media, 6 - tlaková komora

Obr.5-16 (vpravo) Schema 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 Si_3N_4 . 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 Si_3N_4 se vychází z křemíkového prášku, který se vytvaruje a nechá reagovat při teplotě 1200 až 1400 °C s dusíkem za vzniku Si_3N_4 .

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).

Polymerní kompozity jsou proto využívány v oblastech, kde úspora hmotnosti vede ke značnému zvýšení užitečných vlastností strojů nebo konstrukcí a k sekundárním úsporám energie. Nejvíce kompozitů se proto spotřebuje v dopravě (obr.6-1).

Podle geometrie výztuže a jejího prostorového uspořádání dělíme kompozity (přesněji mikrokompozity) na dvě základní skupiny :



- vláknové kompozity
 - a) s kontinuálními vlákny
 - b) s krátkými vlákny
- částicové kompozity
 - a) sférické částice
 - b) destičkovité částice

Obr.6-1 Spotřeba kompozitů podle odvětví v Německu v roce 1995

6.1.2 Charakteristika výztuže

Vlákna jsou vždy mnohem pevnější než stejné materiály v kompaktní podobě (tab.6-I). Pevnost vláken roste se zmenšujícím se průřezem. Přírozené defekty struktury jsou totiž u vláken malých průměrů také malé a navíc v důsledku technologie výroby vláken příznivě orientované svým delším rozměrem ve směru osy vlákna.

Tabulka 6-I Porovnání mechanických vlastností vláken a kompaktních materiálů

materiál	modul pružnosti GPa	pevnost v tahu MPa
skleněné vlákno typu E	76	2500
sklovina E	76	100
uhlíkové vlákno	250 až 800	2000 až 6000
polykrystalický grafit	10	20
keramické vlákno SiC	400	3900
SiC monolitický	410	500
polyetylenové vlákno	80 až 120	3000
lineární polyetylén	0,4	26

U vláken s krystalickou strukturou jsou pevné atomové vazby přednostně orientovány v podélném směru. Fragmenty vzniklé porušením vlákna při tahovém namáhání mají větší pevnost než vlákno původní délky, protože první lom byl iniciován největším defektem vlákna, takže zbylé části již mají defekty méně nebezpečné.

Pro kompozity jsou vyráběna vlákna

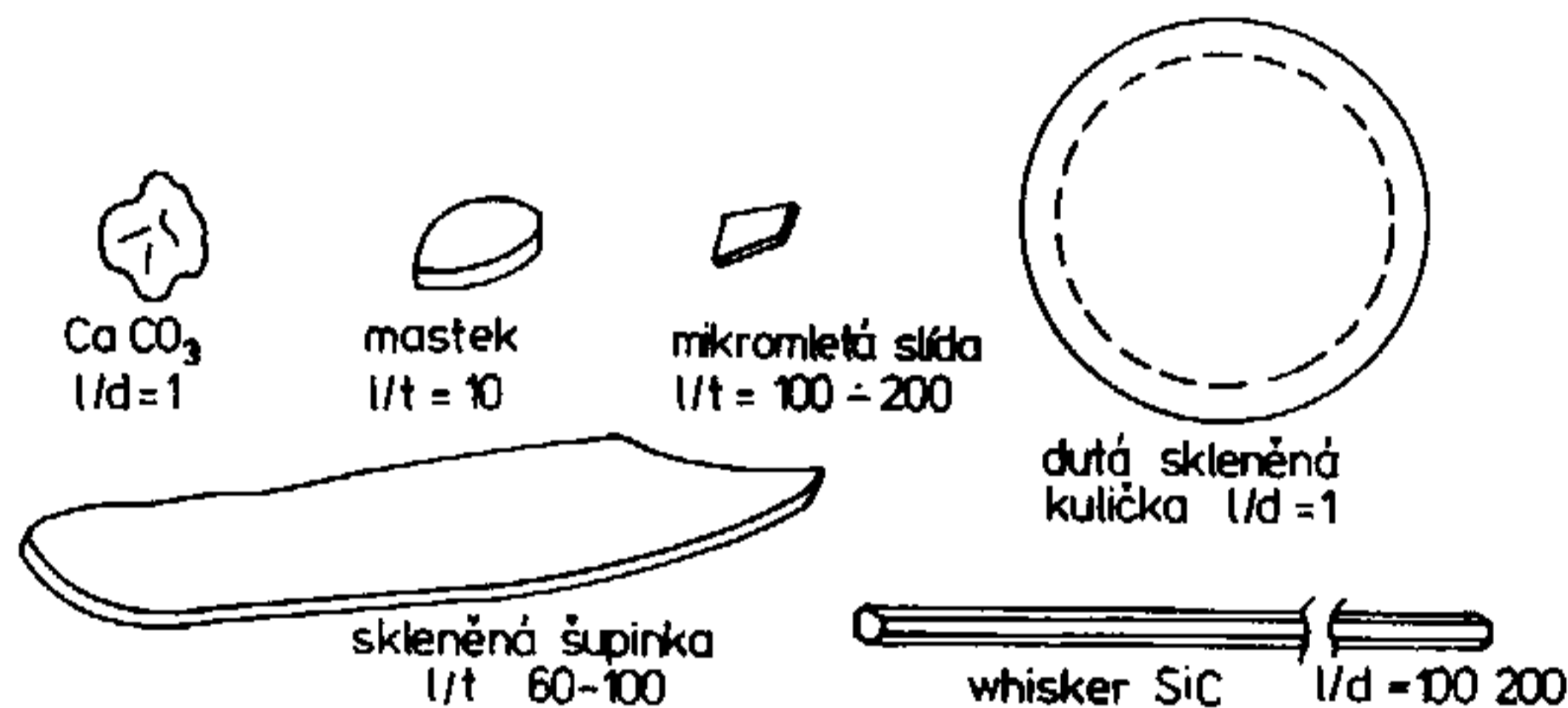
- skleněná (sklovinu tvoří přechlazená tavenina směsi oxidů Si, Al, Ca, B, Mg)
- uhlíková (vyráběná z vláken polyakrylonitrilu, ropných smol nebo celulósových vláken)
- keramická (na bázi Al_2O_3 , SiC, Si_3N_4)
- polymerní (aromatické polyamidy, ultravysokomolekulární polyetylén, LCP kopolyestery)
- kovová (drátky z vysokotavitelných kovů - W, Mo)

Uvedená vlákna nejsou vhodná pro jakoukoliv matici. Polymerní matrice se nevyztužují vlákny s větší hustotou, protože by se snížil měrný modul a měrná

pevnost kompozitu. Pro kovové a keramické matrice zase nelze použít vlákna s malou tepelnou odolností. Rozlišujeme proto

- vlákna pro polymerní matrice (skleněná, polymerní a uhlíková)
- vlákna pro keramické a kovové matrice (uhlíková, keramická a kovová)

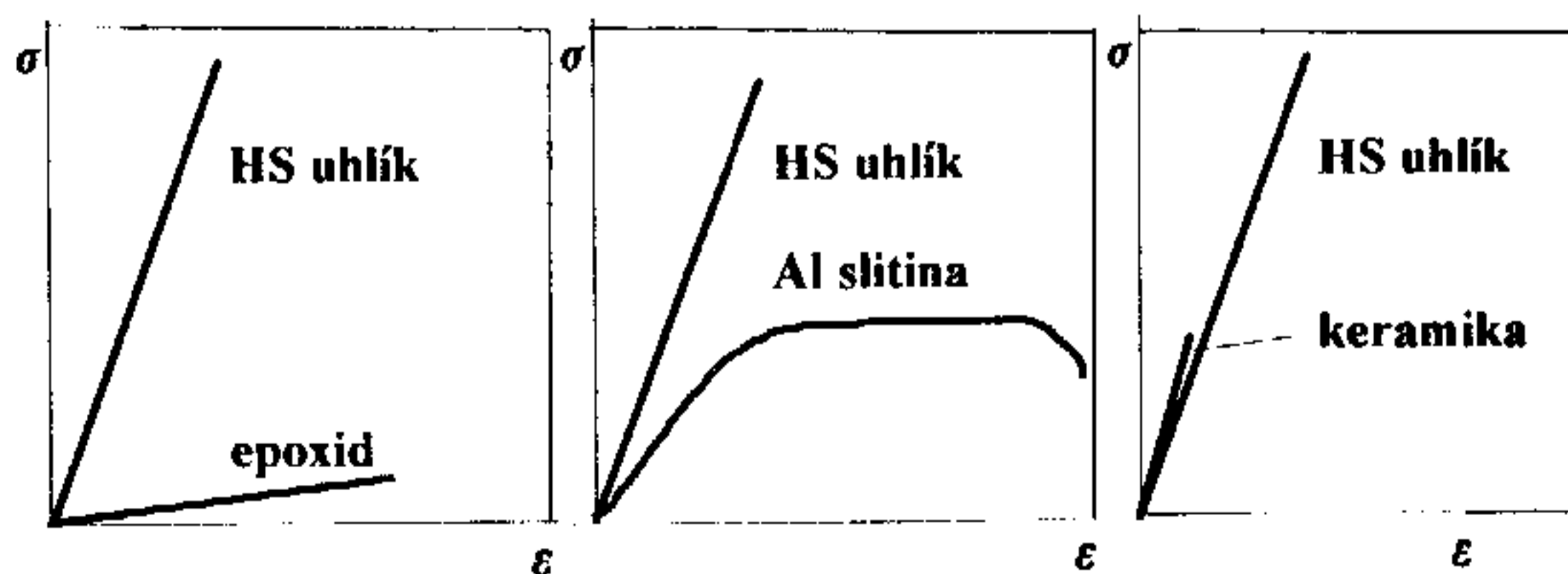
Částice pro mikrokompozity by neměly mít rozměry větší než 10 μm . V matrici musí být částice rovnoměrně rozptýleny, protože jinak dojde k poklesu pevnosti kompozitu oproti pevnosti samotné matrice, a to i při poměrně malých podílech částic. Při optimálním podílu jemných částic je pozorováno malé zvýšení pevnosti v tahu i v případě použití sférických částic. Částice protáhlého nebo destičkovitého tvaru mohou matrici vyztužovat a zároveň významně zpevňovat - jsou to tzv. aktivní částice. Poměr největšího rozměru částice k minimálnímu rozměru (u destičkovitých částic tloušťka) udává aspektní (štíhlostní) poměr. Největší aspektní poměry mají krátká vlákna a whiskery (viskry) s poměry délky ku průměru 1/d až 200. Sférické částice mají aspektní poměr roven 1. Na obr.6-2 jsou znázorněny částice různého původu a tvaru s uvedením dosahovaných hodnot aspektního poměru spolu s whiskerem.



Obr.6-2 Tvary částic používaných k vyztužení kompozitů

6.1.3 Charakteristiky matric

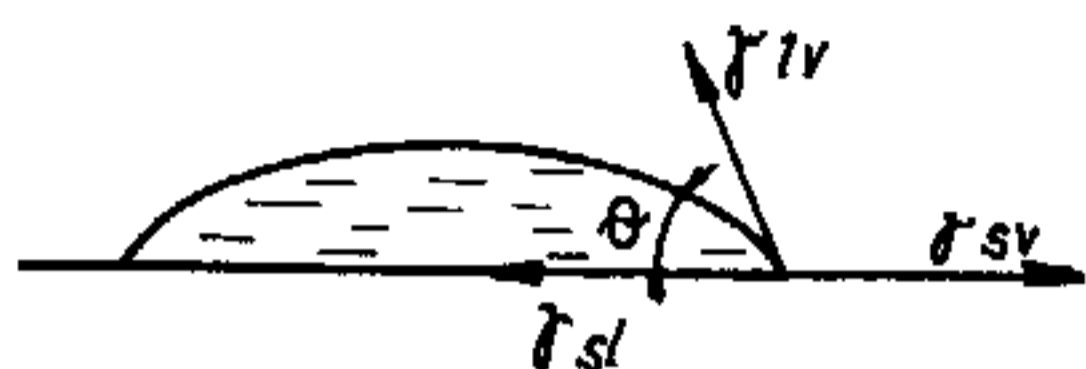
Hlavní úlohou matrice je vzájemně spojovat diskontinuální vyztužující fázi. Tuto schopnost by si matrice měla udržet i po prvních poruchách výztuže. Jinými slovy mezní poměrné prodloužení matrice při jejím tahovém namáhání by mělo být několikanásobně větší než mezní prodloužení vyztužující fáze. Tento požadavek splňují především polymerní a kovové matrice. Skelné a keramické matrice mají mezní prodloužení při lomu srovnatelné nebo dokonce menší než vláknová výztuž, neboť jsou značně křehké a mají proto i malou pevnost (tab.6-1). Na obr.6-3 jsou znázorněny pracovní diagramy základních druhů matric v porovnání s diagramem HS uhlíkového vlákna.



Obr.6-3 Pracovní diagramy zkoušky v tahu různých matric kompozitů v porovnání s diagramem standardního středněmodulového uhlíkového vlákna

Kromě tuhosti, pevnosti a mezného prodloužení při lomu jsou důležité i další charakteristiky matrice :

- Povrchové napětí určující smáčivost výztuže a zároveň i pevnost vazby matrice k povrchu výztuže
- viskozita matrice při prosycování výztuže



Má-li být výztuž v mikrokompozitu dokonale obklopena matricí, je nutné aby při přípravě kompozitu vznikly na mezifázovém rozhraní podmínky umožňující dobrou smáčivost. Z termodynamického hlediska je tomu tehdy, když při vysoké energii volného povrchu výztuže má kapalná matrice co nejmenší energii. Na obr.6-4 je znázorněna kapka matrice s kontaktním úhlem θ (úhel smáčení) daným vztahem

Obr.6-4
Povrchová napětí na rozhraní fází u kapky kapaliny na nesmáčivém povrchu

$$\cos \theta = \frac{\gamma_{sv} - \gamma_{sl}}{\gamma_{lv}} \quad (6.2)$$

kde γ_{sv} je povrchová energie napětí na rozhraní tuhé a plynné fáze, γ_{sl} energie rozhraní tuhé a tekuté fáze a γ_{lv} energie rozhraní kapaliny a plynu. Pro dobrou smáčivost musí být kontaktní úhel co nejmenší.

Místo hodnoty kontaktního úhlu lze podmínku dobré smáčivosti definovat součinitelem smáčení s , kterým hodnotíme zmenšení volné energie systému po smočení povrchu tekutou fází

$$s = \gamma_{sv} - (\gamma_{sl} + \gamma_{lv}) \quad (6.3)$$

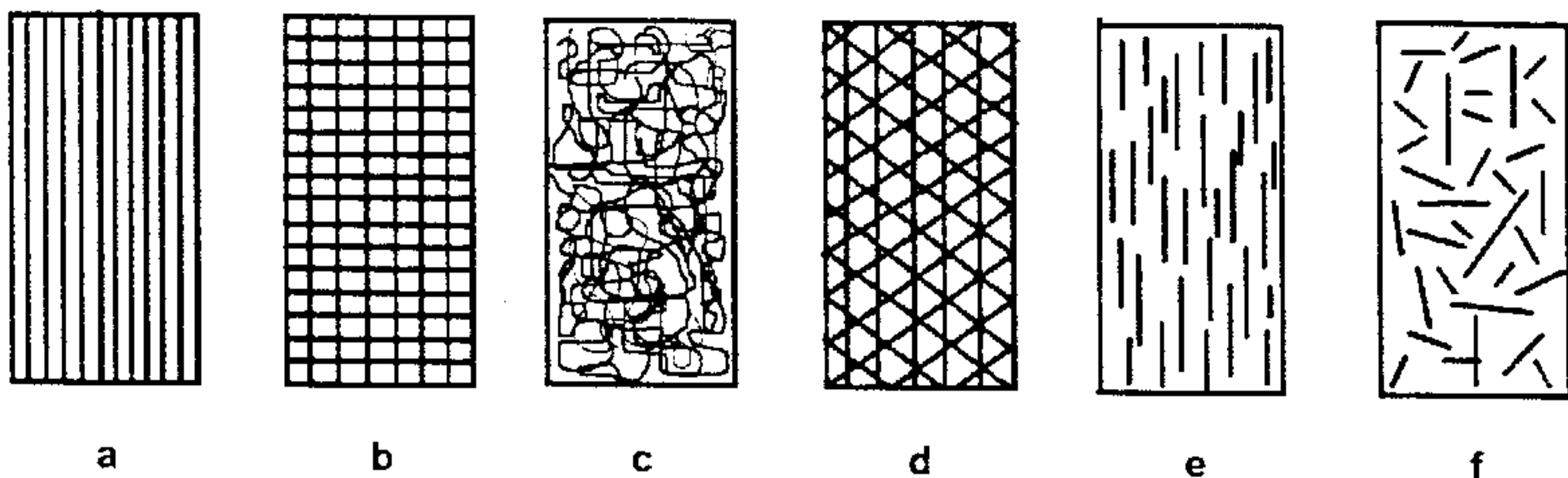
Smáčení nastává spontánně, tj. bez působení vnějších sil, při $s > 0$.

Nejmenší povrchové energie γ_{lv} mají materiály s malou kohezní energií, mající v kompaktním tvaru malou pevnost a tuhost. Například epoxidové pryskyřice mají hodnotu γ_{lv} okolo 40 mJ/m^2 . Budou proto velmi dobře smáčet například hliník s hodnotou γ_{sv} okolo 1100 mJ/m^2 , ale ne vlákno UHMW PE s hodnotou $\gamma_{sv} = 30 \text{ mJ/m}^2$.

Pokud není při impregnaci výztuže použit přetlak, je nezbytnou podmínkou dobrého smáčení výztuže také malá viskozita kapalně matrice. Termosety v nezesíťtém stavu mají menší viskozitu než taveniny lineárních polymerů a proto snadno prosycují vláknovou výztuž. Vzlínají kapilárními silami i do nejmenších mezer mezi vlákny. Roztavené technické kovy mají viskozitu také malou, ale protože jde o materiály s velkou kohezní energií, mají jejich taveniny velkou povrchovou energii γ_{lv} a proto špatně smáčejí většinu vláknových výztuží. Povrchovou energii kovů lze do určité míry ovlivňovat vhodnými přísadami a povrchovou energii vláken zvyšovat jejich povrchovou úpravou.

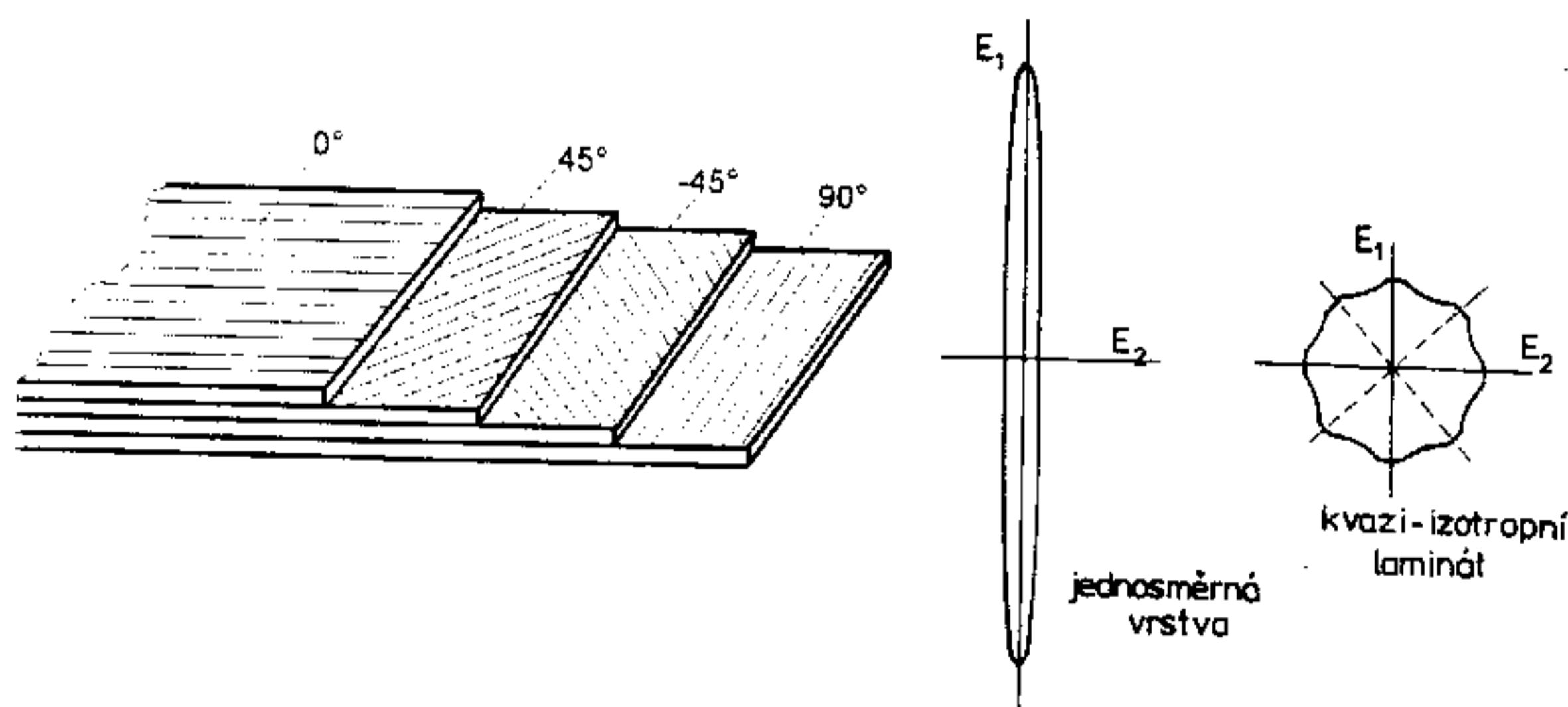
6.1.4 Struktura a vlastnosti kompozitů

Kompozity s kontinuálními vlákny mohou mít výztuž orientovanou jednosměrně, dvouose a víceose nebo nahodile uspořádanou. Také diskontinuální (krátká) vlákna mohou být orientována přednostně nebo nahodile. Příklady uspořádání vláknové výztuže jsou schematicky znázorněny na obr.6-5.



Obr.6-5 Jednovrstvový kompozit s kontinuálními vlákny (a) jednosměrně uspořádanými, (b) dvouose orientovanými ve tkané výztuži (výztuž v podobě tkaniny) (c) nahodile orientovanými vlákny (výztuž v podobě netkané textilie tj. rohože), (d) s víceosou výztuží, (e) kompozit s krátkými (diskontinuálními) vlákny, jednosměrná orientace, (f) kompozit s krátkými vlákny, nahodilá orientace

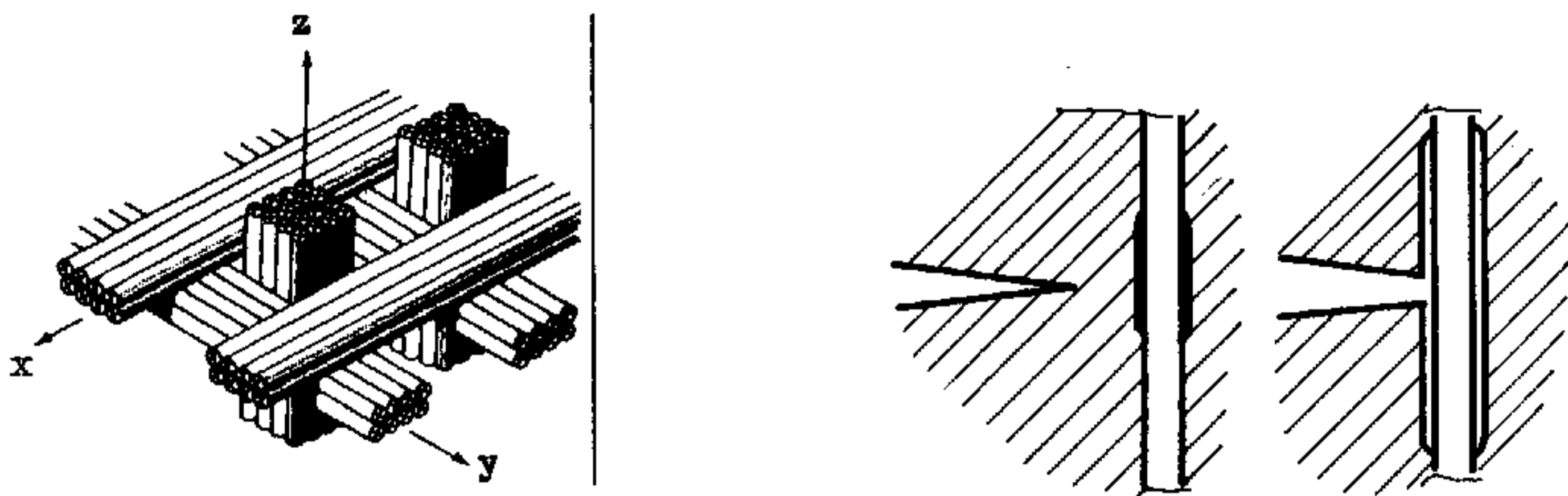
Potřebná tloušťka stěny kompozitových výrobků vyztužených kontinuálními vlákny se obvykle vytváří vrstvením elementárních vrstev. Vzniká laminát (vrstva v angl. je "lamina") mající vlastnosti závislé na způsobu uložení vláken v jednotlivých vrstvách. Je-li výztuž v elementární vrstvě jednosměrně orientována, jsou mechanické a fyzikální vlastnosti výsledného laminátu značně závislé na orientaci vrstev. Laminát se stává plošně izotropní (tj. modul pružnosti a pevnost v rovině laminátu jsou ve všech směrech stejné) až při skladbě vrstev znázorněné na obr.6-6.



Obr.6-6 Skladba laminátu vyrobeného z jednosměrně vyztužených vrstev. Vpravo je v polárních souřadnicích znázorněna anizotropie modulu pružnosti v rovině jedné vrstvy a téměř dokonalá plošná izotropie laminátu skladby $[0/+45/-45/90]_S$

Lamináty se většinou navrhují symetrické kolem střední roviny (nebo střední vrstvy). Při namáhání tahovými silami působícími v rovině laminátu nedochází u symetrického laminátu k přídatným ohybovým nebo torzním deformacím a je zaručena tvarová stabilita laminátu při změnách okolní teploty. Symetrický laminát s kódem skladby $[0/+45/-45/90]_S$ je složen z osmi vrstev.

Má-li mít kompozit vyztužený vlákny dobré mechanické vlastnosti ve všech směrech, je nutné použít třídímenzionální výztuž. Třídímenzionální výztuže se vyrábějí na speciálních tkacích strojích. Podstata třídímenzionální tkaniny je schematicky znázorněna na obr.6-7.



Obr.6-7 (vlevo) Třídímenzionální vazba vláknové výztuže

Obr.6-8 (vpravo) Mechanismus interakce trhliny matrice s vláknem

Pro vláknové kompozity je charakteristické, že negativní mechanické vlastnosti složek se u výsledného materiálu již neprojeví. Například kompozit obsahující křehká vlákna uložená v křehké matrici 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 matrici ve směru kolmém k ose vlákna dochází k otupování jejich čel mechanismem znázorněným na obr.6-8. Trhlina se po interakci s vláknem šíří v mezifázovém rozhraní.

Kompozit tedy dosahuje lepších vlastností, než by odpovídalo vlastnostem složek. Jde o tzv. synergický efekt (synergismus = spolupůsobení několika složek vedoucí k zesílení účinku). Synergický efekt bývá zvláště výrazný u kompozitů hybridních. Hybridní lamináty vyrobené střídáním vrstev vyztužených uhlíkovými a polymerními vlákny mají například odolnost proti poškození nárazem ve směru kolmém na vrstvy větší než lamináty vyztužené jenom houževnatými polymerními vlákny. Dalším důvodem použití více druhů vláken je snížení ceny kompozitu. V kompozitech vyztužených současně skleněnými i uhlíkovými vlákny je levnější skleněná výztuž umístěna v méně namáhaných směrech nebo vrstvách.

Za hybridní kompozit lze považovat i materiál kombinující vlákna a částice. Zvýšenou odolnost polymerních kompozitů proti chemikáliím například podporují skleněné vločky ve vnějších ochranných polymerních vrstvách (v tzv. gel-coatové vrstvě laminátů). U špičkových vrstvených kompozitů s polymerní matricí se nyní zkouší současné použití kontinuálních vláken a keramických whiskerů (krátkých keramických monokrystalů). Whiskery mohou být v matrici mezi vlákny nahodile orientovány a zvyšují její pevnost. Laminát má potom dobré mechanické vlastnosti i ve směru kolmém k vrstvám, lépe odolává tlakovému namáhání v tomto směru a má větší odolnost proti rozvrstvení (tzv. delaminaci).

Pomocí mikromechanických výpočtů lze určit maximální a minimální hodnoty tuhosti a pevnosti elementární vrstvy kompozitu nejjednodušší v případě, že vrstva je vyztužena jednosměrně uspořádanými vlákny. Vlastnosti vrstev s jinak uspořádanými vlákny (výztuže v podobě tkanin, rohoží) se potom nacházejí mezi vypočtenými extrémními hodnotami.

Univerzálním vztahem pro výpočet hlavních elastických charakteristik M jednosměrně vyztužené (tzv. ortotropní) vrstvy znázorněné na obr.6-9 je rovnice podle Halpina a Tsaie :

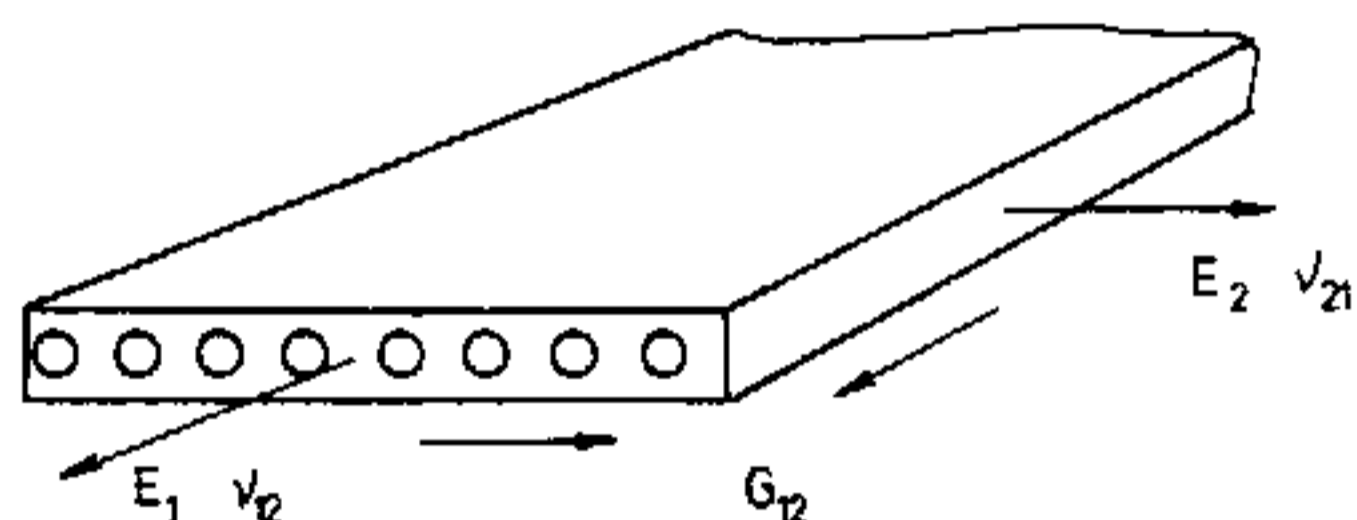
$$\frac{M}{M_m} = \frac{1 + A \cdot B \cdot v_f}{1 - B \cdot v_f} \quad (6.4)$$

kde M je elastická konstanta kompozitu a M_m odpovídající konstanta matrice. Parametr A závisí na geometrii vyztužujících vláken (délce a průřezu). Člen B je dán elastickými vlastnostmi vláken (index f) a matrice (index m):

$$B = \frac{(M_f/M_m) - 1}{(M_f/M_m) + A} \quad (6.5)$$

U vláken silně anizotropních (tj. uhlíkových a polymerních) musí být do rovnice (6.5) ovšem dosazeny elastické konstanty vláken pro příslušný směr.

Hodnoty parametrů A pro výpočet čtyř nezávislých hlavních elastických konstant vrstvy obsahující kontinuální nebo krátká vlákna kruhového průřezu uvádí tabulka 6-II. Jsou to (1) modul pružnosti v tahu ve směru vláken E_1 a ve směru kolmém E_2 , (2) modul pružnosti ve smyku G_{12} , (3) Poissonův poměr ν_{12} definovaný jako poměr příčné poměrné deformace (zúžení) ku poměrnému prodloužení, tj. $-\epsilon_2/\epsilon_1$.



Obr. 6-9 Jednosměrně vyztužená vrstva a její hlavní elastické konstanty

Tabulka 6-II Hodnoty parametru A Halpin-Tsaisovy rovnice pro různé elastické konstanty (l/d je aspektní poměr)

	E_1	E_2	G_{12}	ν_{12}
kontinuální vlákno	∞	2	1	∞
krátké vlákno	$2l/d$	2	1	∞

Pro $A=\infty$ se rovnice (6.4) a (6.5) redukují na směšovací pravidlo pro paralelní zapojení matrice a výtzuže, tj. pro směr rovnoběžný s vlákny

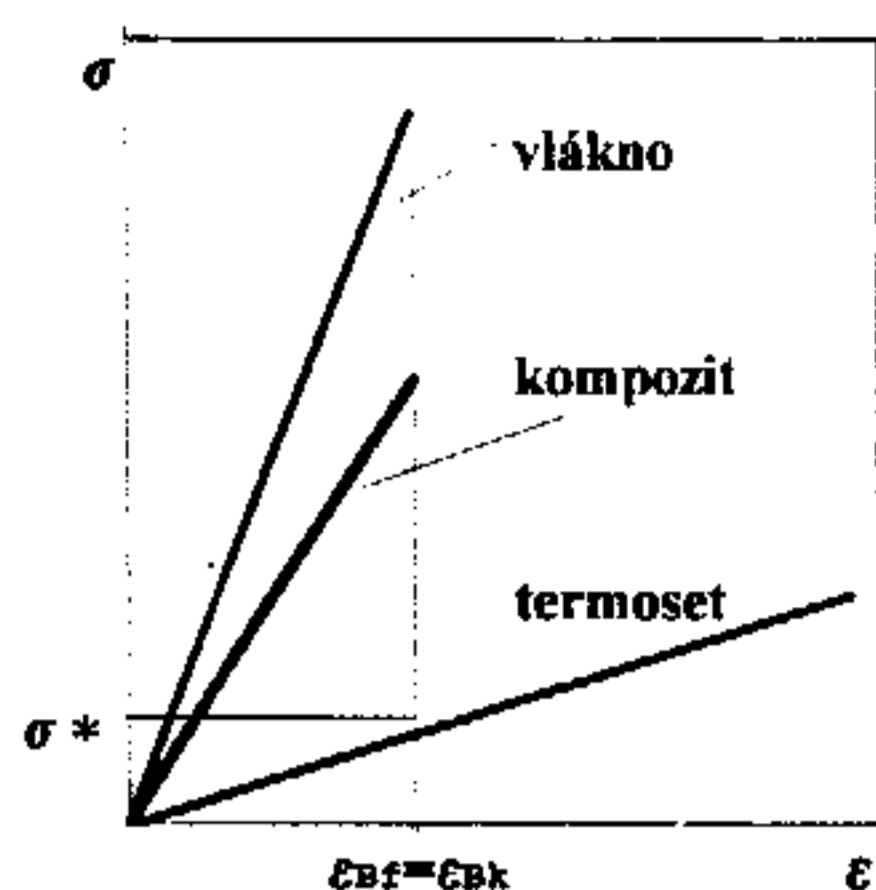
Pro $A=0$ obdržíme z rovnic (6.4 a (6.5) vztah pro elastickou konstantu v seriovém zapojení složek, tj. pro směr kolmý na vlákna.

Z rovnice (6.4) a tab.6-II vyplývá, že ve směru kolmém k vláknům modul pružnosti E_2 nezávisí na délce vláken. Je ovlivněn jen druhem vláken a typem matrice a objemovým podílem vláken v_f . U kompozitu s krátkými vlákny bývá v_f maximálně 0,4, kdežto u vrstvy jednosměrně vyztužené kontinuálními vlákny může dosahovat hodnoty až 0,8. Maximální podíl $v_f=0,9$ u vláken s kruhovým průřezem znamená, že vlákna v hexagonálním uspořádání se vzájemně dotýkají - tento případ u kompozitu nesmí nastat, vlákna musí být oddělena vrstvou matrice.

Pevnost v tahu jednosměrně vyztužené vrstvy ve směru vláken σ_{pt} je možno také přibližně určit směšovacím pravidlem

$$\sigma_{pt1} = \sigma_{pf} v_f + \sigma_m^*(1-v_f) \quad (6.6)$$

Protože kompozit se při tahovém namáhání poruší v okamžiku přetržení vláken, není druhý člen σ_m^* ve směšovacím pravidle (6.6) pevnost matrice, ale napětí v matrici v okamžiku porušení vláken a tedy i celé elementární vrstvy. Křivky napětí-poměrné prodloužení vlákna, matrice a vrstvy jsou znázorněny na obr. 6-10.



Obr.6-10 Pracovní diagram 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 jsou zároveň i velmi poddajné, zajišťují přenos sil v kompozitu jen v nejpříznivějších případech. Přesto ale mají důležitou úlohu: například při porušení kontinuálního vlákna tahovým napětím zůstanou konce vlákna odlehčeny. Je-li adheze matrice k vláknu dobrá, pak v určité délce od místa lomu vlákna se smykovými silami opět přivede na vlákno původní tahové napětí.

I málo pevná matrice pomáhá při přerozdělování napětí u lokálních koncentrátorů napětí. Kompozity mají malou vrubovou citlivost i v makroskopickém měřítku.

Pevnost jednosměrně vyztuženého kompozitu ve směru kolmém k vláknům je vždy menší než pevnost samotné matrice, protože v matrici ležící mezi tuhými vlákny vzniká při přenosu tahového napětí tříosá napjatost usnadňující vznik trhlin. Trhliny se snadno šíří nezpevněnou matricí a nebo v méně pevném mezifázovém rozhraní.

6.2 Kompozity s polymerními matricemi

Rychlý vzestup výroby vláknových kompozitů s polymerní matricí nastal za druhé světové války. První aplikací byly kryty pro vojenské letouny. Použita byla skleněná vlákna a polyesterová pryskyřice. Špičkovými konstrukčními materiály se však vláknové kompozity staly teprve s rozvojem výroby uhlíkových a bórových vláken a epoxidových pryskyřic na počátku šedesátých let.

Vedle již zmíněného výhodného poměru mechanických vlastností k hustotě mají vláknové kompozity s polymerní matricí i další přednosti, z nichž nejvýznamnější jsou :

- koroziivzdornost a chemická odolnost (uplatnění v námořní dopravě, chemickém průmyslu)
- dobré dielektrické vlastnosti a nevodivost se skleněnými vlákny (díly pro elektrotechniku a elektroniku)

Jako matrice jsou dosud nejvíce používány termosety. Nejlevnější jsou nenasycené polyesterové pryskyřice (zkratka UP). UP mají viskozitu závislou na obsahu reaktivního ředidla, obvykle monomerního styrénu, který po vytvrzení zůstává zabudován v prostorové makromolekule. Dobu vytvrzování UP lze volbou vhodného vytvrzovacího systému a vytvrzovací teploty měnit v širokém rozmezí (minuty až hodiny). Krátké doby vytvrzování dovolují využít UP pryskyřice i v hromadné výrobě. Chemicky i tepelně odolnější než UP jsou vinylesterové pryskyřice (VE). Nejlepší mechanické vlastnosti a chemickou odolnost mají epoxidové pryskyřice (EP). Teplotní odolnost epoxidů roste s jejich funkčností, tzv. čtyřfunkční epoxidy mají teploty T_g až 260 °C.

Nové typy fenolformaldehydových pryskyřic (PF) pro laminaci jsou používány tam, kde je požadována nehořlavost a malý vývin toxických zplodin při vystavení kompozitu ohni (interiéry letadel, vozů metra apod.). Největší tepelnou odolnost mají pryskyřice na bázi polyimidů.

V poslední době jsou v hromadné výrobě stále častěji používány polotovary s termoplastickými matricemi. Termoplastické kompozity umožňují velmi produktivní výrobu dílů, protože doba výrobního cyklu je kratší než při lisování kompozitů s termosetickými matricemi. Matrice se nevytvzuje, termoplastický kompozit se po vstříknutí do formy (kompozity s krátkými vlákny) nebo po tvarování za tepla (polotovar ve tvaru desky) jen ochladí pod teplotu tvarové stálosti za tepla. Nejlevnější jsou termoplastické matrice na bázi polypropylénu (PP). Dražší polyamidy (PA6.6, PA12) a lineární polyestery (PET, PBT) vyztužené krátkými skleněnými vlákny jsou nyní v zahraničí běžně používány pro výrobu tvarově členitých dílů (kapotáž motocyklů, sací potrubí spalovacích motorů osobních automobilů, pouzdra a kryty agregátů a elektrického ručního nářadí. Drahé, ale chemicky a tepelně velmi odolné termoplasty jako polyfenylensulfidy (PPS), vstřikovací typy polyimidů - polyamidoimid (PAI) a polyeterimid (PEI) a polyaryleterketony (PAEK) se také vyztužují krátkými vlákny. S uhlíkovými vlákny je lze použít i pro značně namáhané strojní díly. V zahraničí se všechny uvedené termoplasty vyztužují i kontinuálními vlákny a dodávají zpracovatelům v podobě desek určených ke tvarování za tepla.

Protože mechanické vlastnosti všech polymerních matric (moduly pružnosti, pevnosti, meze kluzu) i jejich hustoty se liší velmi málo, vychází se při výběru vhodné polymerní matrice z přípustné ceny dílu, z dostupné technologie a z nároků na tepelnou či chemickou odolnost matrice a jejích dalších vlastností (dobré kluzné vlastnosti, zdravotní nezávadnost apod.).

Příklady hlavních typů vláken pro polymerní kompozity jsou uvedeny v tab. 6-III. Zkratky a termíny použité v záhlaví tabulky jsou odvozené z angličtiny a mezinárodně používané.

Tabulka 6-III Vlastnosti vláken pro kompozity s polymerní matricí

vlákno výrobce značka	E sklo Vertex EC..	S sklo Vetrotex	HS uhlík Amoco T300	IM uhlík Amoco T650	HM uhlík Amoco P100	PPTA Du Pont Kevlar 49	UHMW PE Allied-Signal Spectra 900
hustota [g/cm ³]	2,54	2,49	1,8	1,8	2,1	1,44	0,97
průměr [μm]	5 až 25	5 až 15	6 až 10	6 až 10	6 až 10	12	13 až 15
modul E [GPa]	75	85	230	290	690	124	120
pevnost [GPa]	2,4	4,5	3,6	5,0	2,3	3	2,6
cena [Kč/kg]	70	250	1400	3000	7000	2500	2200
pracovní teplota [°C]	250	250	vzduch 400	vzduch 400	vzduch 400	300	80

Vysvětlivky :

E skleněná vlákna ze směsi oxidů SiO₂ (54 %) - Al₂O₃ - CaO, - B₂O₃

S je pevnější sklovina obsahující SiO₂ (65 %) - Al₂O₃ - MgO

HS vysokopevné (High Strength) uhlíkové vlákno

IM (nebo IMS, AM) středněmodulová uhlíková vlákna s velkou pevností

HM (nebo HMA) vysokomodulové uhlíkové vlákno

PPTA vlákno z aromatického polyamidu typu poly(para-fenylentereftalamid)

UHMW PE vysoce dložený ultravysokomolekulární (Ultra High-Molecular Weight) polyetylen

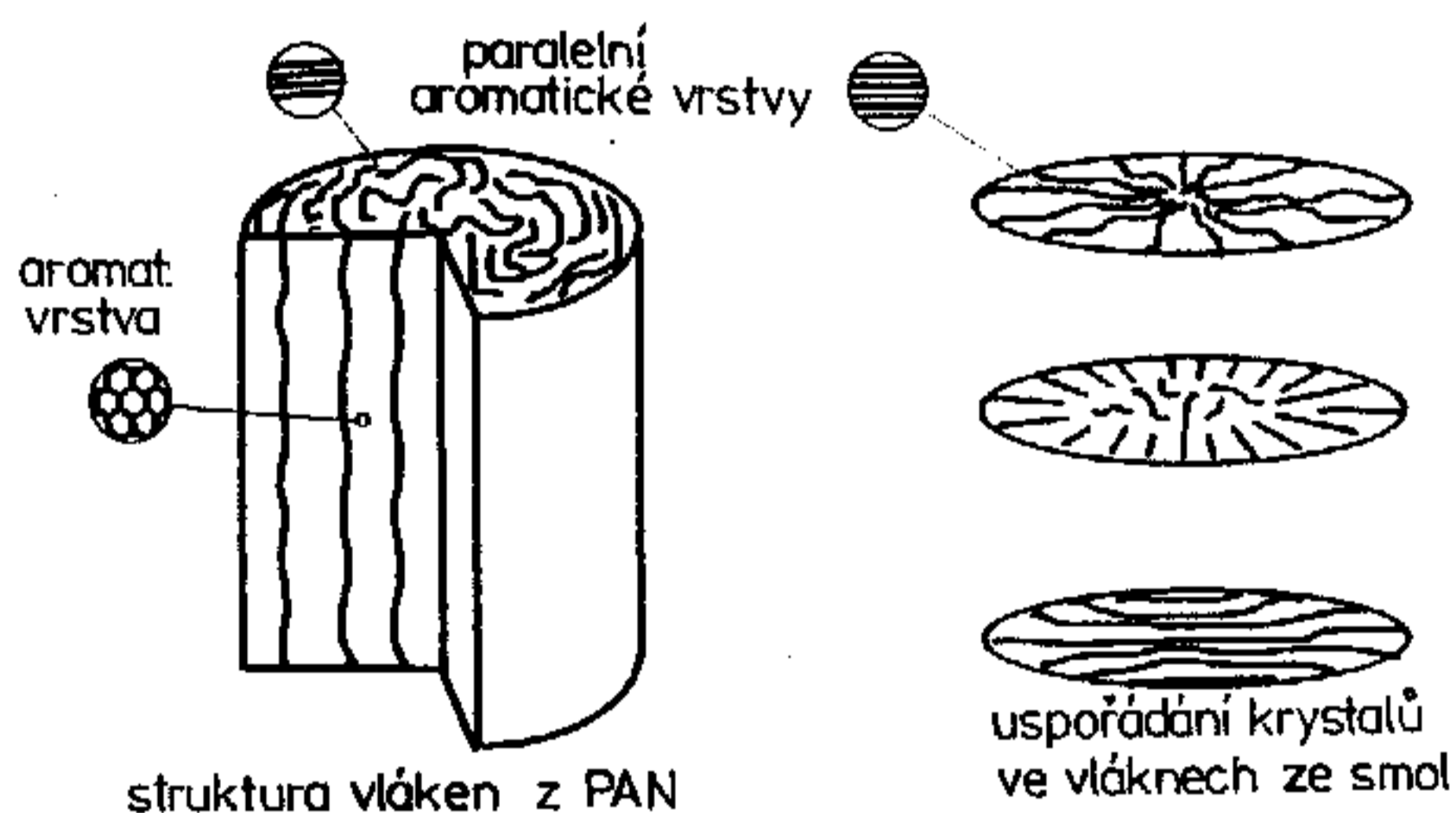
Uvedené ceny v Kč za 1 kg jsou pouze orientační, závisí na jemnosti tzv. rovingu, tj. provazce sdružujícího prameny vláken (roving může obsahovat 1000

až 3000 elementárních vláken). Lze konstatovat, že ceny většiny vláken dnes již opět rostou. Například ceny vláken z PAN s rozvojem výroby klesaly jen do poloviny devadesátých let.

Pracovní teplota u většiny vláken, s výjimkou uhlíkových, je stanovena podle teploty výraznějšího poklesu tuhosti a pevnosti vláken. Uhlíková vlákna, která by v inertním prostředí byla použitelná i při teplotách nad 2000 °C, na vzduchu rychle oxidují již při teplotách nad 400 °C.

Skleněná vlákna jsou amorfni a izotropni. Před použitím lubrikovaných vláken do kompozitu se musí povlak odstranit, aby bylo dosaženo dostatečně mezifázové adheze vláken a matrice. Pro zlepšení adheze polymeru k vláknům jsou používány tzv. vazebné prostředky (silany). Vlákna ze skloviny S, která jsou určena pro dynamicky namáhané kompozity s epoxidovými matricemi, jsou opatřena povlakem speciální epoxidové pryskyřice.

Uhlíková vlákna jsou krystalická. Na rozdíl od polykrystalického grafitu s nahodilou orientací krystalů jsou ve vláknu aromatické roviny obsahující atomy uhlíku orientovány přednostně ve směru podélné osy vlákna jak ukazuje obr.6-11.



Obr.6-11 Schematický obrázek uspořádání aromatických rovin v uhlíkovém vláknu vyrobeném z PAN (vlevo) a z mezifázových smol (vpravo)

Přednostní orientace aromatických rovin v uhlíkovém vláknu ve směru podélné osy způsobuje, že vlákna jsou vysoce anizotropní. Modul pružnosti E ve směru kolmo na vlákno je menší než ve směru podélném, koeficient teplotní roztažnosti ve směru osy vlákna je záporný, kolmo k ose vlákna kladný. Také hodnoty tepelné a elektrické vodivosti jsou v uvedených směrech různé. Vlastnosti kompozitu je možno měnit vhodnou orientací vláken v širokém rozmezí. Lze vyrobit díl s minimálními rozměrovými změnami při střídání teplot v rozsahu -200 až +200 °C. Vysokomodulová uhlíková vlákna v měděné matrici poskytují kompozitní materiál s vyšší tepelnou vodivostí ve směru rovnoběžném s vlákny než má samotná měď.

Uhlíková vlákna jsou křehčí než vlákna skleněná. Pro lepší soudržnost s polymery se uhlíková vlákna povrchově upravují. Po obvyklé elektrochemické úpravě povrchu, která má za úkol očištění povrchu od slabě vázaných plynů (zvýší se povrchová energie vláken), eventuálně po implantaci vhodných vazebných skupin na očištěný povrch, se vlákna opatří tenkým povlakem na bázi epoxidových pryskyřic.

Polymerní vlákna pro kompozitní konstrukce musí mít pevnost a tuhost alespoň srovnatelnou s vlákny skleněnými. Nejdéle se vyrábějí vlákna z aromatického polyamidu (výrobek firmy Du Pont má obchodní značku Kevlar). Vysoké tuho-

sti a pevnosti v podélném směru vlákna je dosaženo téměř dokonalou orientací tuhých lineárních makromolekul v podélném směru. Ve směru kolmo na osu vlákna působí slabší mezimolekulární síly, tzv. vodíkové můstky, a proto je pevnost v tomto směru srovnatelná s tahovou pevností obyčejného polymeru (100 MPa). Při tlakovém namáhání ve směru kolmo na osu se vlákno snadno plasticky přetváří (tkaninu z aramidových vláken lze velmi obtížně stříhat).

Polyetylenová vlákna z lineárního UHMW PE začala být na trh dodávána v devadesátých letech. Pro dosažení vysoké tuhosti a pevnosti musí být ohebné makromolekuly PE téměř dokonale orientovány v podélném směru vlákna. Nevýhodou vláken z UHMW PE je malá teplota tání krystalů (145 °C). Jsou to ale vlákna s nejmenší hustotou, takže polymerní kompozity jimi vyztužené mají vysoké hodnoty měrné pevnosti.

Polymerní vlákna (PPTA a UHMW PE) mají jako všechny polymery malou povrchovou energii a jsou proto špatně smáčeny pryskyřicemi. Jejich afinitu k polymerním matricím lze zvýšit vhodnou povrchovou úpravou. Nejnověji se používá tzv. studená vysokofrekvenční plazma, ve které je elektrickými výboji očištěn a aktivován povrch vlákna. Také lze funkční skupiny umožňující dobrou vazbu vlákna ke konkrétnímu polymeru na povrch vlákna implantovat při použití vhodného pracovního plynu obsahujícího monomer.

Vlastnosti nejnovějších polymerních vláken z termotropních lineárních aromatických kopolyesterů (mezinárodní zkratka pro tyto polymery je LCP z angl. Liquid Crystal Polymers) tab.6-III neuvádí. Lze předpokládat, že vlákna z LCP po zvýšení produkce budou levnější než ostatní polymerní vlákna. Při hustotě 1,3 g/cm³ mohou mít modul pružnosti v tahu až 140 GPa při pevnosti 3500 MPa.

Polymerní matrice je možno vyztuzit také tuhými částicemi. Částicový kompozit má oproti samotnému polymeru také větší tvarovou stálost za tepla. Hořlavé polymery obsahující vysoký podíl částic mají sníženou hořlavost. Polyolefiny (PE a PP) vyztužené částicemi Mg(OH)₃ nebo Al(OH)₃, jsou dokonce samozhášivé, protože při expozici v plameni se z hydroxidu uvolňuje chemicky vázaná voda. Částicové kompozity s polymerní matricí jsou levnější než samotné polymery, částice anorganického původu přebírají i roli plniva.

6.3 Kompozity s keramickými a kovovými matricemi

Vláknové kompozity s kovovými matricemi jsou určeny pro aplikace, kde tuhost a pevnost slitiny kovů, obvykle s nízkou hustotou (Al, Mg), nepostačuje. U materiálů s matricí na bázi superslitin (Ni) se vyztužením vlákny (obvykle kovovými) zvyšuje odolnost proti tečení za vysokých teplot.

Vlákna musí vydržet chemické a tepelné namáhání jak při výrobě dílu, tak při provozních podmínkách. Mezi vlákny a většinou reaktivní kovovou matricí (Al a Mg) nesmí za vysokých teplot dojít k nežádoucím reakcím, především k vzájemné difúzi až rozpouštění vláken v matrici. V tabulce 6-IV je uveden přehled komerčně vyráběných vláken vhodných pro kovové a keramické matrice.

Kovové a keramické whiskery lze získat technologií spočívající v kondenzaci přesycených par a následné krystalizaci na plochem substrátu, tzv. VLS technologií (z angl. Vapour-Liquid-Solid).

Tabulka 6-IV Vlákna pro kompozity s kovovými a keramickými maticemi

	hustota [g/cm ³]	průměr [μm]	modul E [GPa]	pevnost v tahu [GPa]	pracovní teplota [°C]
kontinuální vlákno					
B/W (CVD)	2,5	140	400	2,6	700
SiC (CVD)	3	140	400	3,45	>1000
HM uhlík	1,96	8	520	2	600
Al ₂ O ₃ FP DuPont	3,9	10 - 20	360	1,4	1200
Al ₂ O ₃ Sumika	3,25	17	210	1,96	1100
SiC Nicalon	2,6	10 - 12	250	2,2	>1000
krátká vlákna					
Al ₂ O ₃ Safil	2,3	3	300	2,0	>1000
whiskery					
SiC Silar SC9	3,2	0,6	690	1 - 40	>1000
Si ₃ N ₄ Tateho	3,10	0,1 - 1,6	390	10	>1000

Vysvětlivky :

CVD chemická depozice par na vláknový substrát (jádro); hodnoty pro bórové vlákno s wolframovým jádrem (W) a pro vlákno SiC s uhlíkovým jádrem

kontinuální vlákna Al₂O₃ a SiC se vyrábějí z polymerních prekursorů.

whiskery (viskry) jsou bezdefektní monokrystaly mající podobu krátkých vláken s velmi malým průřezem (příčný rozměr 10⁻² až 10⁻¹ μm) s délkami 10 až 200 μm

Kontinuální vlákna Al₂O₃ mohou mít různé krystalografické modifikace. Vlákna mohou být dokonce i amorfní. Nejdéle vyráběná vlákna FP jsou tvořena krystaly α modifikace (korund), která má atomy kyslíku umístěny v těsně uspořádané hexagonální mřížce. Intersticiální polohy této mřížky jsou obsazeny atomy hliníku. Velikost krystalů je zhruba okolo 0,1 μm. Vedle značné tepelné odolnosti mezi hlavní přednosti těchto vláken patří elektrická nevodivost. Vlákna jsou bezbarvá.

Kontinuální SiC vlákna vyrobená metodou CVD obsahují pouze malé krystaly kubického β-SiC s přednostní orientací rovin {1 1 1} rovnoběžně podél osy vlákna. Vlákna z polymerního prekurzoru mohou být jak amorfní, tak krystalická s velmi jemnými krystalky fáze β (o rozměrech 2 nm). Obsahují též určitý podíl SiO₂.

Keramická vlákna jsou značně křehká. Proti abrazi jsou odolnější vlákna Al₂O₃. Whiskery jsou ohebné, protože mají velmi malé průměry.

Příklady uplatnění vláken v kompozitech s nepolymerní maticí

První kompozit s kovovou maticí byl kompozit B/Al obsahující bórová vlákna v hliníkové maticí. Aby při styku vláken s roztaveným hliníkem nedošlo k narušení jejich povrchu, je nutné na povrch vláken napařit vrstvu SiC nebo B₄C. Docílí se tím i lepší smáčivosti vláken roztaveným kovem, neboť upravená vlákna mají větší povrchové napětí. Kompozit B/Al má dobré mechanické vlastnosti až do teploty 500 °C.

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 povrchovou energii. Postupy pro úpravy uhlíkových vláken pro kovové matrice jsou zatím stále ve vývoji.

Keramická vlákna SiC a whiskery SiC jsou vhodné jak pro hliníkové, tak titanové matrice, protože s nimi nereagují.

Vláknové kompozity s keramickými maticemi (SiC, Si₃N₄, Al₂O₃) se vyrábějí

poměrně krátkou dobu, jejich výroba je značně drahá, ale svou žárupevností předčí kovové superslitiny. Nalézají uplatnění hlavně tam, kde použití samotné keramiky by mohlo způsobit havarii vzhledem k její náchylnosti k nepředvídaným křehkým lomům. Například kompozit vlákno SiC/matrice Si_3N_4 je vhodným materiálem pro lopatky spalovacích turbin.

Přidáním velmi malých keramických částic (s rozměry 10^0 až 10^2 nm) do kovové matrice lze významně zvýšit tvrdost, mez kluzu a pevnost. Technologií práškové metalurgie je vyráběn disperzně zpevněný hliník (označení SAP), ve kterém velmi jemné částice Al_2O_3 (podíl do 10 %) účinně brzdí pohyb dislokací. Pro kompozity s keramickými maticemi jsou vhodné pouze acikulární částice nebo whiskery, protože jinak nemají kompozity oproti monolitické konstrukční keramice žádnou přednost.

6.4 Výrobní a zpracovatelská technologie

Způsobů výroby kompozitních dílů je velmi mnoho. Rozsah této kapitoly dovoluje uvést pouze základní postupy, kterými se vzájemně spojuje výztuž a matrice. Při členění technologií do základních skupin jsme vycházeli ze skupenství matrice při její aplikaci na výztuž.

6.4.1 Impregnace výztuže kapalnou fází

Kompozity s termosetickou polymerní maticí

Nejdostupnějším postupem přípravy velkých skořepinových dílů vyztužených kontinuálními vlákny při kusové výrobě je tzv. ruční laminace za mokra. 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 předtvarovaná výztuž (tkanina nebo rohož s vlákny spojenými vazebným prostředkem) je uzavřena v dutině formy a prosycována tekutou pryskyřicí obsahující tvrdidlo.

Duté díly s konkávními povrchy (nádrže, potrubí, nosníky, kabiny železničních vagonů) se vyrábějí technologií navíjení rovingů nebo pásů tkaniny prosycených tekutou pryskyřicí na kovovou skládací formu nebo na jádro. Při metodě zvané pultruze se do hlavy pultruzního stroje vtahují rovingy (případně i tkaniny nebo rohože) prosycené tekutou pryskyřicí. V tvarovací části se vytlačí přebytek pryskyřice a ve vytápěné části dojde k vytvrzení matrice. Výsledkem je kompozitový profil libovolného průřezu. Profily lze také před úplným vytvrzením ještě ohýbat. Profily mají největší uplatnění ve stavebnictví.

Mechanicky značně namáhané konstrukce s velkými nároky na reprodukovatelnost vlastností (kompozity pro letecký průmysl) je nutno připravovat tak, aby podíl vláken byl co nejvyšší a nezbytné minimum pryskyřice udržováno na konstantní hodnotě. Používají se proto tzv. prepregy, polotovary předimpregnované obvykle epoxidovou pryskyřicí. Mají podobu pásů o tloušťce cca 0,1 až 0,2 mm a zpracovateli se dodávají navinuté do kotoučů nebo rolí. Prepregy s jednosměrně orientovanými vlákny (přesněji jednosměrně uloženými rovingy) umožňují dosažení objemového podílu vláken ve vrstvě (v_f) až 0,7. V sériové výrobě (části letadel) se při vrstvení prepregů používají speciální kladecí stroje řízené počítačem. Prepreg obsahuje mírný přebytek pryskyřice, která je v částečně vytvrzeném

stavu (stav B), tj. při pokojové teplotě neteče, ale při dotyku lepí. Při ohřátí na teplotu vytvrzování se nejdříve tekutost pryskyřice obnoví a poté se vytvrdí. Prepregy s termosetickou pryskyřicí mají omezenou dobu skladovatelnosti a uchovávají se u zpracovatele v mrazicích boxech. Při vytvrzování laminátu složeného z vrstev prepregů se používá autoklávová technologie.

Pro hromadnou výrobu dílů je vhodná technologie SMC (anglicky Sheet Moulding Compounds) využívající rychlé vytvrzovací reakce polyesterových pryskyřic (UP). Polotovary v podobě ohebných měkkých plátů obsahuje směs polyesterové pryskyřice, krátkých vláken (délky kolem 25 mm), plniv, ztužujících přísad a dalších aditiv. Polotovary se tvarují a vytvrzují v lisech.

Při metodě SRIM (angl. Structural Reaction Injection Moulding) je tekutá pryskyřice obsahující tvrdidlo a krátká vlákna vstřikována do dutiny formy.

Nejstarší technologií je lisování za tepla (BMC) s použitím předem připravené směsi termosetu a částic nebo krátkých vláken (angl. Bulk Moulding Compounds). Tímto způsobem se z vyztužené pryskyřice vyráběly skřínky telefonů a malých radií již v třicátých letech.

Kompozity s termoplastickou polymerní matricí

Při výrobě kompozitních dílů s termoplastickou matricí je dosahováno větší produktivity než s termosetickými matricemi, protože odpadá etapa vytvrzování. Další výhodou je neomezená doba skladovatelnosti polotovarů. Polotovary s termoplastickou matricí vyztuženou kontinuálními vlákny v podobě rohoží či tkanin se připravuje

- prosycením vláken roztokem polymeru s následným odpařením rozpouštědla
- prosycením vláken polymerní taveninou vytlačovanou z extruderu
- kombinací vláken výztuže a polymerních vláken (materiálu matrice) v jedné tkanině

Kompozitní díly a konstrukce lze vyrábět také vrstvením termoplastických prepregů vyztužených jednosměrnými vlákny nebo tkaninami. Používá se speciálních kladecích strojů (díly pro letecký průmysl) nebo navíjecích strojů (výroba golfových holí, rybářských prutů). Spojení jednotlivých vrstev prepregů je umožněno natavením termoplastické matrice prepregu.

Polotovary v podobě termoplastických desek obsahující rohože jsou používány pro technologie GMT (angl. Glass Mat Thermoplastics). Vlákna v desce jsou dokonale obklopena termoplastickou matricí a desky se tvarují za tepla bez nutnosti natavení matrice. Před vyjmutím z lisu se hotový díl pouze ochladí pod teplotou tvarové stálosti za tepla matrice. Některé firmy dodávají desky s libovolnou termoplastickou matricí a s vlákny orientovanými nebo s tkaninami.

V západní Evropě se nyní přibližně 30 % produkce skleněných vláken spotřebovává pro termoplasty vyztužené krátkými vlákny. Jde o materiály, které se zpracovávají vstřikováním na běžných vstřikovacích strojích pro plasty. Polotovary pro zpracovatele jsou granule směsi. Nejčastěji se připravují mísením taveniny polymeru a sekaných rovingů vláken v granulačním vytlačovacím stroji (extruderu).

Kompozity s kovovými matricemi

Při použití kontinuálních vláken je možno předformovanou výztuž umístěnou do formy zalít roztaveným kovem. Polymerní vazebný prostředek vláken, který umožnil předformování výztuže a zabraňuje posunutí výztuže v proudu roztaveného kovu

se při vysoké teplotě vypálí. Použití taveniny kovu vyžaduje zlepšit smáčivost používaných vláken roztaveným kovem vhodnou povrchovou úpravou vláken a legováním kovu.

Směs taveniny kovu a krátkých keramických nebo uhlíkových vláken (SiC/Al) nebo whiskerů se může odlévat případně vstříkovat. Při licích technologiích je nutno zvláštními postupy zajistit, aby vlákna byla v odlitku rovnoměrně dispergována, protože vzhledem k menší hustotě oproti kovům mají tendenci vyplouvat na povrch taveniny. Například lze z krátkých vláken za pomoci polymerního vazebného prostředku připravit předformovaný polotovár, který se ve formě prosytí tekutým kovem.

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 výztuže. Na výztuž (tkaninu nebo rohož) se elektrostatickými silami přichytí jemný polymerní prášek (pro pevnější uchycení lze použít též vhodný vazebný prostředek). Získaný polotovár je ohebný a snadno tvarovatelný i za normální teploty. K roztavení částic polymeru 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). Objemový podíl částic obvykle nepřesahuje 10 %.

Keramické matrice

Nejvýznamnější uplatnění má prášková metoda při výrobě kompozitů 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) za vysokých teplot a tlaků (tzv. žárové izostatické lisování). Částice matrice je možno na kontinuální vlákna nanášet v podobě vodné suspenze, eventuálně s přídavkem polymerního vazebného prostředku, který se při slinování vypálí. Silnostěnné díly se připravují slinováním předem připravených tenkých vrstev, aby při žárovém slinování matrice nedocházelo k velkému mechanickému poškození vláken. Keramické materiály lze také zpevnit keramickými whiskery, které se smíchají s práškem matrice.

6.4.3 Infiltrace výztuže plynnou fází, pyrolýza polymerního prekurzoru

Metoda CVI (Chemical Vapour Infiltration) znamená, že výztuž je prosycována parami vzniklými tepelným rozkladem sloučenin - prekurzorů matrice. Na ohřátých vláknech výztuže pak dochází ke kondenzaci přesycených par a vzniku tuhé fáze. V případě keramické matrice na bázi SiC se jako prekurzor používá například metyltrichlorsilan.

Analogický postup lze použít i při výrobě kompozitů uhlík - uhlík. Metoda dává kompozit s velkým podílem pórů. Pro dosažení dobré pevnosti kompo-

zitu je nutno celý postup několikrát opakovat.

6.4.4 Ostatní metody

Plazmové nástřiky

Vyztužující vlákna uložená v tenké vrstvě je možno pokrýt kovovou nebo keramickou maticí pomocí plazmového nástřiku. Získané vrstvy se dále spojují žárovým lisováním (keramické matrice) nebo tvářením za tepla ve vakuu (kovová matrice).

Lisování za tepla ve vakuu

Jde o dnes již běžnou metodu výroby vrstevnatých kompozitů z kovovou maticí vyztuženou kontinuálními vlákny. Díl je vyroben prokládáním vláknové výztuže kovovými foliemi a ke vzájemnému spojení obou složek dojde difúzními pochody při lisování za tepla ve vakuu.

Pyrolýza prekurzoru matrice

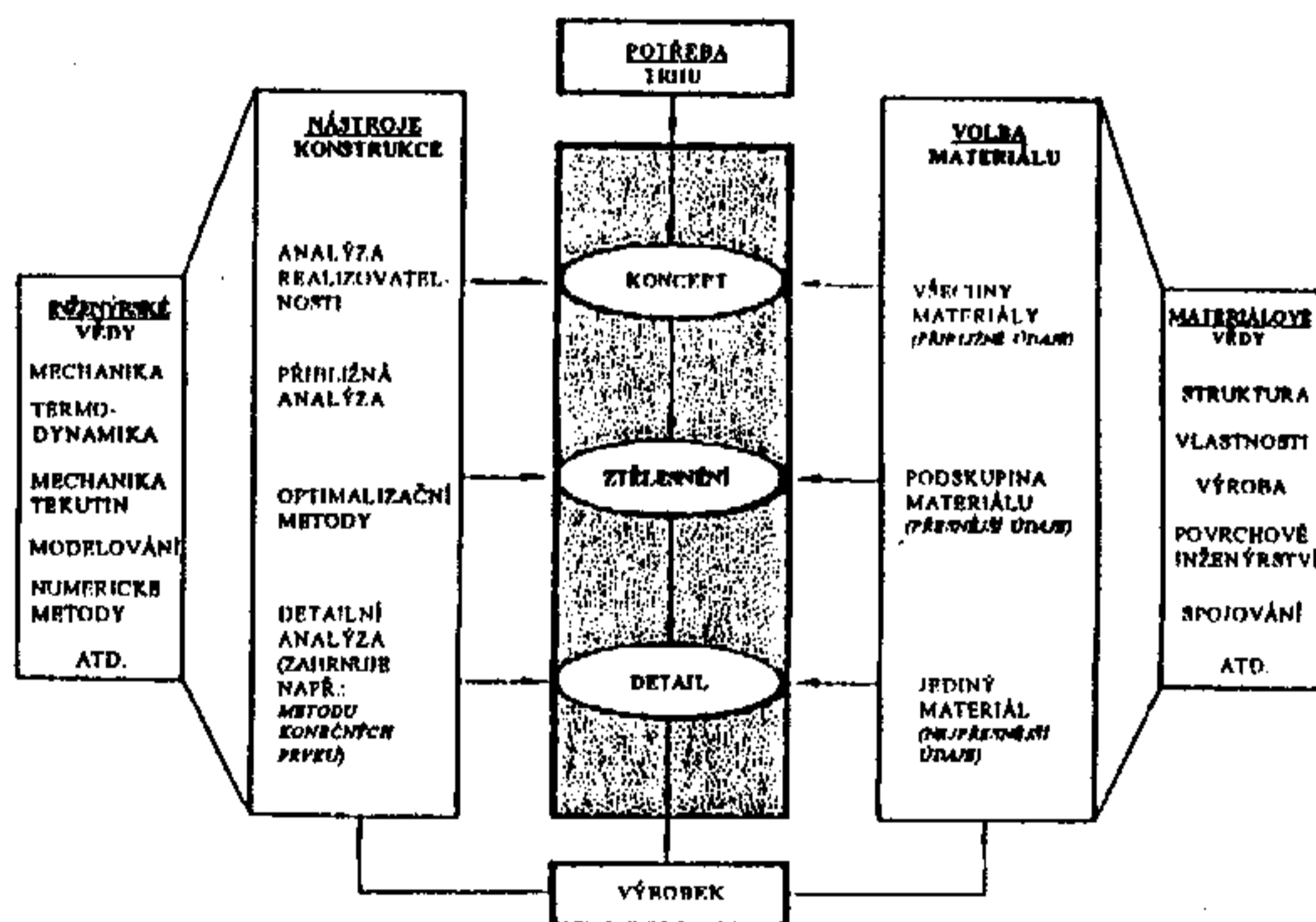
Keramickou nebo uhlíkovou maticí lze získat prosycením výztuže kapalným prekurzorem a jeho chemickou přeměnou rozkladem za vysokých teplot (pyrolýzou). Během pyrolýzy dochází k úbytku hmoty prekurzoru a při ochlazování výrobku v důsledku smršťování matrice v ní vznikají trhliny. Celý postup se proto musí několikrát opakovat, aby podíl pórů a počet nezacelených trhlin byl co nejmenší. Pro keramickou maticí je používán pouze polymerní prekurzor, pro uhlíkovou maticí buď polymer (fenolformaldehydová pryskyřice) nebo ropná smola. Pro vysokoteplotní zpracování prekurzorů uhlíkové matrice se používá termínů karbonizace případně grafitizace. Kompozity uhlík-uhlík jsou dnes běžně používány pro třecí elementy diskových brzd letadel.

7. VOLBA MATERIÁLU

Zvolit z obrovské škály materiálů (kap.3.1) pro daný účel ten nejvhodnější je obtížná úloha - z celého procesu vývoje a výroby nového výrobku ta nej-
obtížnější. Budoucí materiáloví inženýři se se všemi aspekty volby materiálu
seznámí v samostatném předmětu. Následující podkapitoly jsou pouze stručnými
úvodními kroky do této zajímavé problematiky.

7.1 Konstrukce a výběr materiálu

Návrh nového výrobku je iterativní proces, který začíná nápadem (nebo po-
třebou 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 schemata funkcí, které vytváří systém, je-
jich kombinaci či separaci apod. Ztělesňující návrh zkoumá funkční strukturu
a zhruba analyzuje jednotlivé činnosti, včetně návrhu rozměru dílců. Tato eta-
pa končí projektem (výkresem sestavy) jako podkladem pro detailní návrh. Levá
strana vývojového diagramu na obr.7-1 ukazuje nástroje a vědní disciplíny, kte-
ré má konstruktér k dispozici. Do každé z uvedených etap vstupuje, jak je z
pravé části obrázku patrné, výběr vhodného materiálu.



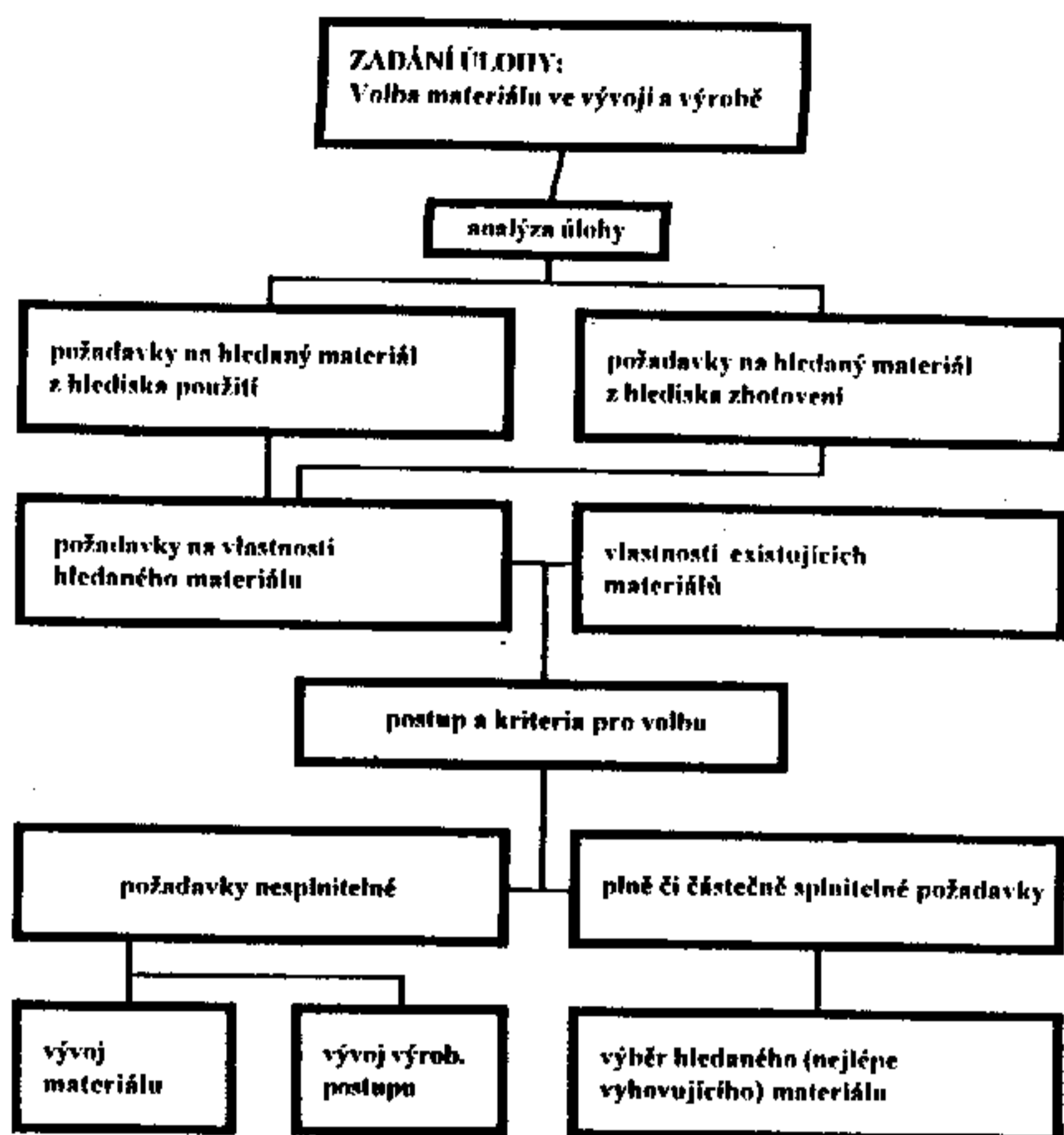
Obr.7-1

Etapy a komponenty procesu navrhování nového výrobku

V naší praxi stále ještě bohužel přetrvává při výběru materiálu setrvačnost a tradice (přebírání osvědčených materiálů), navíc se konstruktéři často podřizují nabídce materiálového trhu. Výsledkem pak bývají horší užitné parametry a zejména větší hmotnost 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 užitné 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 iterací vybírá zúžená skupina materiálů, které nejlépe vyhovují 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). Ve druhé etapě pracuje s přesnějšími údaji, které poskytuje materiálové databáze v počítačové nebo knižní podobě. Ve fázi detailního návrhu jsou zapotřebí co nejpřesnější údaje o jediném, případně několika materiálech.

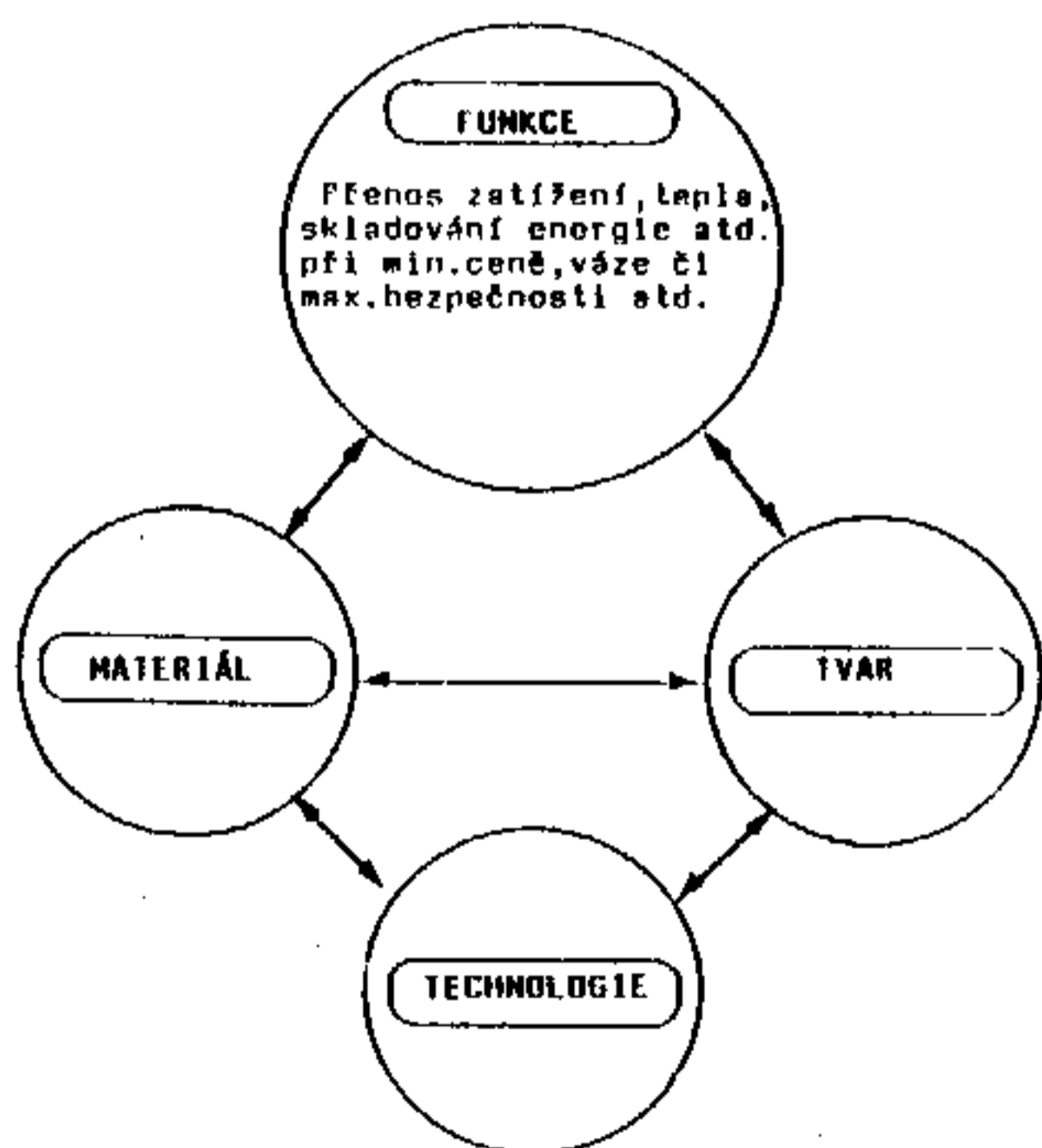
Obr.7-2

Vývojový diagram pro volbu materiálu

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 havarie poskytla, o jednu či více úrovních zpět.

7.2 Základní úvahy při volbě materiálu

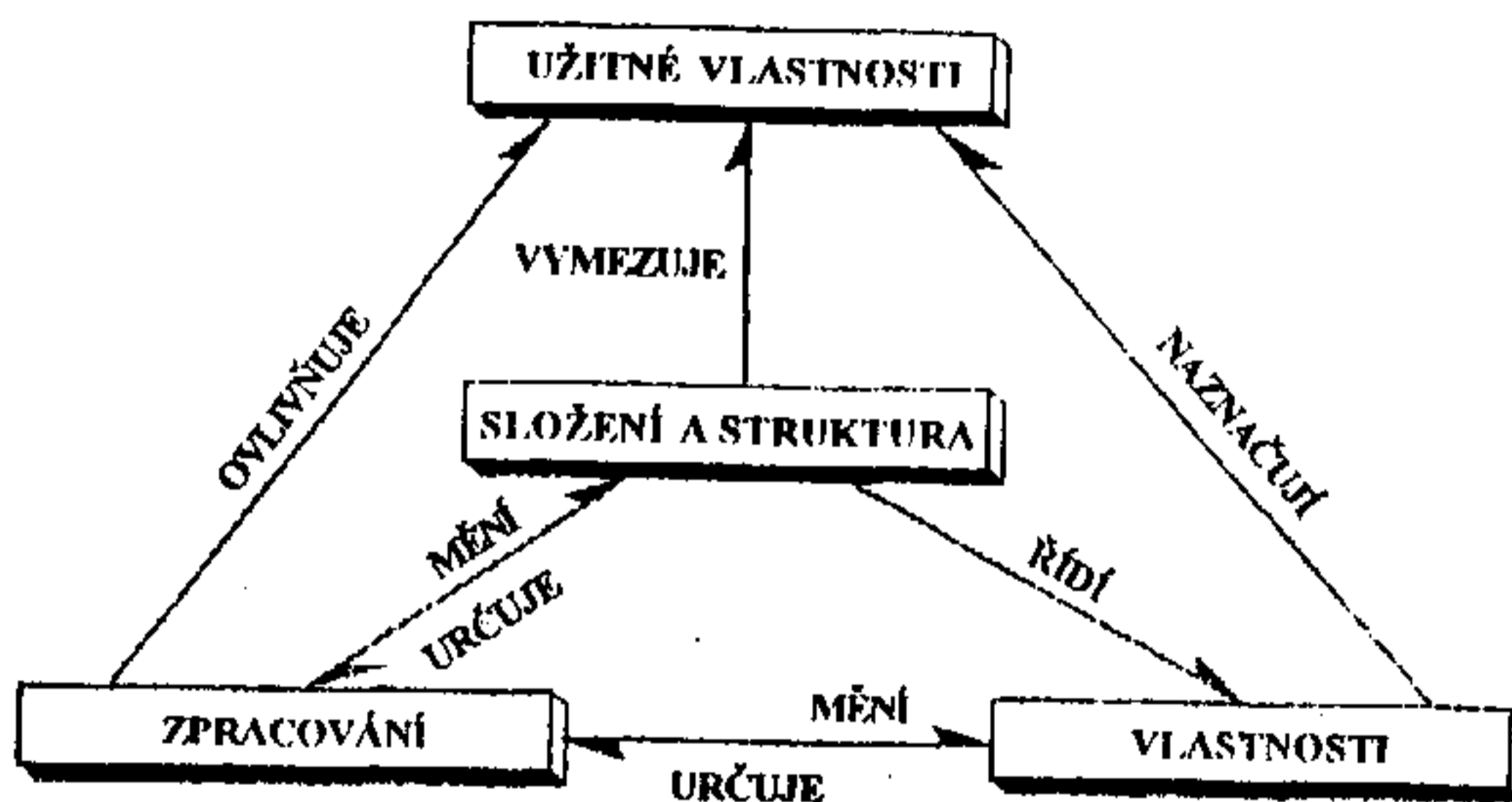
Optimální volba materiálu je problém široký, komplexní a závažný - na úspěšnosti volby materiálu do značné míry závisí užité vlastnosti budoucího výrobku.



Obr.7-3 Vzájemné vztahy mezi materiálem a technologií výrobku a jeho funkcí a tvarem

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 zvýšené teploty, odolnost proti opotřebení, cyklickému zatěžování apod.), jsou nezbytné i úvahy o ekonomičnosti dané volby materiálu (včetně 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 obou-

směrně interagují (obr.7-3). 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 užitné vlastnosti je třeba rozumět nejen jeho provozní parametry, funkci (např.přenos sil, tepla a pod.) 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 složením, strukturou, 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 primární a sekundárními technologiemi. Užité vlastnosti jsou naznačeny vlastnostmi materiálu, limitovány složením a strukturou materiálu a ovlivněny technologií jeho zpracování. Do celého systému interakcí užité vlastnosti - 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. Na příklad hodnota meze kluzu u kovů se pohybuje v rozmezí přibližně 5 MPa (cín a jeho slitiny) až 2000 MPa (vysokopevné oceli, slitiny Co), u polymerů je pevnost v tahu v rozmezí cca 8 až 200 MPa.

Při výběru proto musí spolurozhodovat další kritéria a to především :

- (1) Materiálové charakteristiky. K těm patří především houževnatost, odolnost proti opotřebení, působení teploty, únavové vlastnosti, odolnost proti korozi atd. Zvažování těchto charakteristik je podmíněno typem exploatace daného dílce (zatěžování statické, dynamické, cyklické, působení nízké či zvýšené teploty, korozní prostředí atd.). Dobrým vodítkem pro jejich zvažování mohou být různé materiálové databáze (ale pozor, hodnoty $R_{p0,2}$, R_m , A - uváděné v databázích byly zjištěny prostým tahem, příp. tlakem; v praxi máme často co do činění s dvoj- a troj- osým stavem napjatosti - tlakové nádoby, potrubí apod.). Velmi dobrý přehled poskytuje literatura *Guide to Selecting Engineering Materials*.
- (2) Technologie výroby. Kromě samozřejmé 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 umožní další kritéria - bezodpadové technologie, např. prášková metalurgie, přesné lití, umožňující maximálně využít materiálu a potlačit na minimum obrábění, tedy technologii spojenou s nejvyššími náklady.
- (3) 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. vzorci, na základě kterých lze rozhodnout, zda se vyplatí nahradit stávající materiál materiálem dražším), neexistuje obecný návod na jeho řešení. Uveďme alespoň dva příklady. Cena 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 apod., snadné dosažení komplikovaného tvaru objemovým tvářením, odpadnutí tepelného zpracování apod.). Náhrada oceli slitinou hliníku nebo polymerním materiálem se na prvý pohled může jevit nepřilíš cenově výhodná. Do výpočtu ekonomičnosti volby je nutné zahrnout ale i např. nižší náklady na dopravu, povrchovou úpravu, obrábění (mj. např. i z titulu použití bezodpadové technologie vstřikováním).
- (4) 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. Poněkud podrobněji o ekologických hlediskách pojednává kap.1.2.
- (5) Jiná kritéria. Dále je třeba zvážít 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.

Prvá pomůcka vychází z mnohaletých zkušeností konstruktérů a materiálových odborníků v různých oblastech výrobních činností. Díky ní existují různé formy kategorizace konstrukčních materiálů, naznačující prioritní oblasti jejich použití. Tak např. jsou materiály členěny podle průmyslových odvětví, na materiály pro energetiku, pro chemický průmysl, elektroniku, letectví, medicínské účely atd., či podle vlastností (vysocepevné, otěruvzdorné, žárovevné, korozivzdorné atd.). Takto uspořádané je nalezneme v různých příručkách, knižních či počítačových databázích apod. Taková kategorizace ovšem skrývá i velké nebezpečí - jsou to v podstatě jakési klapky na očích, které mohou způsobit přehlédnutí materiálu pro daný účel vhodnějšího.

Už zmíněné knižní a zejména počítačové databáze (materiálové databanky) 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 jsou inteligentní databázové systémy, specializované na určitou problematiku (např. jadernou energetiku), obsahující obvykle několik typů databází (např. materiálovou databanku, výsledky zkoušek ocelí pro jaderné reaktory, korozní databázi apod.) a také expertní systém. Takový databázový systém dovolí, byť jen pro určitou specifickou oblast, optimální volbu materiálu při zvažování všech, nebo téměř všech, výše uvedených hledisek.

V roce 1992 vydal Prof. M. Ashby z univerzity v Cambridge vynikající učebnici "Materials Selection in Mechanical Design", ve které předkládá zcela novou filozofii přístupu k volbě materiálu, i když "jen" pro předprojektování, koncepční (viz kap. 7.1) fázi návrhu. Pro volbu materiálu dle Ashbyho potřebujeme definovat tři pojmy, na kterých je procedura založena, a sice

- ukazatel užitečných vlastností (vymezující materiálové vlastnosti vedoucí k maximálním užitečným vlastnostem výrobku)
- materiálové mapy
- tvarový faktor

Užitečnou vlastnost (p) lze popsat rovnicí ve tvaru

$$p = f(F, G, M) \quad (7.1)$$

kde F jsou funkční požadavky, G geometrie výrobku a M materiálové vlastnosti. Parametry F , G a M můžeme uvažovat i odděleně:

$$p = f_1(F) \cdot f_2(G) \cdot f_3(M) \quad (7.2)$$

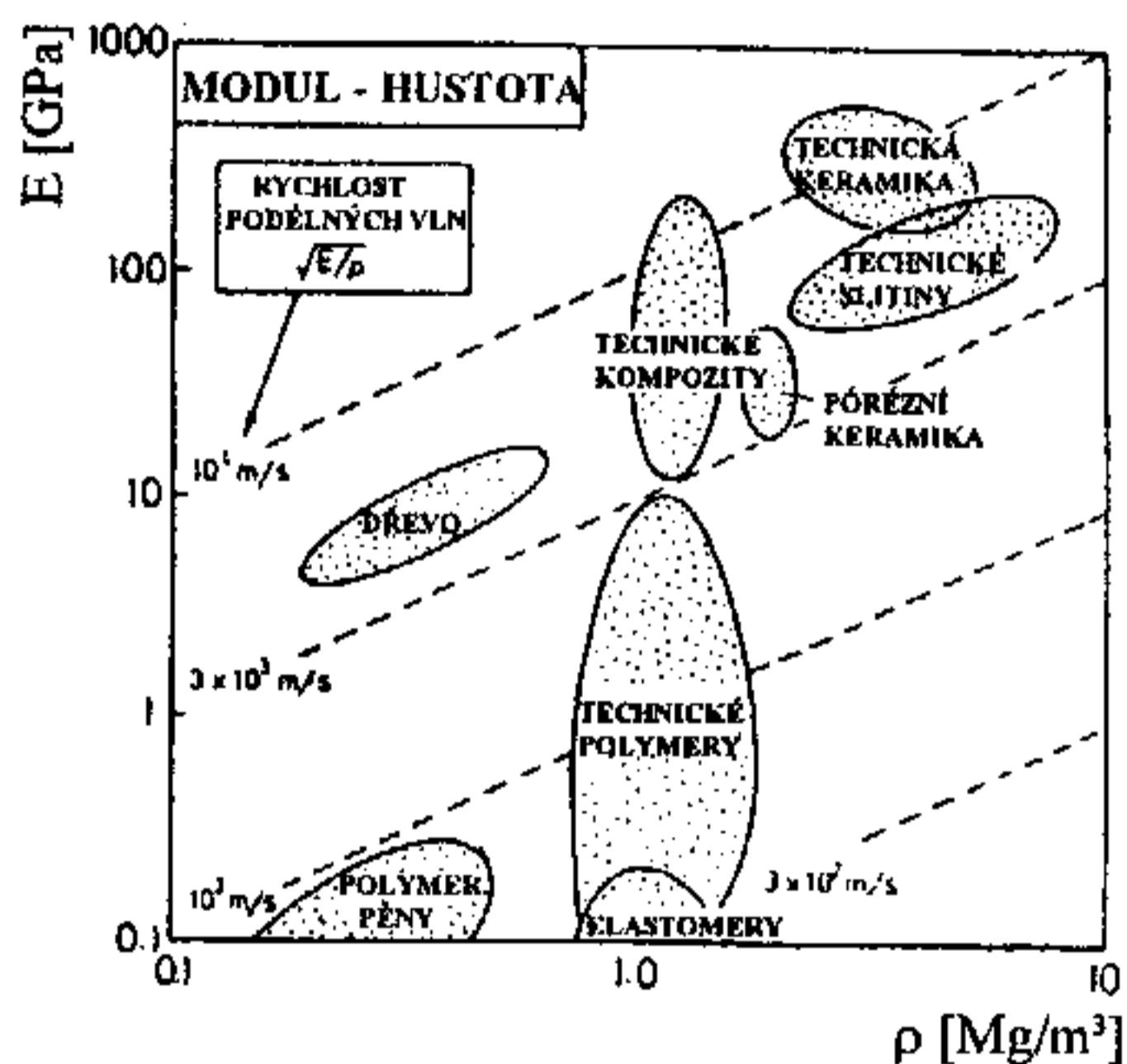
Pak se optimální volba materiálu stává nezávislá na detailech konstrukce, je stejná pro všechny geometrické a funkční požadavky, G a F . Tím se problém

volby enormně zjednodušuje - užité vlastnosti výrobku budou nejvyšší pro maximální hodnotu $f_3(M)$, kterou Ashby nazývá ukazatelem užitečných vlastností. 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 největší hodnotu

$$M_1 = \frac{E^{1/2}}{\rho} \quad (7.3)$$

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 (E/C) 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 publikaci nalezneme desítky podobných map např. lomová houževnatost vůči hustotě, E vůči pevnosti, ale také např. 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 (např. optimální objem a typ vláken v dané matici). 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 minimální hodnotě E při maximální zadané hustotě ρ . Dalším vodítkem je systém rovnoběžných přímk, vyjadřující nějakou vlastnost, svázanou matematicky s hodnocením na osách. Na obr.7-5 je to rychlost zvuku, pro výše uvedený příklad nosníku bychom použili rodinu přímk závislosti $E^{1/2}/\rho$.



Obr.7-5 Příklad Ashbyho materiálové mapy

Poslední ze tří pojmů, tvarový faktor φ , dovoluje upřesnit volbu pro případ, kdy bude výhodné místo plného profilu (kruhového, obdélníkového apod.) s hodnotou tvarového faktoru $\varphi \approx 1$, použít např. I profil nebo trubku, s výrazně vyšší hodnotou tvarového faktoru. Výše uvedený vztah (7.3) pak nabývá hodnoty

$$M_2 = \frac{(\varphi E)^{1/2}}{\rho} \quad (7.4)$$

což výrazně mění volbu použitého materiálu. Např. pro lehký tuhý nosník obdélníkového plného profilu vychází jako optimální materiál dřevo, použití I profilu posouvá optimální volbu do skupiny kovů.

LITERATURA

- AGARWAL, B.D.-BRAUTMAN, L.J.: Vláknové kompozity. Praha, SNTL, 1987.
- ASHBY, M.F.: Materials Selection in Mechanical Design. Oxford, Pergamon-Elsevier Sci.Ltd., 1992.
- ASHBY, M.F.-JONES, D.R.H.: Engineering Materials 1. Oxford, Pergamon-Elsevier Sci.Ltd., 1994.
- ASHBY, M.F.-JONES, D.R.H.: Engineering Materials 2. Oxford, Pergamon-Elsevier Sci.Ltd., 1994.
- BAREŠ, R.A.: Kompozitní materiály. Praha, SNTL/ALFA, 1988.
- BENEŠ, V.-MACEK, K.-ZILVAR, V.-ZUNA, P.: Nauka o materiálu II, 2.vyd. Praha, Ediční středisko ČVUT, 1989.
- BROŽ, L. a kol. : Hutnictví železa. Praha, SNTL/ALFA, 1988.
- CALLISTER, W.D. jr. : Materials Science and Engineering. 3-rd ed. New York, John Wiley and Sons Inc., 1994.
- ČÍHAL, V.: Mezikrystalová korozie ocelí a slitin. Praha, SNTL/ALFA, 1984.
- Guide to Selecting Engineering Materials. Advanced Materials and Processing, Vol. 137, 1990, No.6.
- GUY, A.G. : Introduction to Materials Science. New York, Mc Graw-Hill Book Comp., 1972.
- HRIVNÁK, I.: Teória zvariteľnosti kovov a zliatin. Bratislava, Veda, 1989.
- JANOVEC, J.-CEJP, J.-STEIDL, J.: Perspektivní materiály. Praha, Vydavatelství ČVUT, 1995.
- MACEK, K.-BENEŠ, V.-JANOVEC, J.-PLUHAŘ, J.-ZUNA, P.: Kovové materiály. Praha, Ediční středisko ČVUT, 1991.
- MACEK, K.-ZUNA, P.-JANOVEC, J.: Tepelné úpravy kovových materiálů. Praha, Vydavatelství ČVUT, 1993.
- MACEK, K.-SEDLÁČEK, V.-STRÁNSKÝ, K.: Struktura a vlastnosti konstrukčních materiálů. Praha, Vydavatelství ČVUT, 1996.
- MALLICK, P.: Fiber-Reinforced Composite : Materials, Manufacturing and Design. New York, Marcel Dekker Inc., 1993.
- MATTHEWS, F.L.-RAWLINGS, R.D.: Composite Materials : Engineering and Science. London, Chapman & Hall, 1994.
- MEISSNER, B.-ZILVAR, V.: Fyzika polymerů. Praha, SNTL/ALFA, 1987.
- MÍŠEK, B.-PTÁČEK, L.: Defektoskopie a provozní diagnostika. Brno, VUT, 1992.
- MLEZIVA, J. : Polymery. Praha, Sobotáles, 1993.
- Modern Plastics Encyclopedia Handbook. New York, Mc Graw-Hill, Inc., 1994.
- PÍŠEK, F.-JENÍČEK, L.-RYŠ, P.: Nauka o materiálu I/3 - CENEK, M.-JENÍČEK, L.: Neželezné kovy. Praha, Academia, 1973.
- PLUHAŘ, J.-KORITTA, J.: Strojírenské materiály. Praha, SNTL/ALFA, 1977.
- PLUHAŘ, J. a kol.: Nauka o materiálech. Praha, SNTL/ALFA, 1989.
- PRNKA, T.: Moderní technologie hutnictví železa a oceli. Sborník I.mezinár.konf. Nové materiály a technologie. Praha, 1991.
- SEDLÁČEK, V.: Neželezné kovy a slitiny. Praha, SNTL/ALFA, 1979.
- SEDLÁČEK, V.: Únava hliníkových a titanových slitin. Praha, SNTL/ALFA, 1988.
- SCHWARTZ, M.: Handbook of Structural Ceramics. New York, Mc Graw-Hill, Inc., 1992.
- VETIŠKA, A. a kol.: Teoretické základy slévárenské technologie. Praha, SNTL/ALFA, 1972.
- YOUNG, R.J.-LOVELL, P.A.: Introduction to Polymers. London, Chapman & Hall, 1994.

Technické vysoké školy nesou hlavní zodpovědnost za výchovu technické inteligence a tím významně pomáhají vytvářet perspektivu hospodářské prosperity. Kromě garantované státní podpory je třeba hledat další zdroje - mimo jiné i zakládáním nadací. V roce 1993 byla na strojní fakultě ČVUT v Praze založena a řádně zaregistrována

ZVONIČKOVA NADACE FAKULTY STROJNÍ ČVUT.

Správní rada nadace touto cestou podává základní informace o Zvoničkově nadaci a hledá vhodné sponzory pro činnosti, které směřují ke zvýšení úrovně studia a pro řešení projektů, které se ucházejí o podporu Zvoničkovy nadace.

Finanční prostředky Zvoničkovy nadace fakulty strojní jsou určeny především na podporu výchovy studentů, doktorandů a mladých perspektivních pedagogů a na podporu jejich účasti na tuzemských i zahraničních vědeckých konferencích a seminářích, na oceňování Studentské tvůrčí činnosti, diplomových prací, na řešení vybraných projektů nebo tematických úkolů, podporovaných sponzory, na pořádání přednášek významných odborníků a na zkvalitnění technického vybavení laboratorní fakulty.

Sponzorům nadace nabízíme poradenskou a konzultační činnost, jejich propagaci na fakultě a zveřejnění jejich podpory tematických vědeckých projektů, dále spoluvlastnictví výsledků, příp. realizaci praktických projekčních výstupů a kontakt se studenty, zejména vyšších ročníků. Vědecký a odborný potenciál strojní fakulty není zanedbatelný a je sponzorům k dispozici. Cílenými finančními prostředky se vytváří potřebný prostor pro hmotné zabezpečení účelné a funkční spolupráce fakulty s jejími partnery z průmyslu, výzkumu a obchodu, pro výchovu nastupující generace a pro budoucí prosperitu podporovaných oborů.

Kontaktní adresa:

ZVONIČKOVA NADACE, Fakulta strojní ČVUT v Praze, Technická 4, 166 07 Praha 6

TEL.: (+42 2) 2435 2564 (předseda správní rady ZN Prof. Ing. Pavel Zitek, DrSc.), 2435 2503 (tajemník ZN Doc. Ing. Pavel Baumruk, CSc.),

FAX: (+42 2) 24310292,

E-MAIL: ZITEK@fsid.cvut.cz, BAUMRUK@fsid.cvut.cz

Bankovní spojení:

Komerční banka a.s., pobočka Praha 6, Dejvická 5, PSČ 160 59, číslo účtu 1960211002270100

Prof. Ing. Karel Macek, DrSc., prof. Ing. Petr Zůna, CSc. a kolektiv

NAUKA O MATERIÁLU

Vydalo Vydavatelství ČVUT, Zikova 4, 166 35 Praha 6,
v lednu 1999 jako svou 9264. publikaci.

Vytisklo Ediční středisko ČVUT, Zikova 4, Praha 6.

209 stran, 211 obrázků.

Dotisk prvního vydání. Náklad 2000 výtisků. Rozsah 21,03 AA, 21,36 VA.

PLU

Kč 107,-

2140