

**ČESKÁ ZEMĚDĚLSKÁ UNIVERZITA V PRAZE  
TECHNICKÁ FAKULTA**

**KATEDRA MATERIÁLU A STROJÍRENSKÉ  
TECHNOLOGIE**

**NAUKA O MATERIÁLU**

**Doc. Ing. Rostislav Chotěborský, Ph.D.**

2011

**ČESKÁ ZEMĚDĚLSKÁ UNIVERZITA V PRAZE  
TECHNICKÁ FAKULTA**

**KATEDRA MATERIÁLU A STROJÍRENSKÉ  
TECHNOLOGIE**

**NAUKA O MATERIÁLU**

**Doc. Ing. Rostislav Chotěborský, Ph.D.**

Lektorovali:  
Prof. Ing. Jan Suchánek, CSc.  
Doc. Ing. Josef Filípek, CSc.

**ISBN 978-80-213-2236-3**

## **Předmluva**

Skriptum Nauka o materiálu pokrývá náplň přednášek Nauka o materiálu, který je základem pro všechny studijní obory na Technické fakultě České zemědělské univerzity v Praze. Poskytuje nejen teoretické znalosti potřebné k pochopení fyzikální podstaty složení, zpracování a vlastností technických materiálů, ale také informuje o vhodném použití standardních konstrukčních materiálů. Vzhledem k technicko ekonomickým vztahům se zeměmi Evropské Unie jsou vyžadovány v nezbytné míře i znalosti harmonizovaných technických norem ČSN EN nebo ČSN EN ISO, včetně nového způsobu označování různých druhů materiálu na což skriptum reaguje.

Skripta z předmětu Nauka o materiálu jsou učena pro posluchače 1. ročníku studia Technické fakulty. V těchto skriptech není z důvodu rozsahu uvedena problematika zkoušení vlastností materiálu, neboť je vysvětlena ve skriptech k laboratorním cvičením. Znalosti z tohoto předmětu jsou uplatňovány v navazujících předmětech „Strojírenská technologie“, „Jakost a spolehlivost strojů a zařízení“, „Části strojů“, „Perspektivní konstrukční materiály“ a v dalších předmětech.

## OBSAH

<b><u>1 ZÁKLADY NAUKY O KOVECH .....</u></b>	<b><u>4</u></b>
1.1 VAZBY MEZI ATOMY .....	4
1.2 KRYSTALOVÁ MŘÍŽKA A JEJÍ NEDOKONALOSTI .....	8
1.3 PORUCHY KRYSTALICKÉ MŘÍŽKY .....	13
<b><u>2 FÁZE A DIAGRAMY.....</u></b>	<b><u>21</u></b>
2.1 FÁZOVÉ PRAVIDLO.....	21
2.2 DIFUZE .....	22
2.3 FÁZE A FÁZOVÉ PŘEMĚNY .....	26
2.4 ROVNOVÁŽNÉ DIAGRAMY .....	32
2.5 FÁZOVÉ PŘEMĚNY.....	47
<b><u>3 DEFORMAČNÍ A LOMOVÉ CHOVÁNÍ MATERIÁLŮ.....</u></b>	<b><u>58</u></b>
3.1 NAPJATOST A DEFORMACE.....	59
3.2 DRUHY A MECHANIZMY DEFORMACÍ .....	61
3.3 ZÁVISLOST NAPĚTÍ A DEFORMACE U KOVŮ .....	68
3.4 ODPEVŇOVACÍ POCHODY V KOVECH.....	78
3.5 ROZVOJ PORUŠENÍ A LOM .....	82
3.6 TEČENÍ A RELAXACE.....	95
3.7 ÚNAVA MATERIÁLU .....	101
<b><u>4 TECHNICKÉ SLITINY ŽELEZA.....</u></b>	<b><u>111</u></b>
4.1 VLASTNOSTI ČISTÉHO ŽELEZA.....	111
4.2 VÝROBA ŽELEZA .....	111
4.3 SOUSTAVA ŽELEZO-UHLÍK .....	133
4.4 ROZDĚLENÍ A ZNAČENÍ TECHNICKÝCH SLITIN ŽELEZA .....	171
4.5 LITINY .....	194
<b><u>5 TEPELNÉ ÚPRAVY .....</u></b>	<b><u>219</u></b>

5.1	ZÁKLADNÍ POJMY .....	219
5.2	OHŘEV A OCHLAZOVÁNÍ VÝROBKŮ V CELÉM OBJEMU .....	220
5.3	POVRCHOVÝ OHŘEV A OCHLAZOVÁNÍ VÝROBKŮ .....	228
5.4	TEPELNÉ VLASTNOSTI KOVŮ A SLITIN .....	233
5.5	PŘENOSOVÁ PROSTŘEDÍ .....	237
5.6	TEPELNÁ A ZBYTKOVÁ PNUTÍ .....	247
<b>6</b>	<b><u>TEPELNÉ ÚPRAVY SLITIN ŽELEZA.....</u></b>	<b>250</b>
6.1	TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ OCELÍ A LITIN.....	250
6.2	TEPELNĚ MECHANICKÉ ZPRACOVÁNÍ OCELÍ (TMZ) .....	256
6.3	CHEMICKO TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ OCELÍ A LITIN .....	265
<b>7</b>	<b><u>NEŽELEZNÉ KOVY.....</u></b>	<b>276</b>
7.1	CÍN .....	276
7.2	OLOVO .....	276
7.3	ZINEK.....	278
7.4	HLINÍK A SLITINY HLINÍKU .....	279
7.5	HOŘČÍK A JEHO SLITINY.....	288
7.6	MĚĎ A JEJÍ SLITINY.....	289
7.7	NIKL A SLITINY NIKLU .....	296
7.8	KOBALT .....	300
7.9	TITAN A SLITINY TITANU .....	301
<b>8</b>	<b><u>PRÁŠKOVÁ METALURGIE.....</u></b>	<b>305</b>
8.1	VÝROBA .....	305
<b>9</b>	<b><u>KERAMICKÉ KONSTRUKČNÍ MATERIÁLY .....</u></b>	<b>312</b>
<b>10</b>	<b><u>POLYMERNÍ MATERIÁLY .....</u></b>	<b>318</b>
10.1	ROZDĚLENÍ PLASTŮ .....	318
10.2	PŘÍPRAVA POLYMERŮ.....	318
10.3	PŘÍSADY DO POLYMERŮ .....	321
10.4	TERMOPLASTY .....	322

<b>10.5</b>	<b>REAKTOPLASTY .....</b>	<b>328</b>
<b>10.6</b>	<b>KAUČUKY .....</b>	<b>330</b>
<b>10.7</b>	<b>STRUKTURA POLYMERŮ .....</b>	<b>331</b>
<b>10.8</b>	<b>MECHANICKÉ VLASTNOSTI .....</b>	<b>336</b>
<b><u>11</u></b>	<b><u>KOMPOZITY.....</u></b>	<b><u>345</u></b>
<b>11.1</b>	<b>ČÁSTICOVÉ KOMPOZITY .....</b>	<b>347</b>
<b>11.2</b>	<b>VLÁKNOVÉ KOMPOZITY .....</b>	<b>349</b>
<b>11.3</b>	<b>VRSTVENÉ KOMPOZITY .....</b>	<b>355</b>
<b><u>12</u></b>	<b><u>DŘEVO .....</u></b>	<b><u>357</u></b>
<b>12.1</b>	<b>DRUHY DŘEVIN.....</b>	<b>357</b>
<b>12.2</b>	<b>VLASTNOSTI A VADY DŘEVA.....</b>	<b>359</b>
<b><u>13</u></b>	<b><u>DEGRADAČNÍ PROCESY V KONSTRUKČNÍCH MATERIÁLECH.....</u></b>	<b><u>361</u></b>
<b>13.1</b>	<b>KOROZE .....</b>	<b>361</b>
<b>13.2</b>	<b>OPOTŘEBENÍ.....</b>	<b>378</b>

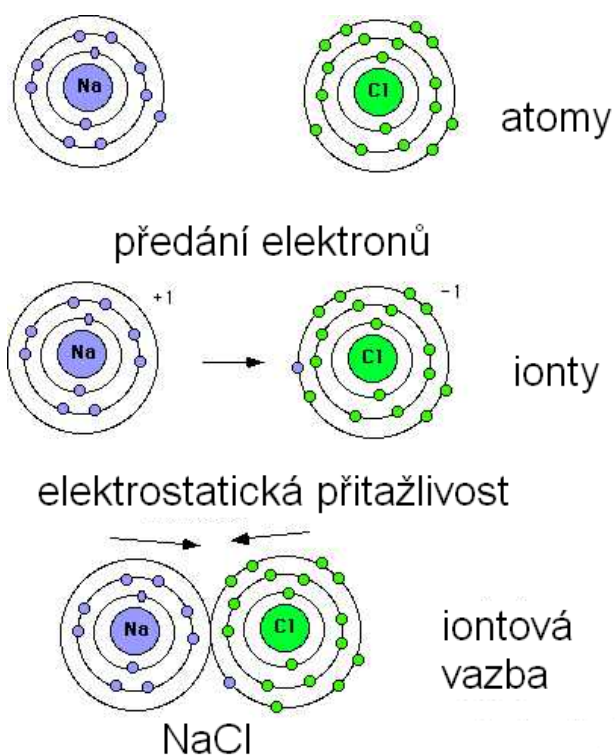
# 1 Základy nauky o kovech

## 1.1 Vazby mezi atomy

U kovů v tuhém stavu jsou jednotlivé atomy v takových vzdálenostech, při nichž jsou přitažlivé a odpudivé síly ve vzájemné rovnováze. Jsou-li tyto síly v rovnováze, je za dané teploty vzdálenost mezi atomy konstantní. Tyto přitažlivé a odpudivé síly, zvané **vazební síly**, jsou elektrostatického původu a jsou ovlivněny uspořádáním elektronů v atomovém obalu. Energie vazby mezi atomy určuje i práci, kterou je třeba vynaložit na jejich oddálení z rovnovážné polohy. Některé atomy uvolňují ze svého obalu lehce jeden i více elektronů. Atom již není neutrální, ale stává se elektro pozitivním iontem. Takové prvky se nazývají **elektropozitivní**. Naopak atomy elektronegativních prvků ochotně vážou elektrony a tím se stávají **elektronegativními** ionty. Elektronegativita a elektro pozitivita atomů není však vlastnost izolovaných atomů, ale vazeb mezi nimi. Mezi základní vazby mezi atomy patří:

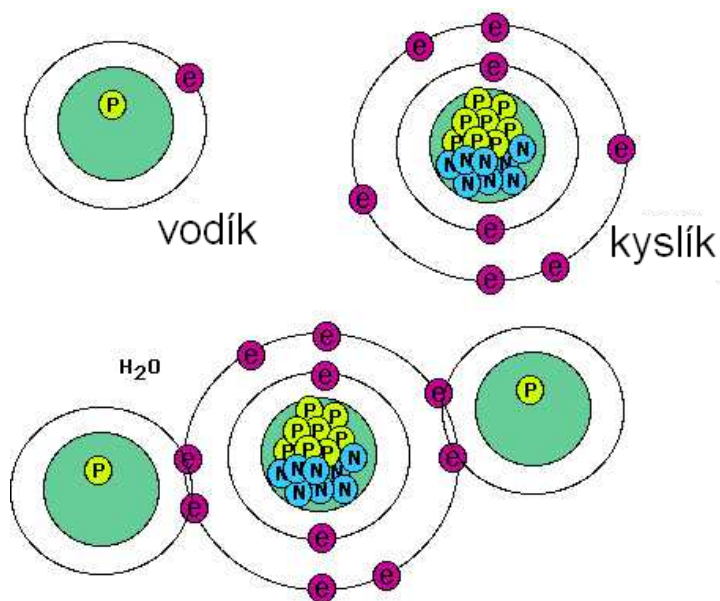
**Iontová** (heteropolární) vazba je nejjednodušší vazba, která spočívá v elektrické přitažlivosti mezi elektro pozitivními a elektronegativními ionty. Elektro pozitivní atom půjčí jeden elektron sousednímu elektronegativnímu atomu. Mezi dvojicí různých takto vzniklých iontů vznikne přitažlivá elektrostatická síla a atomy se pak mohou uspořádat do krystalu. Iontová vazba se vyskytuje u prvků, které leží v periodické tabulce blízko vzácných plynů. Prvky s iontovou vazbou se snaží dosáhnout elektronové struktury vzácných plynů, při čemž mohou přijmout nebo odevzdat jen malý počet elektronů. Valenční elektrony jsou zde vázány na svá atomová jádra, a proto tyto látky nevedí elektrický proud. Příkladem je chemická sloučenina chlorid sodný (NaCl) (Obr. 1).





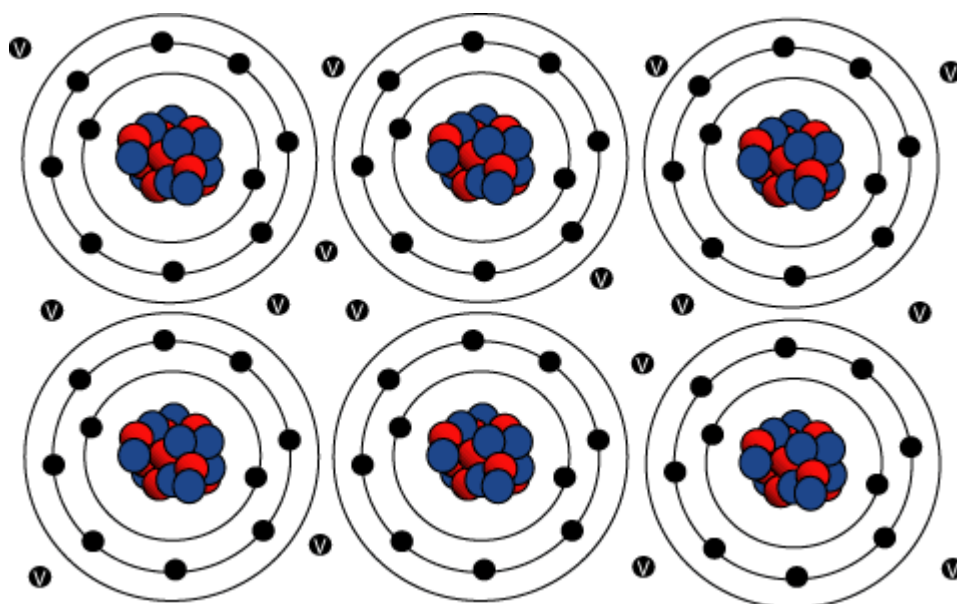
**Obr. 1** Iontová vazba chloridu sodného

**Kovalentní** vazba (homopolární), jejíž název je odvozen od názvu „kolektivní valence“, je na rozdíl od iontové vazby charakterizována společnými dvojicemi valenčních elektronů elektricky neutrálních atomů. Tyto elektrony jsou potom polovinu doby v oblasti vlivu jednoho atomového jádra a polovinu doby v oblasti vlivu druhého atomového jádra. Tato vazba je velmi silná, takže ani táním nebo rozpouštěním se molekuly nemění. Příkladem této párové vazby elektronů je např.  $\text{H}_2\text{O}$  (Obr. 2),  $\text{CO}_2$ ,  $\text{Cl}_2$ .



Obr. 2 Kovalentní vazba  $H_2O$

Pro kovy je nejdůležitější vazba **kovová** (Obr. 3), která se podobá vazbě kovalentní. Jakmile se atomy kovů k sobě přiblíží a vytvoří krystalickou strukturu, valenční elektrony se jako plyn volně pohybují mezi ionty, kterými jsou kationty, čímž vyvolají vazebné síly. Tento volný pohyb valenčních elektronů se označuje jako valenční mrak a způsobuje dobrou elektrickou a tepelnou vodivost kovů. Projevuje se především u prvků, které mají nízký počet elektronů ve vnější sféře, což jsou právě především kovy.



Obr. 3 Kovová vazba

Ostatní vazby jsou pro kovy a jejich slitiny nepodstatné.

Vazba **Van der Waalsova** je běžná u prvků nebo chemických sloučenin s velmi stabilní valenční skupinou, což jsou např. inertní plyny. Jejich molekuly jsou v plynném stavu jednoatomové a neslučují se s jinými atomy. Mají mimořádně nízký bod varu a tím mají ze všech prvků nejmenší meziatomovou soudržnost. Tato slabá vazba umožňuje vytvoření krystalického stavu až při velmi nízkých teplotách (např. Ar). Příkladem jsou parafin, led (voda), organické látky. Vazby van de Waalsovy jsou nejvýznamnější u makromolekulárních látek.

**Vodíková vazba** (vodíkový můstek) vzniká v důsledku vazby atomu H na silně elektronegativním atomu prvku (F, N, O), čímž se na atom H přenáší kladný elektrický náboj protonu.

V krystalech se vyskytují pouze vazby kovové, iontové a kovalentní. V kovech pak jen vazby kovové a iontové.

Uvedené typy vazeb představují ideální mezní případy. Ve skutečnosti se různé jevy překrývají, takže reálné pevné látky jsou tvořeny součinností až několika druhů vazeb. Určit všechny tyto vazby a jejich podíl v daném materiálu je velmi obtížné.

**Tab. 1 Pevnost vazeb**

Vazba	Pevnost (GPa)	Příklad
Kovalentní	1 000	Diamant
Iontová	30 - 100	Keramika
Kovová	30 - 150	Kovy
Vodíková	8	Led
Van der Waalsova	2	Polyetylén

## 1.2 Krystalová mřížka a její nedokonalosti

### 1.2.1 Krystalové mřížky

Technické materiály se dělí na látky **amorfní a krystalické**.

Amorfní (beztvaré) látky jsou zpravidla látky plynné, kapalné a makromolekulární. Tuhé amorfní látky (sklo, struska) se považují za velmi husté kapaliny ve stavu silně přechlazeném. Amorfní látky jsou charakterizovány izotropií (stejně vlastnosti ve všech směrech). Mezi amorfní látky se řadí i kovová skla, u nichž rychlost chladnutí taveniny dosáhla extrémně vysokých hodnot ( $10^5$  až  $10^6$  K•s<sup>-1</sup>).

Krystalické látky se vyznačují tím, že vnitřní síly při změně skupenství při přechodu ze stavu kapalného do tuhého řadí atomy a molekuly ve zcela přesném pořadí a vzniká krystalický útvar. Každý krystal má zcela přesné uspořádání ve svém vnějším tvaru, které je dáno jeho prostorovou (krystalovou) mřížkou. Veškeré kovy jsou (s výjimkou rtuti) za teploty okolí (tj. 20 °C) látky tuhé a krystalické.

Z elementárních buněk se jejich pravidelným opakováním vytvoří krystalická struktura. Mřížka krystalické struktury tvoří krystalickou prostorovou krystalovou mřížku. Z krystalické struktury jsou pak složena jednotlivá zrna.

Ideálně vyvinutá zrna se nazývají krystaly. Vyznačují se rovinnými stěnami, mezi nimiž se zákonitě opakují stejné úhly. Krystaly tvoří polyedrickou strukturu (tj. strukturu, jejíž tvar se blíží tvaru šestiúhelníka) tehdy, když tavenina tuhne volně a ze všech stran rovnoměrně. Monokrystal (krystalový jedinec) je útvar, v němž jsou všechny elementární mřížky orientovány ve stejném smyslu. Monokrystal je uměle vytvořený samotný krystal, který lze laboratorně připravit z taveniny při přesné kontrole podmínek tuhnutí.

Skutečné krystaly kovů se nazývají krystality. Nemají tak dokonale se opakující skladby atomů a vyskytují se v nich různé nedokonalosti a nepravidelnosti. Vznikají již při tuhnutí a jejich množství se zvětšuje plastickou deformací nebo transformacemi při rychlém ochlazení.

Krystality mají značně anizotropní vlastnosti. Jejich náhodným uspořádáním vzniká **polykrystal**, který má v důsledku této nahodilosti izotropní vlastnosti. Orientace krystalitů může však být tvářením za studena usměrněna. Výsledkem je pak

usměrněná struktura, u níž se opět objevuje větší či menší anizotropie. Technické kovy jsou polykrystalické.

Při umístění mřížky elementární buňky do trojrozměrného pravouhlého souřadnicového systému lze všechny buňky podle velikosti úhlů a délek úseček, které tvoří tvar buňky, zařadit do jedné ze 7 krystalografických soustav. V každé této soustavě mohou existovat až 4 typy základních mřížek: mřížka prostá, bazálně středěná, prostorově středěná a plošně středěná.

**Elementární buňka prostá** (primitivní) je ze všech čtyřech typů nejjednodušší. Přísluší jí 1 atom, protože každý její rohový atom je společný 8 sousedním buňkám.

**Elementární buňka bazálně středěná** obsahuje kromě rohových atomů ještě po jednom atomu ve spodní a horní základně (bázích) 1 atom, který je umístěn ve středu každé podstavy. Každý z nich přísluší svou jednou polovinou i buňce sousední. Jedné elementární buňce bazálně centrované přísluší tedy celkem  $8/8 + 2/2 = 2$  atomy.

**Elementární buňka prostorově středěná** (stereocentrická) obsahuje kromě rohových atomů ještě 1 atom umístěný ve středu rovnoběžnostěnu. Jedné buňce přísluší pak celkem  $1 + 1 = 2$  atomy.

**Elementární buňka plošně středěná** (planicentrická) obsahuje kromě rohových atomů ještě ve středu každé stěny 1 atom. Jedné buňce tak přísluší  $8/8 + 6/2 = 4$  atomy.

Většina technicky důležitých kovů krystalizuje v soustavě krychlové plošně středěné (fcc), krychlově tělesně středěné (bcc) a šesterečné (hex).

Celkem existuje 14 prostorových (Bravaisových) typů mřížek v 7 krystalografických soustavách:

**Krystalografické soustavy [Obr. 4]:**

- |   |                   |   |
|---|-------------------|---|
| 1. trojklonná (triklinická)                 | $a \neq b \neq c$ | $\alpha \neq \beta \neq \gamma \neq 90^\circ$ |
| Existuje jen prostá mřížka                  |                   |   |
| 2. jednoklonná (monoklinická)               | $a \neq b \neq c$ | $\alpha = \beta = 90^\circ \neq \gamma$       |
| Existuje mřížka prostá a bazálně centrovaná |                   |   |
| 3. kosočtverečná (ortorombická)             | $a \neq b \neq c$ | $\alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$          |

Existují všechny 4 typy mřížek.

4. čtverečná (tetragonální)

$$a = b \neq c \quad \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$$

Existuje mřížka prostá a prostorově centrovaná

5. trigonální (romboedrická)

$$a = b = c \quad 120^\circ > \alpha = \beta = \gamma \neq 90^\circ$$

Existuje jen mřížka prostá.

6. šesterečná (hexagonální)

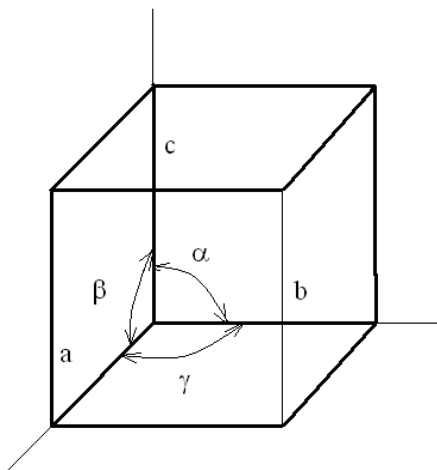
$$a = b \neq c \quad \alpha = \beta = 90^\circ, \gamma = 120^\circ$$

Existuje jen mřížka bazálně centrovaná. Tato mřížka tvoří kolmý hranol, jehož podstavou je pravidelný šestiúhelník

7. krychlová (kubická, regulární, teresální)

$$a = b = c \quad \alpha = \beta = \gamma = 90^\circ$$

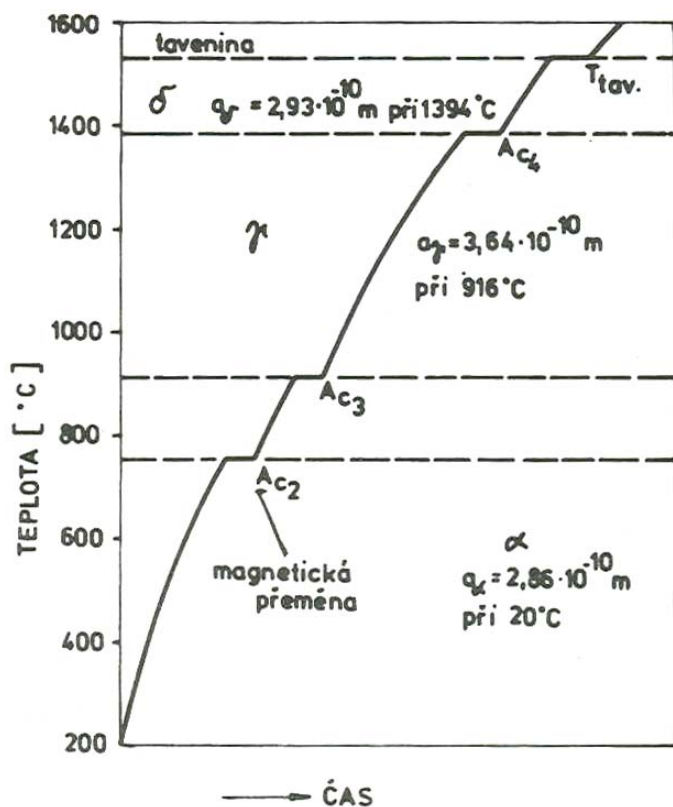
Existuje mřížka prostá, prostorově centrovaná a plošně centrovaná. Tato mřížka tvoří krychli.



Obr. 4 Základní krystalová buňka

Schopnost prvku krystalizovat v různých krystalografických soustavách nebo v jejich různých modifikacích se nazývá **alotropie**. Modifikace se označují řeckými písmeny  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\delta$ ,  $\gamma$  atd. Alotropní změny jsou vratné. U slitin se tomuto jevu říká **polymorfie**.

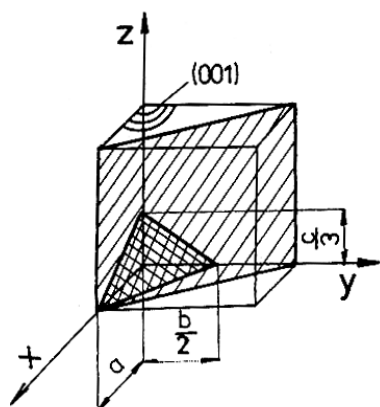
Příklad 1: Fe krystalizuje v kubické soustavě, ale má 4 modifikace. Jednou ze základních vlastností každé modifikace je, že existuje jen v přesně určeném rozmezí teplot. Např.  $\alpha$ -Fe se při ohřevu na  $910^\circ\text{C}$  přemění v  $\gamma$ -Fe a tuto modifikaci si drží až do teploty  $1392^\circ\text{C}$ , kdy se mění na modifikaci  $\delta$ -Fe a  $\delta$ -Fe pak při  $1539^\circ\text{C}$  na taveninu - Obr. 5.



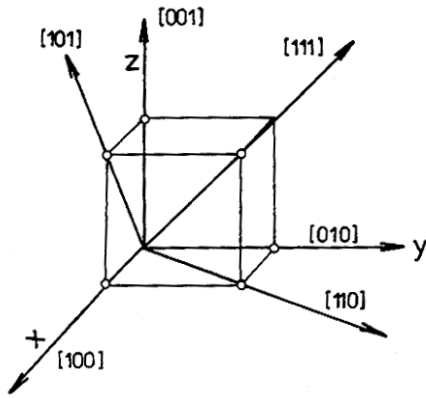
Obr. 5 Křivka ohřevu čistého železa

### 1.2.2 Značení rovin a směrů

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



Obr. 6 Příklady Millerových indexů rovin



**Obr. 7 Příklady Millerových indexů směrů**

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 čísla.

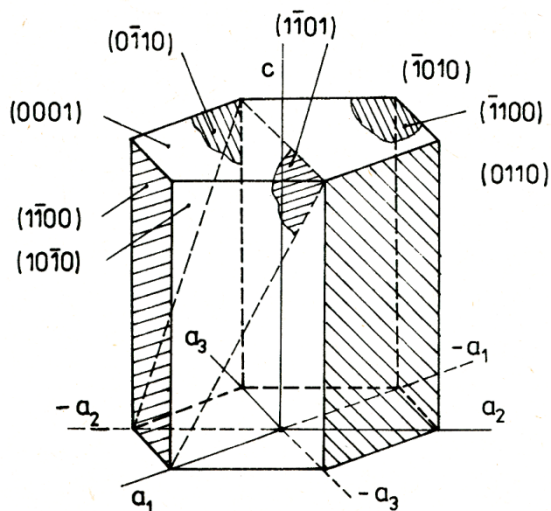
$$h = \frac{1}{a}, k = \frac{1}{b}, l = \frac{1}{c}, \quad (1.1)$$

kde  $a$ ,  $b$ ,  $c$  jsou úseky na příslušných osách  $x$ ,  $y$ ,  $z$ .

Vytíná-li rovina úsek na záporné části osy, uvádí se znaménko minus nad příslušným Millerovým indexem, index odpovídající ose rovnoběžné s příslušnou rovinou je roven 0. Příklady jsou patrné z [Obr. 6].

Millerův index ve směru  $[u \ v \ w]$  se získá tak, že s daným směrem vedeme rovnoběžku počátkem. Millerovými indexy jsou souřadnice bodu na této rovnoběžně převedené na nejmenší celá nesoudělná čísla. Příklady jsou patrné z Obr. 7. Pro popis rovin a směrů v šesterečné mřížce se používají indexy Miller-Bravaisovy, označované  $(h \ k \ i \ l)$  resp.  $[u \ v \ t \ w]$  vztahované k osám  $a_1$ ,  $a_2$ ,  $a_3$ ,  $c$  podle Obr. 8.





Obr. 8 Miller-Bravaisovy indexy rovin v šesterečné mřížce

### 1.3 Poruchy krystalické mřížky

V ideálním krystalu jsou atomy uloženy v místech minimální potenciální energie. To znamená, že každá porucha krystalické mřížky atomy z těchto poloh vychýlí a zvyšuje mřížkovou energii, deformuje průběh potenciálového pole mřížky, vysune okolní atomy z jejich středních poloh, a tedy způsobuje distorzi mřížky a vyvolává pnutí ve svém okolí. Z geometrického hlediska lze vady v krystalech rozdělit na:

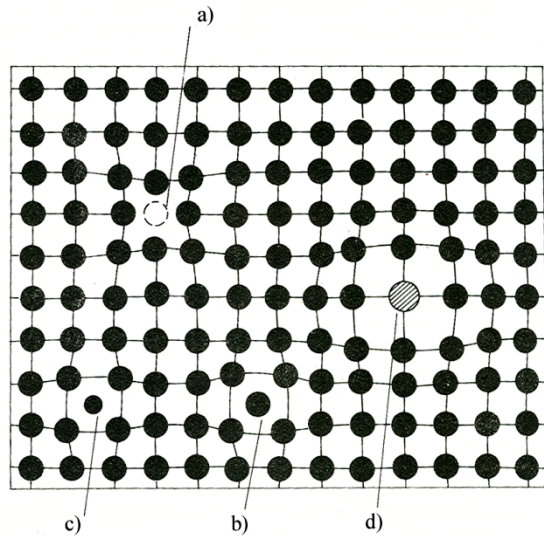
- bodové vady,
- čárové vady,
- plošné vady,
- prostorové vady.

#### 1.3.1 Bodové poruchy

Základní bodové poruchy krystalické mřížky jsou **vakance** a **intersticiály** v čistých kovech. V tuhých roztocích k nim přistupují ještě **substituční a intersticiální příměsi**. Tyto vady mohou tvořit ještě složitější útvary, které rovněž považujeme za bodové útvary: bivakance, párová porucha intersticiál – vakance, substituční příměs – vakance.

Vakancí rozumíme neobsazenou uzlovou polohu krystalické mřížky včetně jejího blízkého okolí deformované mřížky. Intersticiál je mřížkový atom umístění

v intersticiální poloze, mimo uzlový bod. Rovněž intersticiál způsobuje distorzi mřížky. Tvarově podobné jsou poruchy mřížky příměsovými atomy.



**Obr. 9 Druhy bodových poruch, a – vakance, b – vlastní intersticiál, c – intersticiál příměsi, d – substituční atom**

### ***Vlastnosti bodových poruch***

Vakance mohou vznikat na povrchu kovu jako tzv. Schottkyho poruchy přechodem atomu základní mřížky do uzlové polohy na povrchu nebo jako tzv. Frankelovy poruchy přechodem mřížkového atomu do intersticiální polohy. Vzniká tak párová porucha intersticiál – vakance. Vakance se rovněž v krystalu tvoří při primární krystalizaci. Jiné zdroje vakancí mohou být např. hranice zrn.

Intersticiály vznikají snadno v krystalech s velkou meziatomovou vzdáleností. Všechny intersticiální polohy nemohou být obsazeny z důvodu elastické deformace okolí poruchy. S přechodem atomu do intersticiální polohy je spojena dilatace mřížky, se vznikem vakance komprese mřížky.

Aktivační energie vzniku poruch krystalické mřížky se dotuje z energie tepelných kmitů mřížky. Dodáme-li kovovému krystalu další energii z vnějšku, dochází ke generaci bodových poruch, jejichž hustota je větší než rovnovážná koncentrace. Zvýšená koncentrace vakancí vzniká těmito mechanismy:

- ozářením kovu,
- při plastické deformaci jako důsledek interakcí mezi dislokacemi,

- při prudkém ochlazení z vysoké teploty dochází k zamrznutí vakancí.

### **Migrace bodových poruch**

Bodové poruchy se mohou pohybovat krystalem. Mechanismem jejich pohybu jsou diskrétní přeskoky z jednoho uzlového bodu do sousedního (vakance) nebo mezi intersticiálními polohami (intersticiální atomy a příměsi). Přeskok vakance je dán relativně přeskokem sousedního atomu na její místo. Atom přitom musí překonat energetickou bariéru.

Pravděpodobnost, že atom získá za jednotku času energii potřebnou k překonání bariéry  $Q_m$  lze úspěšně i v kovových materiálech vyjádřit pomocí Maxwellova-Boltzmannova zákona.

Pro frekvenci přeskoků vakance platí vztah:

$$u_v = A \exp\left(-\frac{Q_m}{k \cdot T}\right), \quad (1.2)$$

kde konstanta  $A$  závisí na koordinačním čísle mřížky a na frekvenci kmitů atomů mřížky,  $k$  je Boltzmannova konstanta a  $T$  je termodynamická teplota.

Obsahuje-li krystal rovnovážnou koncentraci vakancí, bude celková frekvence přeskoků dána výrazem  $u_v = c_v^f$ . obdobné vztahy mohou být odvozeny i pro migraci intersticiálů. Jsou základem difuzního pohybu částic v pevných látkách. Kinetika migrace je výrazně závislá na teplotě.

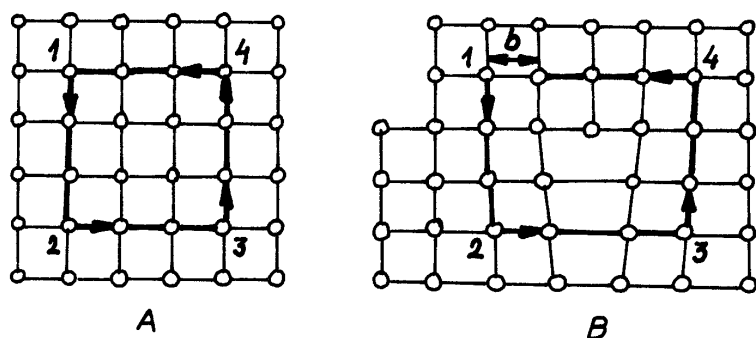
### **1.3.2 Čárové poruchy**

Čárové poruchy krystalické mřížky vznikají přesunutím (dislokováním) určitého množství atomů při skluzovém pohybu vzhledem k vrstvě sousední. Poruchy se nazývají **dislokace**. Dislokace se dělí na hranové a šroubové. Jsou to speciální případy smíšené dislokace. Obr. 10 znázorňuje smyčku z translačních vektorů vedenou neporušenou oblastí krystalu tak, že ve dvou směrech je vytvořena stejným počtem kroků v kladném a záporném smyslu (Burgersova smyčka). Je zřejmé, že pro oblast krystalu bez dislokace se smyčka uzavře. Pro oblast krystalu s hranovou dislokací obr. 8 bude třeba smyčku uzavřít vektorem  $\mathbf{b}$ , který se nazývá Burgersův vektor a který udává charakter dislokace. Pro hranovou dislokaci je Burgersův vektor kolmý na dislokační čáru. Burgersův vektor pro šroubovou dislokaci je s dislokační

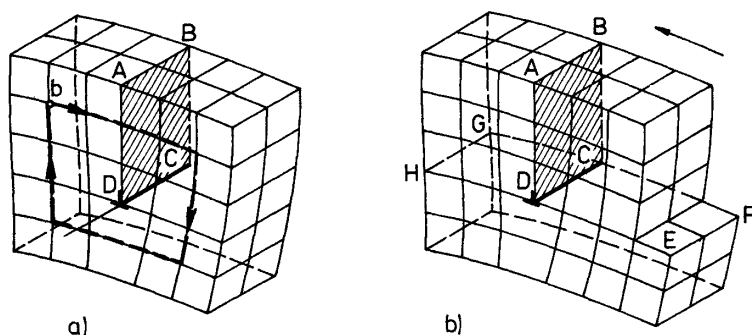
čarou rovnoběžný. V případě, že Burgersův vektor svírá s dislokační čarou úhel ležící mezi  $0^\circ$  a  $90^\circ$ , jde o dislokaci smíšenou.

Přítomnost dislokace v krystalu vyvolává pružnou deformaci mřížky, které odpovídá napětové pole okolo dislokace. Napětové pole hranové dislokace má smykové i normálové složky. Napětové pole šroubové dislokace má jen smykové složky, je válcově souměrné a napětí  $\tau$  v kterémkoli místě pole je nepřímo závislé jen na vzdálenosti od dislokační čáry. Napětová pole dislokací mají dlouhý dosah na rozdíl od napětových polí bodových poruch. Zasahují celý krystal a navzájem na sebe působí.

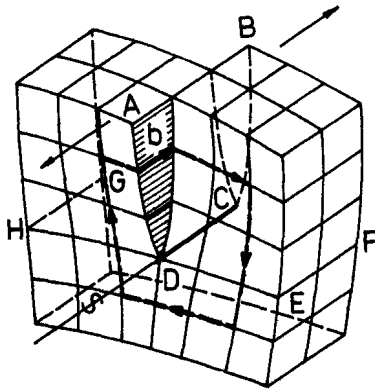
Významnou vlastností dislokací je schopnost pohybovat se krystalovou mřížkou. Hranové (Obr. 11) i šroubové dislokace (Obr. 12) se mohou pohybovat především **skluzem ve skluzové rovině**, překročí-li skluzové napětí v rovině a směru skluzu určitou mezní hodnotu. Skluzovými rovinami dislokace mohou být pouze mřížkové roviny hustě obsazené atomy, které procházejí dislokační čarou a jsou rovnoběžné s Burgersovým vektorem dislokace.



Obr. 10 Burgersova smyčka: A) mřížka bez poruch, B) mřížka s hranovou dislokací; b– Burgersův vektor



Obr. 11 Model hranové dislokace

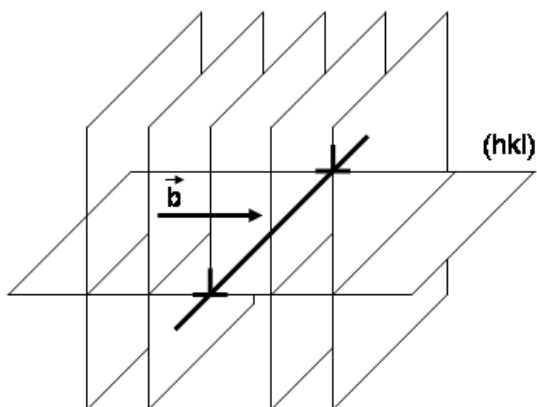


**Obr. 12 Model šroubové dislokace**

Dislokace se mohou pohybovat dvojm způsobem:

- skluzem (konzervativní pohyb)
- šplháním (difuzní pohyb)

Skluzový pohyb dislokace je lokalizován do skluzové roviny, přičemž hranová dislokace se pohybuje ve své skluzové rovině ve směru Burgersova vektoru způsobem znázorněným na Obr. 13. Šroubová dislokace může přecházet v rámci příčného skluzu do některé z dalších rovin protínajících se v dislokační čáře. Příčný skluz nastane v případě zablokování pohybu dislokace v její původní rovině překážkami.



**Obr. 13 Skluzová rovina hranové dislokace**

Šplhání dislokací je způsobeno difuzí bodových poruch k polovině hranové dislokace. Tím se dislokační čára přemístí do spodní nebo horní rovnoběžné roviny podle toho, zda difundují vakance nebo intersticiály. Šplhání dislokací je pohyb difuzní, tepelně

aktivovaný a z toho důvodu je podstatně pomalejší než pohyb skluzový. Závisí na dosahu vakancí a intersticiálů v krystalu a na jejich pohyblivosti v krystalové mřížce.

### ***Interakce dislokací s překážkami***

K pohybu dislokace jinak dokonalou mřížkou stačí i velmi malé hodnoty smykového napětí. V reálných krystalech se však dislokace setkává s překážkami, jejichž překonání vyžaduje zvýšení skluzového napětí. Překážkami jsou například jiné dislokace, atomy příměsí a částice jiných fází. Dislokace pohybující se v různoběžných rovinách se protínají, v rovnoběžných rovinách nebo téže rovině vzájemně reagují jejich napěťová pole, popřípadě se dislokace kupí na neprůchodných překážkách.

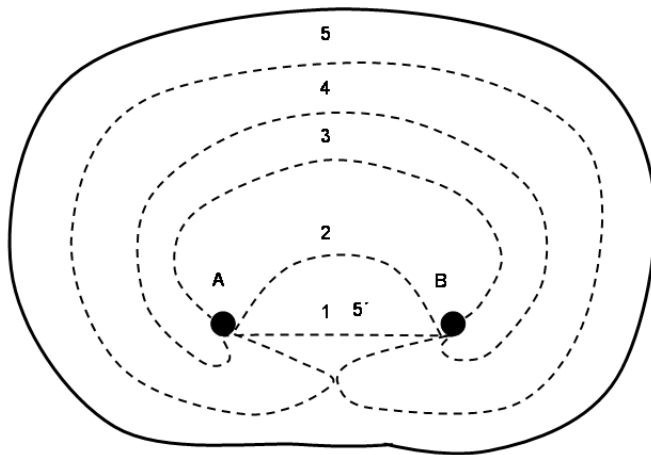
Interakce napěťových polí dislokací a příměsových atomů vede ke vzniku shluků těchto atomů okolo dislokace – Cottrellových atmosfér. Pro substituční atom, který je větší než mřížkový a pro všechny intersticiální atomy je energeticky výhodnější umístění v roztažené oblasti mřížky v napěťovém poli dislokace.

Cottrellovy atmosféry omezují pohyb dislokace. Dislokace se může pohybovat při zvýšeném napětí i s atmosférou, její rychlost je pak dána rychlostí difuzního pohybu atomů příměsí mřížkou, nebo při ještě větším napětí se může od atmosféry odtrhnout.

Pohybu dislokace brání i jiné částice. Zachycená dislokace se na nich prohýbá, což vyžaduje zvýšené skluzové napětí.

### ***Vznik dislokací***

Tvářením za studena se může dislokační hustota zvýšit. Příslušný mechanismus je znám jako Frankův-Readův zdroj dislokací a je ukázán na Obr. 14. Dislokace zachycená na překážkách A, B se působením skluzového napětí prohýbá. Překročí-li napětí maximální hodnotu, které odpovídá poloha 2, začne se poloměr zakřivení dislokace rychle zvětšovat 3 a 4. Po dosažení polohy 5 se oddělí dislokační smyčka 5' a mezi body A, B zůstane nový dislokační segment. Celý děj se opakuje.



Obr. 14 Frank-Readův zdroj dislokací

### 1.3.3 Plošné vady

Mezi plošné vady řadíme vrstevné chyby, vnitřní rozhraní (*hranice subzrn, hranice zrn*) a okrajové i volné plochy krystalů. Vnitřní rozhraní mohou oddělovat disorientované oblasti téže mřížky, nebo oblasti mřížky odlišného typu (různé fáze).

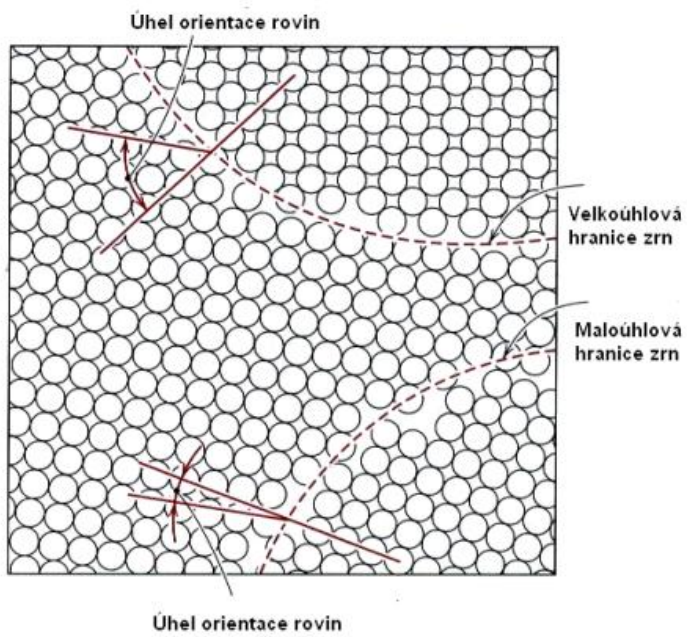
- Hranice subzrn – malouhlová hranice (Obr. 15)

Jsou tvořeny plošnými sítěmi dislokací a oddělují v rámci téhož zrna úseky mřížky – subzrna, vzájemně odkloněné většinou jen o 1 až 2°. Subzrna vznikají například při žíhání kovu po tváření za studena.

### 1.3.4 Prostorové vady

- Hranice zrn – velkouhlová hranice (Obr. 15)

Mají tloušťku jen několik mřížkových parametrů a odklon mřížek je větší než 15°. Z hlediska uspořádanosti je to vysoce poruchová oblast, která má vyšší energii než mřížka uvnitř zrna a je charakterizována určitou měrnou energií. Proto se hranice zrna vyznačují specifickými fyzikálními i chemickými vlastnostmi, kterými jsou ovlivňovány některé pochody v polykrystalických materiálech: na hranicích zrn segregují příměsi, přednostně precipitují sekundární fáze, hranice ovlivňují mez kluzu, houževnatost, korozní odolnost aj.



Obr. 15 Schéma malouhlové a velkouhlové hranice zrna



## 2 Fáze a diagramy

### 2.1 Fázové pravidlo

Maximální počet fází, které jsou navzájem v rovnováze, není libovolný a je dán zákonem, který vyslovil J. W. Gibbs. Udává vztah mezi počtem složek, fází a stupňů volnosti. Jeho obecná formulace je

$$v = k + 2 - f \quad (2.1)$$

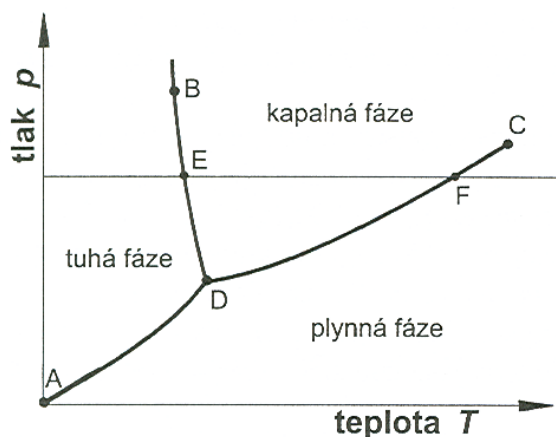
kde  $v$  je počet stupňů volnosti (počet nezávislých změn, které jsou v soustavě povoleny, aniž se změní počet existujících fází, proměnné jsou při těchto změnách: teplota, tlak a složení fází)

$k$  – počet složek (nejmenší počet nezávislých chemických prvků, z nichž je možno celou soustavu složit)

$f$  – počet fází

u tuhých a kapalných kovových soustav neuvažujeme obvykle vliv tlaku jako proměnné veličiny. Pak má fázové pravidlo tvar:

$$v = k + 1 - f \quad (2.2)$$



Obr. 16 Obecný fázový diagram  $p$ - $T$  jednosložkové soustavy.  $D$  – trojný bod soustavy (v tomto bodě mohou existovat všechny fáze).  $AD$ ,  $DC$ ,  $DB$  jsou hranice mezi jednotlivými oblastmi fází, pokud látka má teplotu a tlak odpovídající hranici mohou existovat dvě fáze.

Přímka procházející body  $E$  a  $F$  znázorňuje přeměnu fází při daném konstantním tlaku a měnící se teplotě (do bodu  $E$  existuje jen fáze tuhá, mezi  $E$  a  $F$  kapalná fáze a nad  $F$  plynná fáze)

Gibbsovo fázové pravidlo je jednoduchým a jasným vodítkem při studiu kovových soustav. Pro čistý kov lze z rovnice odvodit  $v = 2 - f$ , což znamená, že při jedné fázi (Obr. 16) lze měnit jednu proměnnou veličinu, například teplotu aniž se počet fází změní. Jsou-li při  $k = 1$  přítomny dvě fáze, jako je to při krystalizaci čistého kovu, nemá soustava žádný stupeň volnosti. Krystalizace probíhá při konstantní teplotě – teplotě tuhnutí.

Pro dvě složky má fázové pravidlo tvar  $v = 3 - f$ . Při jedné fázi (např. binární slitina v kapalném stavu) lze nezávisle měnit současně dvě proměnné veličiny – teplotu a složení, aniž dojde ke změně počtu fází. Jsou-li přítomny dvě fáze (krystaly a tavenina), lze měnit pouze jednu proměnnou – teplotu.

Gibbsovo pravidlo informuje pouze o počtu fází v soustavě, neříká však nic o jejich množství, složení a rozdělení.

## **2.2 Difuze**

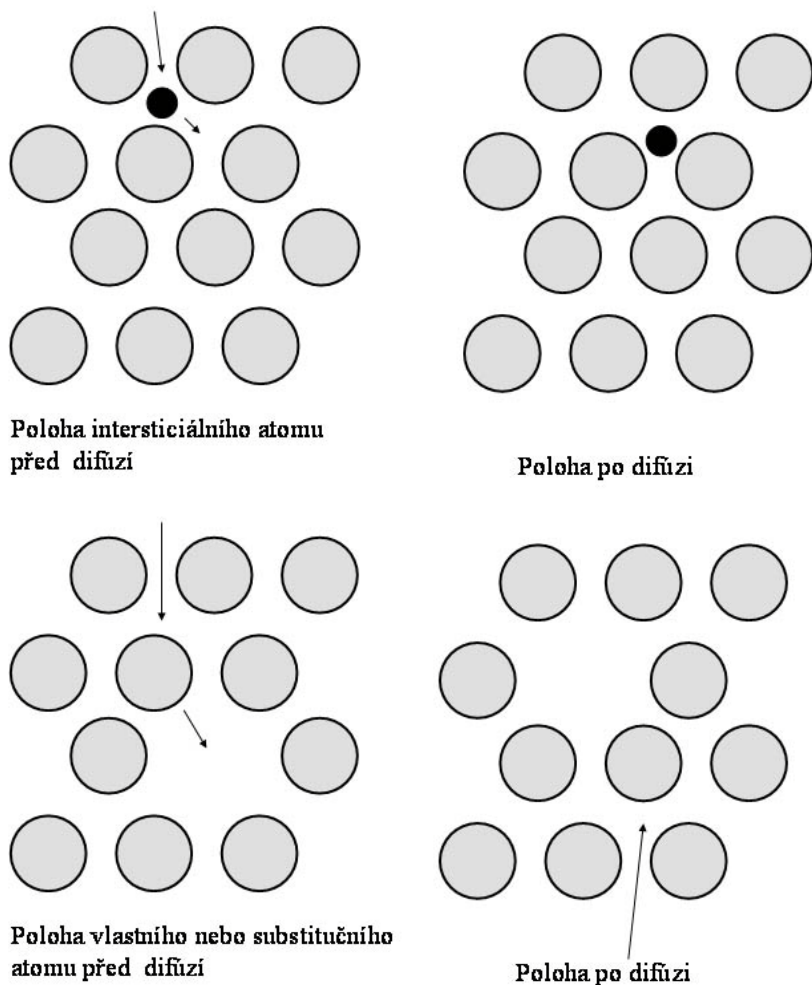
**Difuze** je jediným ze způsobů přenosu hmoty, při kterém se její částice (atomy, ionty, molekuly), i vakance pohybují vzhledem k sousedním částicím. Protože podstatou difuze je tepelný pohyb částic hmoty, je intenzita difuze výrazně závislá na teplotě. K difuzi dochází v každém skupenství, v tuhé fázi je však jediným způsobem přenosu hmoty. Difuzí se zpravidla zmenšují koncentrační rozdíly, v opačném případě jde o obrácenou difuzi.

Technický význam difuze spočívá jak v prospěšných tak i ve škodlivých změnách koncentrace a ve fázových či strukturních přeměnách buď jen v povrchových vrstvách výrobků, nebo v celém jejich objemu. Příkladem prospěšných koncentračních změn je povrchové zvýšení obsahu vybraných prvků při chemicko-tepelném zpracování konstrukčních ocelí, kdežto oduhličení nástrojových ocelí při jejich zpracování za vysokých teplot je škodlivé. Prospěšné fázové přeměny, ke kterým dochází difuzí v celém objemu výrobku, jsou přeměny při některých druzích žíhání slitin. Naproti tomu, ke škodlivým strukturním změnám patří difuze vakancí, které se při tečení (creepu) spojují na hranicích zrn v polykrystalickém materiálu v kavity, čímž začíná mezikrystalový lom.

### 2.2.1 Mechanizmy difuze

Neuspořádaný pohyb molekul v plynech je podle kinetické teorie charakterizován velkými hodnotami jejich střední kvadratické rychlosti a volné dráhy. V kondenzovaných fázích je pohyb atomů ve srovnání s pohybem molekul v plynu značně omezen a to zejména v tuhé fázi, v níž jsou atomy po delší dobu vázány k určitým polohám. Mechanizmy difuze (Obr. 17) v krystalických materiálech můžeme rozdělit na:

- **Individuální**, při nichž se pohybuje jedna částice či vakance nezávisle na ostatních. Tento mechanismus je buď intersticiální, nebo vakantní, pro které je určující poměr velikostí základního atomu a difundujícího atomu. Pouze malé atomy, splňující podmínku pro vznik intersticiálního tuhého roztoku mohou difundovat volnými prostory v krystalové mřížce základního prvku. Vakantním mechanismem, při němž atomy využívají blízké vakance, difundují atomy samodifuzí a atomy přídavného prvky tvořícího se základním prvkem substituční tuhé roztoky.
- **Skupinové**, které charakterizuje koordinovaný pohyb více částic. Tyto mechanismy jsou výměnný, kruhový a nepřímý intersticiální.



**Obr. 17** Mechanizmy difuze v krystalové mřížce

Difuze v krystalických materiálech je do určité teploty silně urychlována poruchami krystalové mřížky. Jak již bylo zmíněno, vakance jsou nezbytnou podmínkou difuze v substitučních tuhých roztocích. Bivakance, shluky vakancí, dislokace a hranice zrn mají v uvedeném pořadí rostoucí vliv na mechanismus difuze.

Hnací silou difuzního pohybu je rozdíl koncentrací nebo obecně rozdíl chemických potenciálů, což vyjadřuje I. Fickův zákon pro tok  $J_A$  prvku  $A$  v čase  $t$  ve směru  $x$  jednotkovou plochou kolmou na tento směr při koncentračním gradientu  $\delta c_A / \delta x$

$$J_A = -D_A \cdot \left( \frac{\delta c_A}{\delta x} \right), \quad (2.3)$$

Konstanta úměrnosti  $D_A$  se nazývá *difuzní součinitel* a udává se zpravidla v jednotkách  $\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ . Potvrzuje, že tok se zmenšuje až k nule, když není ve směru  $x$  rozdíl koncentrace látky  $A$ . Platnost vztahu (2.3) je omezena předpokladem, že  $D_A$

nezávisí na koncentraci, na poloze a vzdálenosti, nepřihlíží se k poruchám v materiálu, gradientu potenciálu, teploty, napětí apod.

Z podmínky zachování celkového množství atomů a molekul difundující látky  $A$  lze vyjádřit i časovou změnu koncentrace ve zvoleném místě v ploše pomocí II. *Fickova zákona*, kde ve směru osy  $x$  platí

$$\frac{\partial c}{\partial t} = -\frac{\partial}{\partial x} \cdot \left( D \frac{\partial c}{\partial x} \right) \quad (2.4)$$

a podobně i v ostatních osách souřadnic. Vyjádření II. *Fickova zákona* je známější pro případ, že  $D$  nezávisí na poloze atomů ve mřížce a jeho vztahu k difuznímu směru a není funkcí koncentrace.

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \cdot \left( \frac{\partial^2 c}{\partial x^2} \right) \quad (2.5)$$

### 2.2.2 Difuze v kovech a slitinách

Difuzní jevy můžeme rozdělit do několika skupin. Studujeme-li pronikání radioizotopů prvku naneseného na připravený povrch stejného kovu, mluvíme o samodifuzi (homodifuzi). Stejně označujeme i difuzi některého prvku, který je součástí dané jednofázové slitiny. Difuzi jiného prvku se označuje za heterodifuzi. Teplotní závislost difuzního součinitele je vyjádřena známým Arrheniovým vztahem:

$$D = D_0 \exp\left(-\frac{\Delta H_d}{R \cdot T}\right) \quad , \quad (2.6)$$

kde  $D_0$  je frekvenční faktor,  $\Delta H_d$  je aktivační entalpie difuze,  $T$  je termodynamická teplota a  $R$  je molární plynová konstanta.

Aktivační energie (entalpie) difuze je dána součtem energie pro vznik a pohyb vakancí a hodnota frekvenčního faktoru je určována entropiemi vzniku a pohybu vakancí, proto se někdy nazývá entropickým členem.

Difuzivitu je nutné vždy vztahovat k určitému difundujícímu prvku a určitému difuznímu prostředí. Hodnoty  $D_0$  a  $\Delta H_d$  pro difuzi vybraných prvků v železe jsou uvedeny v Tab. 2.

Tab. 2 Difuzní charakteristiky vybraných prvků ve slitinách železa pro dané rozmezí teplot

Difundující prvek	Difuzní prostředí	$D_0$ ( $m^2 \cdot s^{-1}$ )	$\Delta H_d$ ( $kJ \cdot mol^{-1}$ )	Rozmezí teplot (K)
H	Fe $\alpha$	$2,0 \cdot 10^{-7}$	12,1	293 – 1 173
H	Fe $\gamma$	$6,7 \cdot 10^{-7}$	45,1	623 – 1 323
C	Fe $\alpha$	$2,0 \cdot 10^{-6}$	84,1	293 – 1 123
C	Fe $\gamma$	$4,0 \cdot 10^{-5}$	140	773 – 1 373
Mn	Fe $\alpha$	$7,6 \cdot 10^{-5}$	225	1 063 – 1 173
Mn	Fe $\gamma$	$1,8 \cdot 10^{-5}$	264	1 173 – 1 573
Fe	Fe $\alpha$	$2,0 \cdot 10^{-4}$	241	673 – 1 473
Fe	Fe $\gamma$	$5,0 \cdot 10^{-5}$	284	773 – 1 373

Difuzivita  $D$ , která je mírou rychlosti difuze, je podle vztahu (2.6) nepřímo úměrná její aktivační entalpii  $\Delta H_d$ , která spolu s teplotou  $T$  má vzhledem k exponenciální závislosti rozhodující vliv. Z Tab. 2 vyplývá, že intersticiální prvky (H, C) i substituční prvky (Mn aj.) difundují více stěsnanou krychlovou plošně středěnou krystalovou mřížkou železa gama pomaleji než krychlovou prostorově středěnou mřížkou železa alfa. Intersticiální prvky difundují rychleji než prvky substituční.

### 2.3 Fáze a fázové přeměny

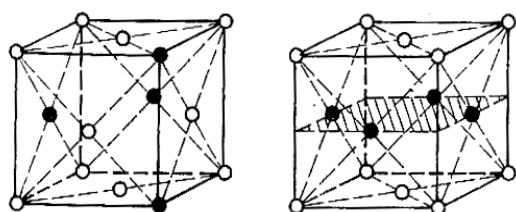
Technicky čisté prvky se za atmosférického tlaku a v širokých teplotních intervalech oddělených teplotami alotropických přeměn, tání (tuhnutí) a vypařování (kondenzace) pokládají za jednosložkovou a jednofázovou soustavu. Vzhledem k nečistotám (příměsím), které obsahují, jde však o vícesložkovou soustavu, ve které může ve velkém teplotním intervalu koexistovat více metastabilních fází (např. Sn $\alpha$  a Sn $\beta$  za nízkých teplot), takže potom taková soustava není jednofázová.

Technické vícesložkové materiály (slitiny) se obvykle dělí na **jednofázové** (homogenní) a **vícefázové** (heterogenní). Při tomto dělení se vychází z počtu základních fází, které při dané teplotě okolí tvoří mikrostrukturu materiálu. Příkladem jednofázových slitin jsou austenitické oceli, na rozdíl třeba od dvoufázových mosazí ( $\alpha + \beta$ ). Pokud bychom opět exaktně uvažovali i minoritní fáze (vměstky, precipitáty), byly by shledány všechny technické materiály heterogenními.

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).

### 2.3.1 Tuhé roztoky

Tuhé fáze ve vícesložkových soustavách se dělí na **tuhé roztoky a intermetalické fáze**. Oba druhy tuhých fází mohou být v závislosti na podmínkách tuhnutí buď krystalické, nebo amorfni. Tuhé roztoky dále dělíme na primární a sekundární, substituční a intersticiální a na uspořádané a neuspořádané (Obr. 18). Primární tuhé roztoky vznikají fázovou přeměnou z kapalně 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 krystalickou mřížku jako jejich základní čistá složka, sekundární roztoky mají krystalickou mřížku zpravidla odlišnou od čistých složek.



○ atomy A (Cu)

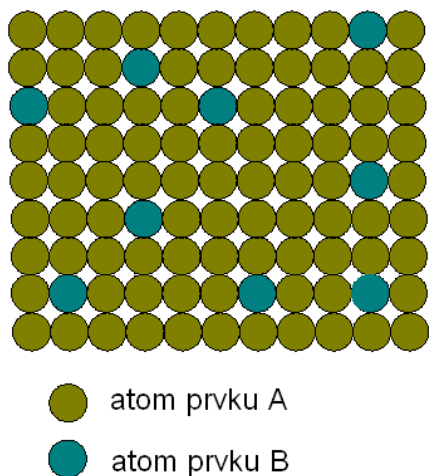
● atomy B (Au)

Obr. 18 Schéma neuspořádaného (vlevo) a uspořádaného (vpravo) tuhého roztoku AuCu

**Substituční tuhé roztoky** (Obr. 19) tvoří složky, jejichž atomy mají srovnatelnou velikost a to tak, že atomy rozpuštěných složek postupně nahrazují atomy rozpouštějící (základní) složky v uzlových bodech její krystalové mřížky. O rozsahu rozpustnosti, která kvalitativně může být omezená, nebo neomezená rozhodují tyto faktory:

1. poměrná velikost atomů – čím větší je rozdíl ve velikosti atomů mezi základní a další přísadou, tím menší rozpustnost má tato složka, až při rozdílu větším než 14 % je rozpustnost už velmi omezená,
2. elektronegativita – s rostoucím rozdílem elektronegativity složek tuhého roztoku roste tendence ke vzniku intermetaliálních fází a klesá rozpustnost,
3. koncentrace valenčních elektronů – složka s menším počtem valenčních elektronů v sobě rozpouští za jinak stejných podmínek více té složky, která má větší počet valenčních elektronů.

4. při úplné rovnovážné rozpustnosti musí mít všechny složky tuhého roztoku stejný druh krystalové mřížky.



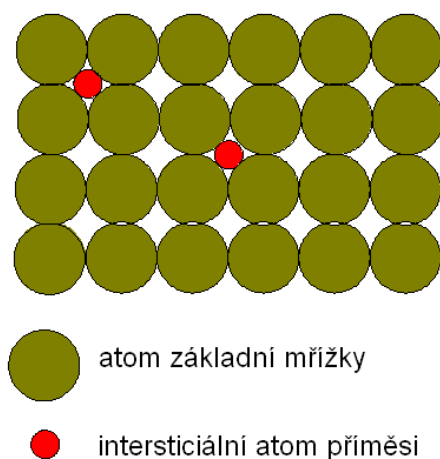
**Obr. 19** Substituční tuhý roztok prvku B v prvku A

Jestliže rozdíl 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. Je-li vzájemné působení mezi atomy různých složek takové, že se více přitahují různé atomy než atomy stejné, pak pokud převládá kovová vazba, vznikne uspořádaný tuhý roztok neboli nadmřížka.

**Intersticiální tuhé roztoky** (Obr. 20) tvoří složky, jejichž atomy jsou výrazně menší než atomy základní složky a to tak, že atomy rozpuštěných složek zaplňují volné prostory v krystalové mřížce základní složky. Poměr velikostí atomů nesmí přesáhnout hodnotu 0,59. Požadavku odpovídají např. u slitin přechodných kovů jen vodík, dusík, uhlík, kyslík a bór. Intersticiální atomy působí deformaci krystalové mřížky a zmenšení zbylých, dosud neobsazených prostorů, takže rozpustnost v tomto druhu tuhého roztoku je vždy omezená.

Tuhé intersticiální roztoky vznikají častěji u kovů s mřížkou krychlovou plošně středěnou než prostorově středěnou, která má menší volné prostory, v nichž se atom může umístit. U složitějších slitin jako jsou například oceli, může současně vzniknout jak substituční, tak i intersticiální tuhý roztok.





Obr. 20 Intersticiální tuhý roztok

### 2.3.2 Intermediální fáze

Ve slitinách, v nichž přísada tvoří intersticiální tuhý roztok nebo omezeně rozpustný substituční tuhý roztok, mohou zvětšením koncentrace přísady vzniknout nové fáze, které mají samostatnou krystalovou strukturu a existují v určité koncentrační oblasti uvnitř rovnovážného diagramu. Označujeme je jako **fáze intermediální**. Podle podmínek vzniku (energie elektronů, charakter vazby, velikostní faktor apod.) se rozdělují na:

- elektrochemické sloučeniny,
- elektronové sloučeniny,
- sloučeniny s velikostním faktorem (intersticiální sloučeniny a Lavesovy fáze),
- sekundární tuhé roztoky.

#### 2.3.2.1 Elektrochemické sloučeniny

Tyto sloučeniny vznikají mezi silně elektropozitivními a silně elektronegativními prvky. Lze je vyjádřit jednoduchým chemickým vzorcem typu AB nebo AB<sub>2</sub>. Existují buď jako sloučeniny konstantního složení, nebo v poměrně úzkém koncentračním rozmezí. Elektrochemické sloučeniny můžeme rozdělit z hlediska vazby na dva typy:

1. Sloučeniny s převážně iontovou vazbou. Krystalická struktura je podobná strukturám krystalů iontových sloučenin. Platí zde stejná pravidla jako pro koordinaci atomů.
2. Sloučeniny s převážně kovalentní vazbou.

Mnohé mají vysokou teplotu tání a jako příklad lze uvést:  $Mg_2Si$ ,  $Mg_2Pb$ ,  $PbSe$ ,  $SnTe$ ,  $BiCu$ ,  $ZnS$  aj.

### 2.3.2.2 Elektronové sloučeniny

Kovové fáze tvořící tzv. sekundární tuhé roztoky, tj. tuhé roztoky, které nenavazují na čisté složky, se vyskytují v širším koncentračním rozmezí. Jejich složení je charakterizováno konstantním poměrem počtu valenčních elektronů k počtu atomů. Tvoří je přechodné kovy s kovy s dvěma až pěti valenčními elektrony, jako jsou  $Be$ ,  $Mg$ ,  $Zn$ ,  $Cd$ ,  $Al$ ,  $Si$ ,  $Ge$ ,  $Sn$ ,  $As$ ,  $Sb$ . např.  $AgCd$ ,  $FeAl$ ,  $NiAl$ ,  $FeZn_7$  aj. Elektronové sloučeniny se často vyskytují jako neuspořádané při vyšších teplotách a uspořádané při teplotách nižších.

### 2.3.2.3 Sloučeniny určené velikostním faktorem

Vznikají podobně jako intersticiální tuhé roztoky mezi prvky se značně odlišným atomovým poloměrem. Tvoří je přechodné prvky s prvky  $C$ ,  $N$ ,  $H$ ,  $B$ . Jsou běžně označovány jako *karbidy*, *nitridy*, *hydridy*, *boridy*. Nekovový prvek je umístěn ve volných prostorách krystalové mřížky přechodného kovu. Pokud je poměr atomových poloměrů přísady a základního kovu menší než 0,59, mají sloučeniny jednoduchou strukturu a lze je vyjádřit vzorcem:  $M_4X$ ,  $M_2X$ ,  $MX$  a  $MX_2$ . Při poměru vyšším než 0,59 vzniká komplikovaná struktura, často se značným počtem atomů v elementární buňce (příkladem je slitina železa a uhlíku, kde poměr poloměrů je roven 0,63 a vzniká fáze  $Fe_3C$ ). Intersticiální fáze se vyskytují v rovnovážných diagramech často v široké koncentrační oblasti. Karbidy, nitridy, hydridy a boridy železa, kobaltu, manganu, niklu jsou významné jak svou přítomností v ocelích a slitinách, tak i jako samostatné fáze. Jsou většinou velmi tvrdé, dobře vodí elektrický proud a mají vysokou teplotu tání. Příklady intersticiálních sloučenin jsou uvedeny v Tab. 3.

Velikostní faktor je významný i pro další skupinu – fáze Lavesovy. Vznikají tehdy, liší-li se atomové poloměry složek přibližně o 22,5 %. V takovém případě se mohou atomy velmi těsně uspořádat a mají větší koordinační číslo, než je tomu u těsně uspořádané soustavy krychlové. Fáze lze vyjádřit obecným vzorcem  $AB_2$ , např.  $TiBe_2$ ,  $Fe_2Mo$ ,  $Fe_2W$ .

**Tab. 3 Vlastnosti některých intersticiálních sloučenin**

Chemické složení	Teplota tavení (K)	Hustota (kg.m <sup>-3</sup> )	Mikrotvrdoost (HV)
B <sub>4</sub> C	2 623	2,54	4 950-5 000
TiC	3 450	4,93	3 000 – 3 200
VC	3 100	5,77	2 100
Cr <sub>3</sub> C <sub>2</sub>	2 163	6,68	1 350
Cr <sub>23</sub> C <sub>6</sub>	1 793	6,99	1 650
Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	1 940	6,92	1 350 – 1 700
Fe <sub>3</sub> C	1923	7,67	800
NbC	3 753	7,82	1 800 – 2 400
TaC	4 070	14,3	1 600 – 1 800
WC	2 998	15,7	1 780 – 2 080
BN	3 270	2,34	-
AlN	2 500	3,05	1 250
VN	2 320	6,04	1 520
TiN	3 200	5,43	2 000 – 2 450
ZrN	3 255	7,09	1 500 – 1 988
NbN	2 372	8,4	1 396
TaN	3 360	15,46	3 230
HfN	3 853	14,0	1 600
TiB <sub>2</sub>	3 253	4,5	3 370 – 3 480
ZrB <sub>2</sub>	3 313	6,17	2 250
HfB <sub>2</sub>	3 520	10,5	2 190
NbB <sub>2</sub>	3 270	6,97	2 500
TaB <sub>2</sub>	3 370	11,7	1 670

### 2.3.2.4 Fáze $\sigma$

Mezi přechodnými kovy s velmi malým rozdílem atomových poloměrů může vzniknout dále fáze označovaná  $\sigma$ . Existuje v poměrně širokém rozmezí koncentrací a má většinou komplikovanou strukturu s velkým počtem atomů v elementární buňce. Příkladem je existence fáze ve slitinách Fe – Cr. Fáze je stabilní při nižších teplotách, ohřevem na určitou teplotu se mění na tuhý roztok. Přeměna je reverzibilní. Vznik takové fáze je doprovázen zvýšením tvrdosti a snížením houževnatosti.

## 2.4 Rovnovážné diagramy

Podávají kvalitativní i kvantitativní popis fází, které jsou v rovnováze v kovových soustavách o dvou a více složkách v závislosti na teplotě. Jak plyne z fázového pravidla, stačí u kondenzovaných soustav při jedné složce k popisu jeden údaj tj. teplota. U dvou složek jsou nutné dva údaje – teplota a koncentrace. To je nejčastější případ rovnovážných diagramů běžných slitin. Zobrazují se v souřadnicích **teplota – koncentrace**.

*Pro sestrojování rovnovážných diagramů je nutno zjistit teploty, při nichž dochází k přeměnám fází, ať je to přechod z kapalného stavu do tuhého stavu nebo přeměny probíhající v tuhém stavu.*

### Dvousložkové soustavy

Vzhledem k velkému počtu různých binárních kovových soustav existuje řada rovnovážných binárních diagramů. Mají ovšem mnoho společných znaků, takže pro jejich systematiku je lze seskupit do několika souborů. Nejčastěji se rovnovážné diagramy třídí podle rozpustnosti obou složek v kapalném a tuhém stavu na:

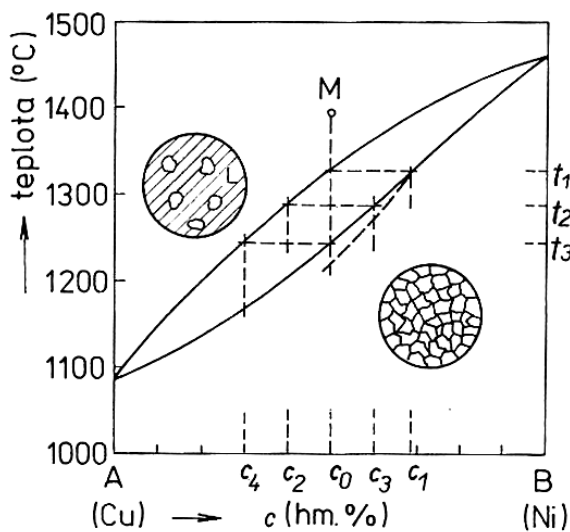
- s úplnou rozpustností v tuhém i kapalném stavu,
- s úplnou rozpustností v kapalném a omezenou rozpustností v tuhém stavu,
- s úplnou rozpustností v kapalném stavu a úplnou nerozpustností v tuhém stavu,
- s úplnou nerozpustností nebo částečnou rozpustností v kapalném stavu.

Vzhledem k polymorfii některých prvků jsou jejich rovnovážné diagramy dále komplikovány fázovými přeměnami v tuhém stavu, popřípadě u složek s částečnou

rozpustností nebo úplnou nerozpustností v tuhém stavu vznikem zvláštních fází, které se označují jako fáze intermediální.

### 2.4.1 Diagramy s úplnou rozpustností složek v kapalném i tuhém stavu

V kapalném stavu jsou složky slitiny dokonale mísitelné, tvoří jedinou, homogenní fázi. Dokonalá mísitelnost je zachována i v tuhém stavu, slitina je tuhým roztokem v celé koncentrační oblasti. Binární slitiny tohoto typu lze znázornit jednoduchým rovnovážným diagramem (Obr. 21).



Obr. 21 Rovnovážný diagram binárních slitin dokonale rozpustných v tuhém i kapalném stavu.

Diagram má dvě křivky spojující teploty počátku krystalizace čistých složek (A, B). Horní křivka – **likvidus** udává teploty počátku krystalizace binárních slitin a zároveň i složení kapalné fáze, která je v rovnováze s vyloučenými krystaly. Spodní křivka – **solidus** udává složení vznikající tuhé fáze – tuhého roztoku.

Nad křivkou likvidu je termodynamicky stabilní fází tavenina a soustava má dva stupně volnosti. V oblasti mezi likvidem a solidem existují vedle sebe dvě fáze – tavenina a krystaly tuhého roztoku a soustava má jeden stupeň volnosti. Pod čarou solidu je jediná fáze – tuhý roztok, soustava má opět dva stupně volnosti.

Krystalizace libovolné slitiny např. o koncentraci dané bodem M začne vyloučením prvních krystalů při dosažení teploty  $t_1$  dané čarou likvidu. Složení prvních krystalů je značně odlišné od složení taveniny a odpovídá koncentraci  $c_1$ . Při poklesu teploty na  $t_2$  vzniká z taveniny další podíl krystalů, jejichž složení je  $c_3$ . Přitom složení taveniny je  $c_2$ . Při teplotě  $t_3$  je krystalizace ukončena a slitina za předpokladu rovnovážného

ochlazování, kdy je zajištěn dokonalý průběh difuze, je tvořena krystaly tuhého roztoku výchozího složení.

Jak je patrné z diagramu, mění se při krystalizaci plynule jak složení krystalů (od  $c_1$  do  $c_0$ ), tak složení taveniny (od  $c_0$  do  $c_4$ ). Pokud ochlazování probíhá poměrně rychle – nerovnovážně, je ovšem nutno počítat se značnými odchylkami koncentrace vznikajících krystalů tuhého roztoku. V praxi dojde k rovnovážné krystalizaci jen v málo případech. Složení vznikajících krystalů tuhého roztoku není difuzí vyrovnáno dostatečně rychle. To vede k odchýlnému složení jednotlivých vrstev rostoucího krystalu, které nesleduje rovnovážnou čáru solidu, ale leží níže, jak je naznačeno čárkovaně na Obr. 21. Nerovnoměrné složení krystalů označujeme jako *dendritickou segregaci*. Je příčinou zhoršení mechanických vlastností odlitého materiálu.

#### 2.4.2 Pákové pravidlo

V praxi je nutné často zhodnotit množství vyloučených krystalů a zbylé taveniny v teplotním intervalu mezi likvidem a solidem. Takovou úlohu lze řešit za použití pákového pravidla.

Předpokládejme slitinu o složení  $c_0$  a hmotnosti  $m_0$ , která má teplotu  $t_2$  (viz. Obr. 21). Jsou v ní přítomny krystaly tuhého roztoku o hmotnosti  $m_S$  a koncentraci  $c_3$ . Bilance jedné ze složek např. B, je dána vztahem:

$$m_S \cdot c_3 + m_L \cdot c_2 = m_0 \cdot c_0 = (m_S + m_L) \cdot c_0 \quad (2.7)$$

jehož upravením dostaneme:

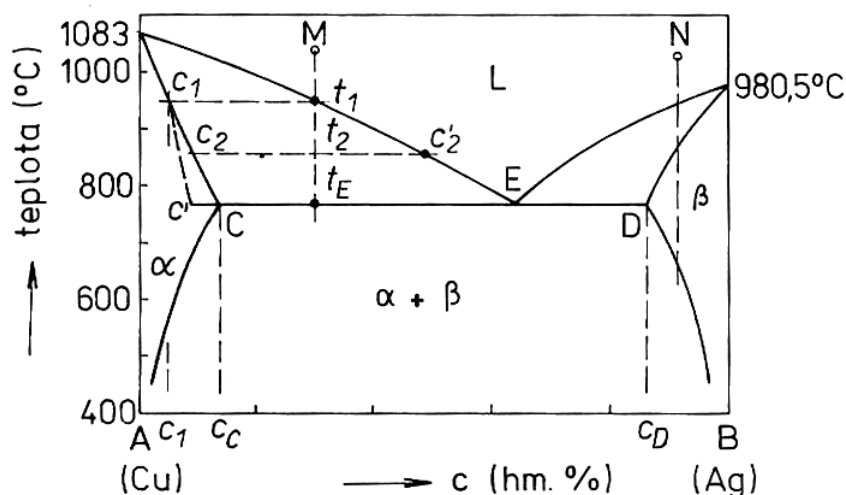
$$m_L \cdot (c_0 - c_2) = m_S \cdot (c_3 - c_0) \quad a$$

$$m_S/m_L = (c_0 - c_2) / (c_3 - c_0)$$

tj. poměr množství tuhé fáze a taveniny je úměrný poměru délek úseček  $c_0 - c_2$  a  $c_3 - c_0$ .

#### 2.4.3 Diagramy s omezenou rozpustností složek v tuhém stavu

Poměrně velká řada slitin je charakteristická tím, že obě složky jsou navzájem v tuhém stavu do určité míry rozpustné; jak složka A rozpouští až do určité koncentrace složku B, tak i naopak.



Obr. 22 Rovnovážný diagram binárních slitin s omezenou rozpustností složek v tuhém stavu.

Vznikají tak tuhé roztoky  $\alpha$ ,  $\beta$ , jejichž oblast navazuje v diagramu na čisté složky A a B. Viz. Obr. 22, který znázorňuje soustavu Cu-Ag. Teploty tuhnutí čistých složek A a B jsou přísadou druhé složky snižovány, takže křivky likvidu mají klesající tendenci. Obě větve likvidu se protínají v bodu E, který představuje slitinu s nejnižší teplotou tání  $t_E$ . Označujeme ji jako *teplotu eutektickou*. Při ní jsou v rovnováze tři fáze: krystaly  $\alpha$ ,  $\beta$  a kapalná fáze, takže soustava je invariantní. Snížením teploty pod  $t_E$  musí zmizet kapalná fáze – proběhne krystalizace, při níž vznikají krystaly tuhého roztoku  $\alpha$  a  $\beta$  jako mechanická směs, která je označována jako *eutektikum*. Teplota, při níž eutektikum krystalizuje současně s teplotou solidu všech slitin, jejichž koncentrace leží v rozmezí  $c_C$  až  $c_D$ . Solidus slitin tohoto typu se skládá ze tří čar: čáry A (teplota tavení čisté složky A) C, horizontály (eutektikály) CD a čáry DB (teplota tavení čisté složky B). Krystalizace slitin, jejichž složení leží mezi složkami A a B a bodem E, tj. AE a ED, začíná vznikem krystalů příslušného tuhého roztoku. Leží-li složení slitiny mezi A -  $c_C$  nebo B -  $c_D$ , proběhne krystalizace pouze za vzniku tuhého roztoku  $\alpha$  nebo  $\beta$ . U slitin v koncentrační oblasti  $c_C - E$  a  $c_D - E$  vznikají primárně krystaly tuhého roztoku  $\alpha$ , popř.  $\beta$ . Zbytek taveniny, která při konstantní teplotě dosáhla koncentrace bodu E, krystalizuje při teplotě jako eutektikum.

Např. krystalizace slitiny o složení M začne při teplotě  $t_1$  vznikem krystalů tuhého roztoku  $\alpha$ , o složení  $c_1$ . S poklesem teploty krystalizace pokračuje, až při teplotě  $t_E$  jsou v této soustavě v rovnováze krystaly  $\alpha$  a tavenina. Soustava je invariantní a při dalším odvodu tepla krystalizuje eutekticky. Krystalizace proběhne při určitém

podchlazení  $\Delta t$  vznikem zárodků té fáze, jejíž nukleace vyžaduje menší stupeň podchlazení než fáze druhé. Taková fáze je označována za fázi vedoucí.

Vzniklá směs krystalů  $\alpha$ , a  $\beta$  – eutektikum má obvykle strukturu destičkovitých, vedle sebe uložených krystalů, která je označována jako eutektikum lamelární. Podle podmínek krystalizace a charakteru slitiny může však mít jedna z fází tvar tyčinek, zrn (globulí) nebo jehlic. Potom je možné mluvit o eutektiku tyčinkovitém, globulárním (zrnitém), jehlicovitém.

Při eutektické teplotě je vzájemná rozpustnost obou složek obvykle největší. S klesající teplotou se rozpustnost zmenšuje. Tuhý roztok o koncentraci  $c_C$  nebo  $c_D$  se proto při ochlazování pod teplotu danou čarou rozpustnosti v tuhém stavu (solvus) stává přesyceným.

Podobně jako u slitin s úplnou rozpustností složek probíhá i zde krystalizace podle popsaného schématu pouze za velmi pomalého, přibližně rovnovážného ochlazování. Při rychlejším poklesu teplot dochází i zde k nerovnovážné krystalizaci. Projevuje se tím, že krystaly tuhého roztoku, které vznikají primárně, nemají homogenní složení odpovídající koncentracím udaným čarami solidu (AC a BD). Jsou nehomogenní a jejich složení je posunuto směrem naznačeným v diagramu na Obr. 22. čarou nerovnovážného solidu (čárkovaná čára  $c_1 c_1'$ ).

Ohledně složení krystalů při nerovnovážné krystalizaci je příčinou, že při eutektické teplotě  $t_E$  není krystalizace ukončena, ale zbývá určitý podíl kapalné fáze, která při dalším ochlazování krystalizuje jako eutektikum.

#### **2.4.4 Diagramy slitin s úplnou nerozpustností složek v tuhém stavu**

Úplná nerozpustnost v tuhém stavu (Obr. 23) je u binárních slitin poměrně vzácná. Téměř vždy je možné zjistit, třeba jen malou vzájemnou rozpustnost složek.

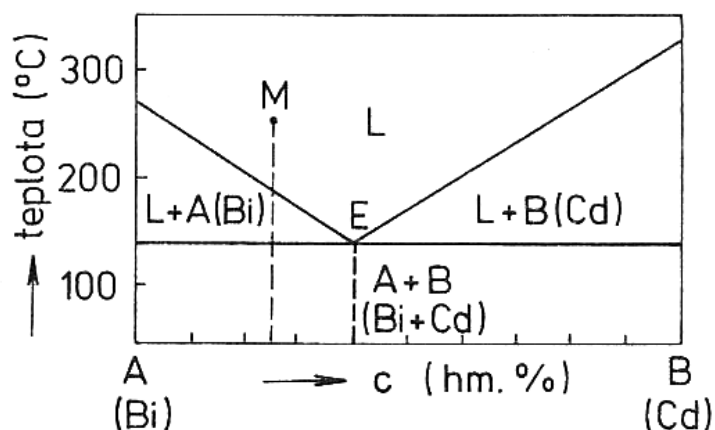
Ideální soustava s úplnou nerozpustností v tuhém stavu se vyznačuje tím, že:

- struktura je v tuhém stavu tvořena směsí krystalů čistých složek,
- přísada druhé složky snižuje teplotu tání základní složky,
- obě křivky likvidu se protínají v eutektickém bodě E představující mechanickou směs krystalů čistých složek,



- eutektikála prochází celou koncentrační oblastí od jedné čisté složky k druhé a tvoří čáru solidu.

Při krystalizaci jakékoli slitiny vznikají krystaly jedné čisté složky (A nebo B podle koncentrace). Složení taveniny se mění podle čar likvidu AE a BE. Slitina v tuhém stavu obsahuje v rozmezí koncentrace A – E krystaly čisté složky A a eutektikum, v rozmezí E – B krystaly čisté složky B a eutektikum.



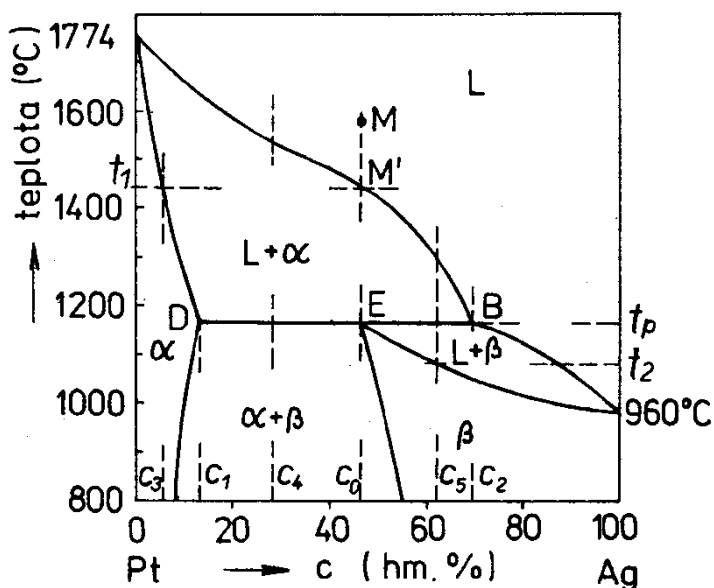
Obr. 23 Rovnovážný diagram binárních slitin s úplnou nerozpustností v tuhém stavu

#### 2.4.5 Diagramy slitin s omezenou rozpustností složek v tuhém stavu a peritektickou přeměnou

U složek, které mají značně rozdílné teploty tání (např. soustava Ag-Pt viz. Obr. 24) se objevuje při krystalizaci slitin o vymezeném složení peritektická přeměna. Záleží na reakci primárně vyloučených krystalů s přítomnou taveninou za vzniku nového druhu krystalů. Reakci lze vyjádřit schématem:

$$m \cdot TR\alpha + L_D = n \cdot TR\beta,$$

kde  $TR\alpha$  je tuhý roztok  $\alpha$ ,  $L_D$  je tavenina o složení odpovídající bodu B a  $TR\beta$  je tuhý roztok  $\beta$ .



Obr. 24 Rovnovážný diagram binárních slitin s omezenou rozpustností složek v tuhém stavu a peritektickou přeměnou. Soustava Pt-Ag.

Podobně jako při eutektické přeměně jsou při peritektické reakci v rovnováze dvě fáze tuhé a jedna kapalná. Výsledkem reakce je vymizení jedné z tuhých fází, popřípadě i taveniny za vzniku nové tuhé fáze. Reakce proběhne kvantitativně pouze tehdy, jestliže množství primárního tuhého roztoku  $\alpha$  a taveniny odpovídá poměru danému pákovým pravidlem. Je-li podíl taveniny větší (např. u všech slitin, které leží v koncentračním rozmezí E-B), část taveniny se nespoteřebuje a naopak leží-li složení v rozmezí D-E, nespoteřebují se při peritektické reakci krystaly primárního tuhého roztoku  $\alpha$ . Průběh peritektické reakce je značně závislý na rychlosti ochlazování. Při nerovnovážném ochlazování neproběhne reakce podle naznačeného schématu a vznikají krystaly nové fáze obsahující ve svém jádru i původní fázi, která zůstane i po ukončení přeměny, takže krystaly jsou značně nehomogenní.

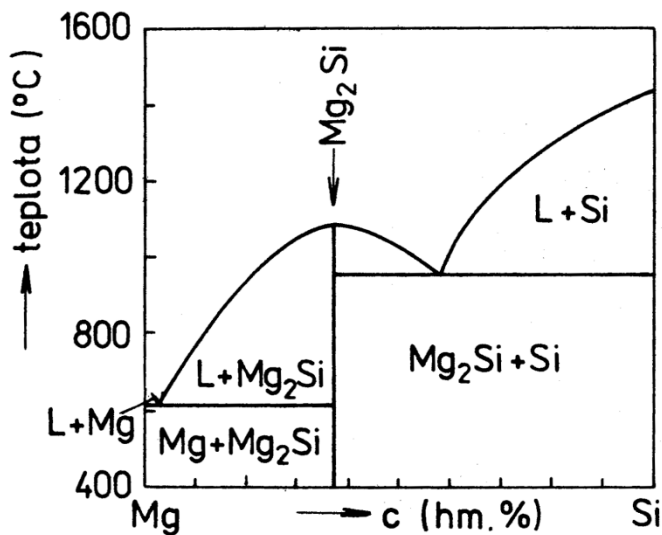
#### 2.4.6 Diagramy slitin obsahující intermediální fáze

V řadě binárních soustav kromě tuhých roztoků a eutektika mohou vznikat i samostatné fáze, které se vyskytují buď při konstantní koncentraci, nebo v různých širokých koncentračních oblastech uvnitř rovnovážných diagramů. Označují se jako intermediální fáze. Podle jejich povahy lze rozeznat dva typy diagramů:

1. diagram s intermediální fází s kongruentní teplotou tání,
2. diagram s fází s inkongruentní teplotou tání.

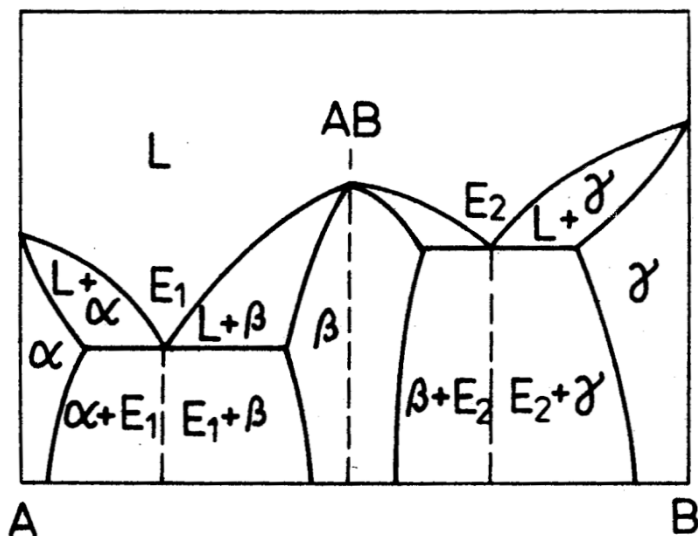
### 2.4.6.1 Diagram s kongruentní teplotou tání intermediální fáze

Tento typ diagramu je charakteristický pro intermediální fáze typu valenčních sloučenin. Takové fáze rozdělují diagram na dva dílčí binární diagramy. Lze je interpretovat způsobem, který byl již vysvětlen, považujeme-li intermediální fázi za jednu ze složek, jak ukazuje diagram soustavy Mg-Si na Obr. 25. Teplota tání sloučeniny (intermediální fáze) je dána průsečíkem dvou čar likvidu. Tento bod, který obvykle vytváří maximum, se nazývá *distektikum*. Ostré maximum svědčí o dobré stabilitě této fáze, čím je však plošší, tím je stabilita fáze menší. Diagram má v tomto případě dvě eutektika, která obě obsahují jako jednu ze složek intermediální fázi.



Obr. 25 Rovnovážný diagram binárních slitin s valenční sloučeninou. Soustava Mg-Si.

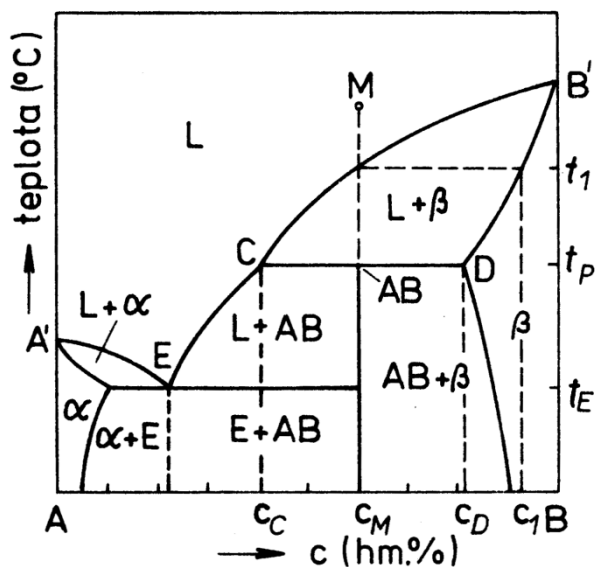
V některých případech rozpouští intermediální fáze jednu nebo obě čisté složky (A, B). V takovém případě nemá fáze konstantní složení a v diagramu se objevuje v různě velkém koncentračním rozmezí, jak ukazuje např. schéma na Obr. 26.



Obr. 26 Rovnovážný diagram binárních slitin s intermediální fází  $\beta$  existující v určitém koncentračním rozmezí.

#### 2.4.6.2 Diagramy s inkongruentní teplotou tání intermediální fáze

Fáze vzniká podobně jako při peritektické přeměně reakcí taveniny s primárně vyloučenými krystaly. Má samostatnou krystalovou mřížku odlišnou od mřížky čistých složek. Příklad je uveden na Obr. 27.



Obr. 27 Rovnovážný diagram binárních slitin s fází AB s inkongruentní teplotou tání.

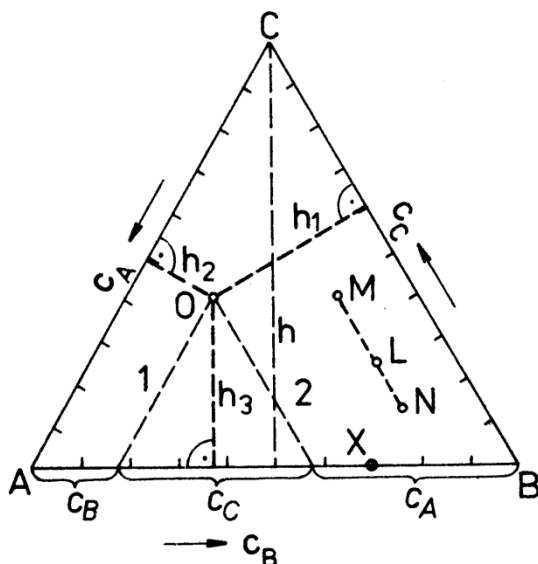
## 2.4.7 Vícesložkové soustavy

V praxi se často užívá slitin obsahujících tři a více složek. Zobrazování rovnováh v takovýchto soustavách je podstatně obtížnější než u binárních slitin a mnohem méně názorné. Grafické znázornění je možné jen u tříložkových soustav a částečně u soustav čtyřložkových. U vícesložkových soustav je v podstatě nemožné. Takové případy obvykle lze zjednodušit použitím série diagramů, v nichž některé složky volíme konstantní.

### 2.4.7.1 Způsoby zobrazování tříložkových soustav

V ternární soustavě platí pro počet stupňů volnosti  $v$  z fázového pravidla vztah  $v=S-f$ , pokud stav soustavy nezávisí na tlaku, jako je to u kovů, platí  $v=4-f$ .

Při jedné fázi kondenzované soustavy má soustava tři stupně volnosti. K znázornění je třeba třírozměrného diagramu, kde dvě souřadnice udávají koncentraci dvou složek (obsah třetí složky je dán z difference do 100 % součtu obou složek) a třetí souřadnicí je teplota. Rovnovážné diagramy se konstruuji obvykle pro konstantní teplotu, takže vystačíme s dvourozměrným zobrazením, tj. používáme izotermické řezy pro zvolené teploty.



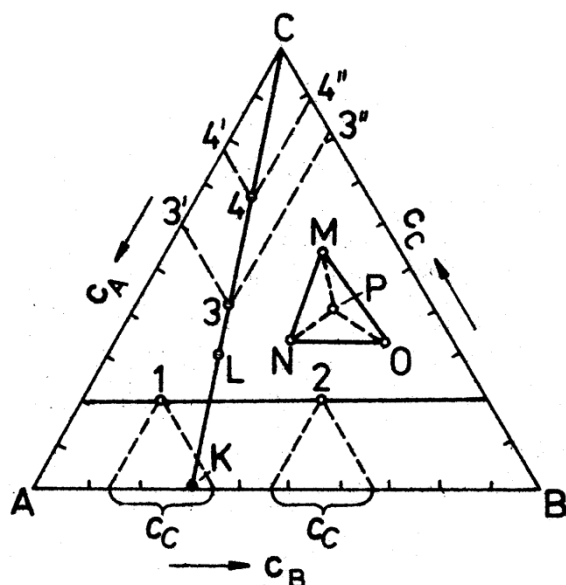
Obr. 28 Schéma zobrazování ternárních slitin v koncentračním trojúhelníku.

Zobrazování takových soustav se nejčastěji provádí v rovnostranném trojúhelníku (Obr. 28). Pro jeho konstrukci a interpretaci platí tyto zásady:

1. Vrcholy trojúhelníka představují čisté složky  $A$ ,  $B$ ,  $C$ . Strany odpovídají příslušným binárním slitinám  $A-B$ ,  $B-C$ ,  $C-A$ . Například bod  $X$  znázorňuje slitinu o koncentraci  $c_A=30\%$  a  $c_B=70\%$ .
2. Každý bod uvnitř trojúhelníka udává složení tříložkové slitiny, např. bod  $O$  udává slitinu, v níž je koncentrace jednotlivých složek  $c_A$ ,  $c_B$ ,  $c_C$ .
3. Složení libovolné slitiny ležící uvnitř trojúhelníka (bod  $O$ ) lze určit aplikací známých vlastností rovnostranného trojúhelníka:
  - a) Součet délek kolmic  $h_1$ ,  $h_2$ ,  $h_3$  spuštěných z bodu  $O$  na strany trojúhelníka se rovná výšce  $h$ . Položíme-li  $h=100\%$ , pak délky kolmic vyjadřují procentové podíl té složky, která leží na protilehlém vrcholu ( $h_1$  odpovídá procentovému podílu složky  $A$ ,  $h_2$  odpovídá procentovému podílu složky  $B$ ,  $h_3$  odpovídá procentovému podílu složky  $C$ ).
  - b) Délka úseků vymezených na straně trojúhelníka rovnoběžkami vedenými uvažovaným bodem (např. 1, 2) se zbývajícími stranami udává složení v procentech, odpovídá-li délka strany 100 %.
4. Souřadnice udávající stálý obsah určité složky je rovnoběžná se stranou ležící proti vrcholu, kde je 100 % této složky. Například rovnoběžky se stranou  $AB$  (Obr. 29) udávají složení slitin o stálém obsahu složky  $C$ , tj. v tomto případě 20 %.
5. Ternární slitiny, jejichž složení leží na přímce, která prochází některým z vrcholů trojúhelníka, mají stejný poměr zbývajících složek. Mění se v nich pouze složka odpovídající vrcholu, kterým přímka prochází, např. slitiny 3 a 4 na Obr. 29.
6. V ternární soustavě platí rovněž pákové pravidlo. Například slitina o složení bodu  $L$  obsahuje binární slitinu  $K$  a složku  $C$  v poměru délek úseček  $CL$  ku  $KL$ .
7. V ternární soustavě platí dále pravidlo těžiště. Například složení slitiny, kterou připravíme ze soustav o složení bodů  $M$ ,  $N$  a  $O$ , leží uvnitř trojúhelníka  $M,N,O$  v bodě  $P$ , který je jeho těžištěm, uvažíme-li i hmotnostní podíly složek  $M$ ,  $N$  a  $O$ .

Pokud je nutné zobrazit kromě složení i vliv teploty na oblasti přítomných fází, musí se použít prostorového zobrazování, a to trojbokého hranolu se základnou

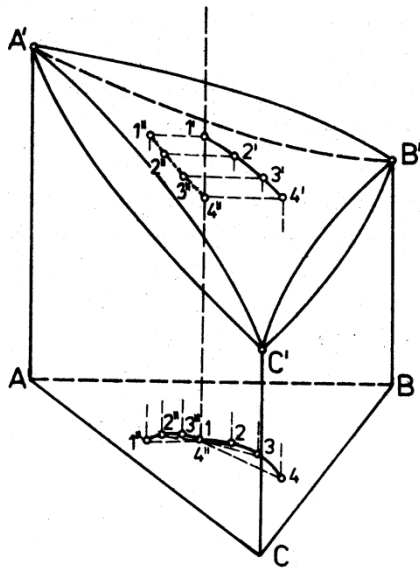
koncentračního trojúhelníka. Na jeho kolmice nanášíme teploty fázových přeměn jednotlivých slitin.



Obr. 29 Schéma zobrazování ternárních slitin v koncentračním trojúhelníku

### 2.4.7.2 Krystalizace ternárních slitin

Uvažujme předem jednoduchý případ, kdy všechna složky jsou navzájem dokonale mísitelné jak v kapalném tak i v tuhém stavu a kdy v tuhém stavu nemají slitiny fázové přeměny. Teploty počátku krystalizace slitin leží na zborcené ploše (plocha likvidu), která spojuje teploty tání čistých složek A, B a C, jak je ukázáno na Obr. 30. Krystalizace je ukončena při teplotách odpovídajících ploše solidu.

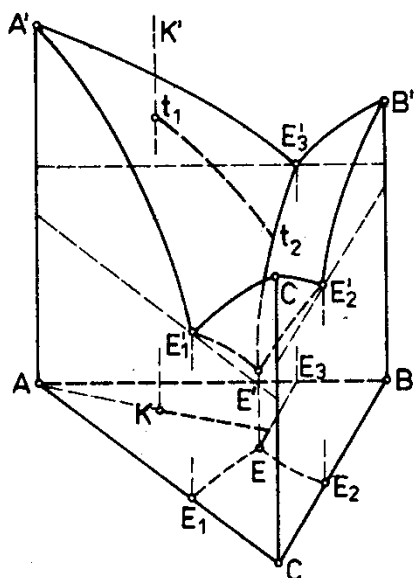


**Obr. 30 Ternární rovnovážný diagram slitin, jejichž složky jsou v tuhém stavu dokonale mísitelné**

Při rovnovážné krystalizaci se skládá struktura v tuhém stavu z krystalů ternárního tuhého roztoku. Podobně jako při krystalizaci binárních slitin mění se i u ternárních slitin v teplotním intervalu mezi počátkem a koncem krystalizace složení krystalů i taveniny. Složení krystalů se mění ve shodě s průběhem plochy solidu, složení taveniny ve shodě s průběhem plochy likvidu. Přitom složení krystalů, popř. taveniny leží na křivce průniku roviny dané izotermy s plochou solidu, popř. likvidu. Spojnice bodů vyjadřujících složení krystalů a taveniny prochází svislicí, která odpovídá složení uvažované slitiny. Průběh je schematicky znázorněn na Obr. 30.

Pokud složky  $A$ ,  $B$ ,  $C$  jsou v tuhém stavu navzájem nerozpustné a všechny dílčí binární diagramy tvoří eutektika  $E_1$ ,  $E_2$  a  $E_3$ , je plocha likvidu ternárního diagramu tvořena třemi dílčími plochami, které vycházejí z teploty tání čistých složek a svažují se k nižším teplotám. Každá dvojice ploch likvidu se protíná v „hraniční čáře“ odpovídající kvazibinárnímu eutektiku. Hraniční čáry se protnou v jednom bodě – *ternárním eutektiku*. Schéma je na Obr. 31.



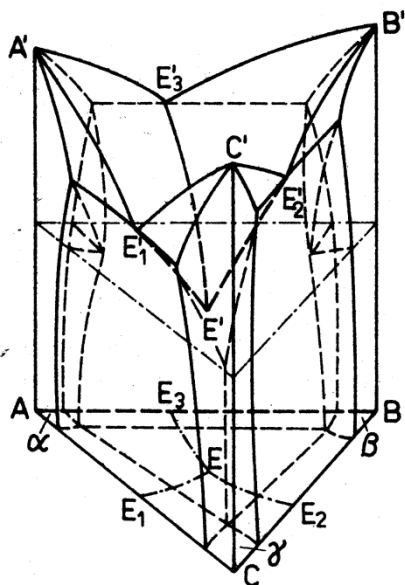


Obr. 31 Ternární rovnovážný diagram slitin, jejichž složky jsou v tuhém stavu navzájem nerozpustné

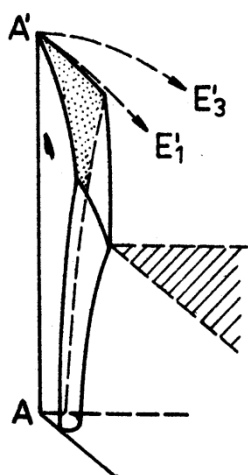
Z hlediska fázového pravidla představují plochy likvidu rovnováhu dvou fází (krystaly a tavenina), hraniční čáry rovnováhu tří fází (dva druhy krystalů a tavenina) a ternární eutektikum rovnováhu čtyř fází (tři druhy krystalů a tavenina).

Krystalizace libovolné slitiny, např. slitiny o složení odpovídajícím bodu  $K$ , začíná při teplotě  $t_1$ , dané plochou likvidu. Vznikají krystaly čisté složky  $A$ . Poněvadž se vylučuje pouze jedna složka, nemění se v tavenině poměr obou složek zbývajících ( $B$ ,  $C$ ) a složení taveniny sleduje spojnicí bodu  $A$  s bodem  $K$  Obr. 31.

Dosáhne-li, s postupujícím ochlazováním, složení taveniny koncentrace odpovídající hraniční čáře  $E'E_3'$ , začnou se souběžně vylučovat jak krystaly složky  $A$ , tak i krystaly složky  $B$  jako kvazibinární eutektikum. Krystalizace takového eutektika neprobíhá při konstantní teplotě (soustava má jen jeden stupeň volnosti). Poněvadž se současně vylučují dvě složky,  $A$  a  $B$ , mění se složení zbývajících kapalných fází ve shodě s průběhem čáry  $t_2E'$ , až se dosáhne složení ternárního eutektika  $E'$ . Při této koncentraci a teplotě jsou v rovnováze tři tuhé fáze a fáze kapalná, soustava je invariantní a může existovat pouze při teplotě ternárního eutektika. Každé snížení teploty vede ke krystalizaci přítomné kapalných fází – vzniká ternární eutektikum. Slitina po ztuhnutí je složena z primárně vyloučených krystalů  $A$ , dále krystalů kvazibinárních, tj. krystalů  $A+B$ , které jsou uloženy v matici ternárního eutektika (krystaly  $A+B+C$ ). Schéma krystalizace je znázorněno na Obr. 31.



Obr. 32 Ternární rovnovážný diagram slitin s omezenou rozpustností složek v tuhém stavu



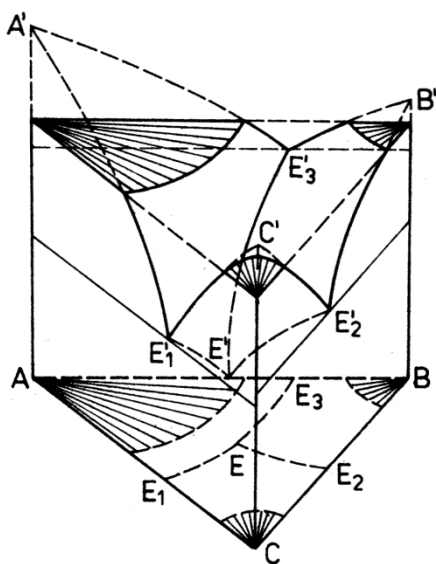
Obr. 33 Schéma tvaru fázového rozmezí omezujícího oblast ternárního tuhého roztoku pro část diagramu

V technických slitinách se poměrně často vyskytují případy, kdy složky jsou v tuhém stavu navzájem jen omezeně rozpustné. V takovém případě bude krystalizace probíhat podobně, jak je naznačeno v předešlém případě. Rozdíl je pouze v tom, že místo čistých složek krystalizují tuhé roztoky  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ , pokud jsou všechny složky navzájem omezeně rozpustné. Kvazibinární eutektikum je v tomto případě složeno z krystalů dvou tuhých roztoků a ternární eutektikum z krystalů tří tuhých roztoků. Obr. 32 ukazuje schéma takové ternární soustavy. Na Obr. 33 je znázorněn tvar

fázového rozhraní omezujícího oblast ternárního tuhého roztoku pro část diagramu přiléhající k jedné čisté složce (A).

### 2.4.7.3 Řezy ternárními diagramy

Pro orientaci o přítomných fázích v ternárních slitinách poskytují názorný obrázek řezy ternárními diagramy. Jde buď o řezy vedené při zvolené teplotě rovnoběžně se základnou prostorového hranolu, nebo o vertikální řezy vedené kolmo k základnímu trojúhelníku. Obr. 34 ukazuje horizontální řez soustavy znázorněné na Obr. 32, vedený pod teplotou nejnižší tající složky. Objevují se v něm tři oblasti dvofázové (krystaly + tavenina).



**Obr. 34** Izotermický řez ternárním rovnovážným diagramem. Řez je veden těsně pod teplotou nejnižší tající složky.

Řezy vertikální jsou obvykle vedeny tak, že se volí rovina řezu jdoucí buď jedním z vrcholů základního trojúhelníka (např. čistou složkou A) – pak zobrazuje slitiny s konstantním poměrem obou ostatních složek B a C nebo se volí řez rovnoběžný s jednou stranou trojúhelníka – pak zobrazuje slitiny s konstantním obsahem jedné složky.

## 2.5 Fázové přeměny

Fázové přeměny se projevují snahou soustavy dosáhnout nebo alespoň se přiblížit při změně vnějších podmínek (zejména teploty, tlaku, elektrického nebo

magnetického pole) stavu, který má nejnižší hodnotu volné entalpie (Gibbsovy energie).

Typickými fázovými přeměnami jsou změny skupenství a řada změn probíhajících v kovech a slitinách v tuhém stavu.

Kromě změn uspořádanosti, k nimž dochází v celém objemu původní fáze, aniž vznikají nová fázová rozhraní, je pro všechny ostatní fázové přeměny charakteristický vznik zárodků nové fáze a jejich růst přemístováním fázového rozhraní mezi novou a původní fází. Tyto přeměny, které se označují jako heterogenní, se dělí podle děje, který kontroluje růst nové fáze na tři skupiny:

1. Přeměny s růstem řízeným tepelným tokem. Do této skupiny patří krystalizace.
2. Přeměny s tepelně aktivovaným růstem, tj. růstem umožněným tepelným pohybem atomů. Patří sem přeměny, u nichž probíhá růst nové fáze přísunem atomů z nejbližšího okolí (migrace na krátkou vzdálenost), tzv. masívní přeměny, nebo ze vzdálenějšího okolí (migrace na dlouhou vzdálenost). Představitelem prvního případu je bainitická přeměna, druhého například eutektoidní přeměny nebo precipitace.
3. Přeměna s atermálním růstem, probíhající přeskupováním atomů do nové fáze koordinovaným pohybem, při němž se většina atomů zachovává stejné sousedy. Představitelem je přeměna martenzitická.

### 2.5.1 Krystalizace čistých kovů

Při teplotě tuhnutí čistého kovu  $T_T$  jsou v termodynamické rovnováze kapalná a tuhá fáze. Soustava je invariantní a při snížení teploty pod  $T_T$  kapalný kov krystalizuje. Krystalizace neprobíhá v celém objemu najednou. Začne v řadě mikroobjemů vznikem krystalizačních zárodků – **nukleací**. Zárodky pak rostou přísunem atomů z taveniny tak dlouho, až krystaly vyplní celý objem a tavenina zmizí.

Krystalizace je charakterizována dvěma parametry: **rychlostí tvorby zárodků**, tj. počtem krystalizačních zárodků  $n$  vzniklých v jednotce objemu kapalně fáze za jednotku času a **lineární rychlostí růstu  $X$** , tj. rychlostí, s jakou se posunuje fázové rozhraní krystal-tavenina do kapalně fáze.

Krystalizační zárodky mohou vznikat z taveniny přímo vlivem fluktuace teploty a energie v tavenině. Mluví se o **homogenní nukleaci**. Energeticky mnohem snazší je

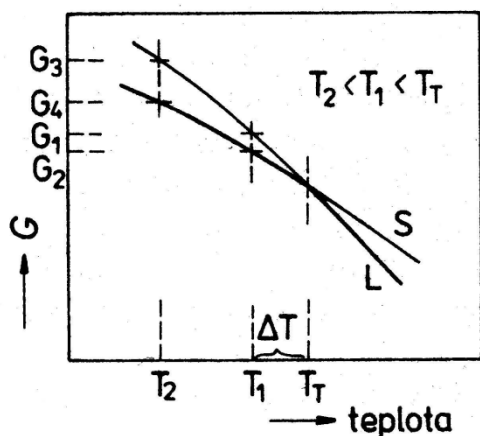
však vznik zárodků na cizích zárodcích, které jsou v tavenině v podstatě vždy přítomny, nebo s nimiž se tavenina stýká. Mluví se o *heterogenní nukleaci*. Jako cizí zárodky mohou působit např. nekovové vměstky (oxidy, sulfidy, různé vysokotavitelné fáze) nebo stěny formy, do níž je kov odléván apod.

Rychlost tvorby zárodků závisí na stupni podchlazení. S růstem podchlazení se zpočátku rychlost zvyšuje, při velkém podchlazení se následkem obtížnější difuze opět snižuje. Podobný má průběh i rychlost růstu zárodků.

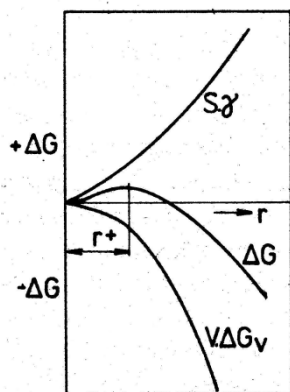
### 2.5.1.1 Homogenní nukleace

Při vzniku stabilního zárodku, schopného dalšího růstu, musí být jeho volná entalpie menší než volná entalpie kapalného kovu. Při určitém podchlazení  $\Delta T$  (Obr. 35) má tuhá fáze o objemu  $V$  nižší volnou entalpii o  $V \cdot \Delta G_V$ , kde  $\Delta G_V$  je změna volné entalpie při přechodu 1 molu kovu z taveniny do tuhého stavu. Vznikem zárodku se vytvoří mezifázový povrch o plošném obsahu  $S$ . To vyžaduje energii  $S \cdot \gamma$ , kde  $\gamma$  je jednotková povrchová energie (povrchové napětí). Vznikem zárodku se proto o tuto hodnotu zvýší volná entalpie soustavy. Celkovou změnu volné entalpie zárodku o objemu  $V$  lze popsat vztahem

$$\Delta G = -V \cdot \Delta G_V + S \cdot \gamma \quad (2.8)$$



Obr. 35 Průběh volné entalpie kapalného a tuhého kovu v závislosti na teplotě (schéma). S – průběh volné entalpie pro tuhý kov, L – průběh volné entalpie pro kapalný kov



Obr. 36 Změna volné entalpie  $\Delta G$  zárodku v závislosti na jeho poloměru  $r$

Za předpokladu, že zárodek má kulovitý tvar o poloměru  $r$ , lze změnu volné entalpie vyjádřit vztahem

$$\Delta G = -\frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r^3 \cdot n \cdot \Delta G_v + 4 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot n \cdot \gamma \quad (2.9)$$

kde  $n$  je počet zárodků v daném objemu. Při grafickém znázornění vztahu (2.9) v závislosti na poloměru zárodku  $r$  má součtová křivka obou členů rovnice (2.9) maximum při určitém poloměru  $r^*$ , kterému se říká kritický poloměr zárodku (Obr. 36). Jeho velikost lze vypočítat z rovnice (2.9) derivací podle poloměru  $r$

$$\frac{d\Delta G}{dr} = -4 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot n \cdot \Delta G_v + 8 \cdot \pi \cdot r \cdot n \cdot \gamma \quad (2.10)$$

a položením první derivace = 0. Z toho pak:

$$r_k = \frac{2 \cdot \gamma}{\Delta G_v} \quad (2.11)$$

dosazením do (2.9) a upravením dostaneme pro  $\Delta G$ :

$$\Delta G = 4 \cdot \pi \cdot \gamma \cdot \left( r^2 - \frac{2 \cdot r^3}{3 \cdot r_k} \right) \quad (2.12)$$

Pro kritický rozměr zárodku bude hodnota energetické bariéry nukleace:

$$\Delta G_{\max} = \frac{4}{3} \cdot \pi \cdot r_k \cdot \gamma = \frac{1}{3} \cdot S \cdot \gamma \quad (2.13)$$

Přírůstek volné entalpie soustavy je roven 1/3 práce potřebné k vytvoření mezifázového povrchu zárodku kritické velikosti. Zárodek může trvale růst jen tehdy, dochází-li přitom ke snížení volné entalpie, tj. je-li jeho velikost větší než  $r^*$ . Takový

zárodek se označuje jako zárodek aktivní. Při růstu zárodků až do velikosti  $r^*$  se naopak volná entalpie soustavy zvyšuje, zárodek není stabilní a rozpouští se v tavenině.

### 2.5.1.2 Heterogenní nukleace

Nukleace může být usnadněna, jsou-li v tavenině přítomny cizí zárodky. Poněvadž atomy se mohou ukládat na povrchu cizího zárodku, má druhý člen rovnice (2.9) nižší hodnotu, a proto má stabilní zárodek menší kritický poloměr než u homogenní nukleace. Nukleace na cizím zárodku může proběhnout snadno, jsou-li splněny tyto předpoklady:

- Kapalný kov musí dobře smáčet cizí zárodek, tj. úhel smáčení mezi taveninou a cizím zárodkem musí být co nejmenší. Při malém úhlu je mezifázové napětí malé a zárodek snadno vzniká již při malém podchlazení.
- Úhel smáčení závisí na chemické povaze cizího zárodku a jeho krystalové struktuře, která má být co nejvíce shodná se strukturou krystalizujícího kovu.

Vznik zárodků schopných dalšího růstu vyžaduje určitý čas, který označujeme jako inkubační periodu krystalizace, tzn. čas, za který se v objemu kapalného kovu objeví tuhá fáze.

Růst zárodků se děje difuzí atomů z taveniny k povrchu zárodku. Přitom se uplatňují dva pochody. Jednak se atomy z kapalného kovu umísťují na povrchu rostoucího zárodku a současně však přecházejí atomy z povrchu zárodku do taveniny. Poměr obou rychlostí určuje rychlost růstu zárodku. Výsledkem obou pochodů je buď plynulý posun fázového rozhraní zárodek - tavenina do taveniny - zárodek roste, nebo se rozhraní posunuje na úkor krystalu – zárodek se rozpouští.

Pochod v podstatě odpovídá oboustranné difuzi a řídí se *Arrheniovým vztahem*:

$$\dot{X}_k = X_{k0} \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_k}{R \cdot T}\right) \quad (2.14)$$

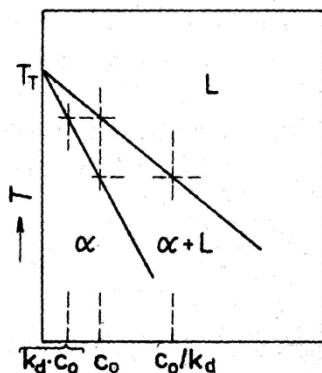
$$\dot{X}_l = X_{l0} \cdot \exp\left(-\frac{\Delta G_l}{R \cdot T}\right) \quad (2.15)$$

kde  $\dot{X}_k$ ,  $\dot{X}_l$  jsou rychlosti růstu a rozpouštění zárodku,  $X_{k0}$ ,  $X_{l0}$  jsou konstanty,  $\Delta G_k$ ,  $\Delta G_l$  jsou aktivační energie,  $R$  je plynová konstanta a  $T$  je absolutní teplota.

Přitom  $\Delta G_k$  představuje energii potřebnou k převedení atomu z kapalného kovu na zárodek přes energetickou bariéru mezifázového rozhraní a  $\Delta G_l$  energii potřebnou k převedení atomu ze zárodku do kapalné fáze. Rychlost krystalizace lze vyjádřit buď počtem atomů, které projdou rozhraním za sekundu nebo rychlostí pohybu rozhraní ( $\text{m}\cdot\text{s}^{-1}$ ).

### 2.5.1.3 Krystalizace tuhých roztoků

Pro vznik zárodku tuhého roztoku je podobně jako u čistých kovů rozhodující podchlazení. Jak vyplývá z rovnovážných diagramů binárních slitin s omezenou rozpustností obou složek v tuhém stavu, mají první vzniklé krystaly odlišné chemické složení než původní kapalná fáze. Rovněž tak i poslední zbytky kapalné fáze mají značně odlišné složení od výchozí slitiny (Obr. 37). Pro vyjádření těchto rozdílů, které závisí na tvaru křivek likvidu a solidu rovnovážného diagramu, se používá pojmu distribuční součinitel  $k_d$ , který vyjadřuje podíl koncentrace přísadového prvku v krystalech a kapalné fázi. Pokud vznikající krystaly mají menší koncentraci přísady než tavenina, pak  $k_d < 1$ , v opačném případě je  $k_d > 1$ .



Obr. 37 Schéma průběhu krystalizace, v níž při rovnovážné krystalizaci je distribuční součinitel  $k_d < 1$

Rozdělení přísadového prvku mezi tuhou fází a taveninu při krystalizaci je podkladem usměrněné, pásmové rafinace kovových materiálů (tzv. zonální rafinace). Jde o postupné roztavení dlouhé tyče kovu tak, že úzké pásmo roztaveného kovu se posunuje plynule po celé délce tyče od jednoho konce na druhý. V roztaveném pásmu se ustaví koncentrační gradient přísadového prvku odpovídající rozdělovacímu součiniteli  $k_d$ . Postupně krystalizující kov má složení  $k_d \cdot C_0$  a je podstatně čistší než výchozí kov o koncentraci  $C_0$ , kdežto v kapalné zóně se hromadí rozpuštěná přísada. Opakováním pásmové rafinace se soustředí rozpuštěná přísada



na konci tyče, kdežto začátek tyče má značně vyšší čistotu. Postup je důležitý pro přípravu vysoce čistých kovů.

Změny ve složení krystalů a taveniny během krystalizace jsou příčinou **segregace** přísadového kovu v tuhé slitině. Pokud se nestejnorodost složené projevuje rozdíly v dendritech a zrnech slitiny na malé vzdálenosti, mluvíme o mikrosegregaci, je-li rozdíl mezi povrchem a vnitřkem (povrch a střed ingotu či odlitku), mluví se o makrosegregaci.

## 2.5.2 Přeměny v tuhém stavu

Přeměny se vyznačují řadou specifických rozdílů od krystalizace. Je to dáno jednak již zmíněnými rozdíly v hodnotě difuzních součinitelů v kapalně a tuhé fázi, jednak odlišným průběhem a podstatně větší rozmanitostí mechanismů přeměn, které se mohou v tuhém stavu uplatnit (polymorfni, eutektoidní, bainitické, martenzitické přeměny). Důležité jsou i kinetické okolnosti probíhajících přeměn, které se uskutečňují často daleko od rovnovážného průběhu daného termodynamickými podmínkami. Tím se často při přeměně objevují nerovnovážné, metastabilní strukturní fáze vznikající buď jako přechodová stádia přeměny, nebo jako její konečné stádium.

Důležitá je také i krystalografická orientace na fázovém rozhraní matečné a nové fáze. Vztah mezi oběma může být koherentní, pokud rozdíly mezivinných vzdáleností se stejnými Millerovými indexy matečné a nové fáze jsou zcela malé. Pokud jsou rozdíly větší, je rozhraní semikoherentní nebo nekoherentní.

Stupeň koherence je spojen se vznikem pružných deformací uplatňujících se na fázovém rozhraní. Přispívají k hodnotě pružných deformací daných různými specifickým objemem matečné a nové fáze. Tato okolnost je respektována i ve vztahu pro změnu volné entalpie při vzniku zárodku nové fáze v tuhém stavu (člen  $\Delta G_v$ ):

$$\Delta G = -V \cdot \Delta G_v + S\gamma + \Delta G_E \quad (2.16)$$

### 2.5.2.1 Polymorfni přeměny

Řada kovů, zejména kovy přechodné, mění v závislosti na teplotě krystalovou stavbu mřížky. Přeměna u čistých kovů probíhá při konstantní teplotě, u slitin obvykle

v rozmezí teplot. Přeměna je reverzibilní. U jednoho kovu může existovat i několik takových přeměn. K rozlišení jednotlivých modifikací se používá označování řeckými písmeny, přičemž fáze stabilní při teplotě místnosti se obvykle označuje jako modifikace  $\alpha$ .

Průběh přeměny závisí značně na krystalografické podobnosti původní a nové fáze. Tomu vyhovují zejména obě krychlové soustavy a soustava šesterečná. Typickým příkladem těchto přeměn jsou slitiny železa.

Protože se pohyblivost atomů s klesající teplotou zmenšuje a přestavba mřížky vyžaduje při nižších teplotách určitý čas, má rychlost ochlazování značný vliv na teplotu přeměny. Proto zjišťujeme při rychlejším ochlazování nižší teploty přeměn, než odpovídá rovnovážnému ochlazování. Platí to zejména o přeměnách, které probíhají při nižších teplotách. Teplotní rozdíl označujeme jako hysterezi.

Polymorfní přeměny u slitin probíhají ve shodě s fázovým pravidlem obvykle v rozmezí teplot. V některých případech může překročení určité rychlosti ochlazování vést k zásadní změně průběhu přeskupování atomů do nové mřížky. Vznikají nové fáze, které nejsou v termodynamické rovnováze. K tak odchýlnému průběhu může významně přispět i přítomnost cizích atomů v mřížce, které ztěžují difuzi a deformují mřížku.

Rychlost ochlazování a stupeň přesycení u slitin má významný vliv na morfologii nově vznikající fáze při polymorfní přeměně. Je-li zajištěn dobrý průběh difuze, vylučuje se nová fáze po hranicích zrn matečné fáze. Pokud je nová fáze tvrdá a křehká, jako je tomu např. u nadeutektoidních ocelí, může výrazně ovlivnit vlastnosti slitiny.

Přesyť-li se tuhý roztok při poklesu teploty a je-li současně rychlost difuze malá, nedojde k vyloučení nové fáze na hranicích zrn původní fáze, ale zárodky nové fáze vznikají přednostně na určitých krystalografických rovinách jako jehlice (desky). Vzniklá struktura má typickou morfologii a je označována jako struktura Widmannstättenova.

### 2.5.2.2 Precipitace

Rozpad přesyceného tuhého roztoku lze řídit tak, že stabilního stavu se nedosáhne ihned po ochlazení, ale až v delším časovém úseku. Takový postup lze uskutečnit za těchto podmínek:

- Slitina musí mít vhodné chemické složení – tvoří tuhý roztok s omezenou rozpustností a rozpustnost se s klesající teplotou zmenšuje.
- Slitinu nutno ohřát do oblasti existence tuhého roztoku a dosáhnout dostatečně dlouhým ohřevem homogenního tuhého roztoku.
- Následujícím prudkým ochlazením se zachová tuhý roztok jako přesycená metastabilní fáze při teplotě místnosti.
- Přesycená složka se vyloučí buď při teplotě místnosti (vytvrzení přirozené) nebo ohřevem při zvýšených teplotách na teplotu pod čáru solidu (vytvrzení umělé).

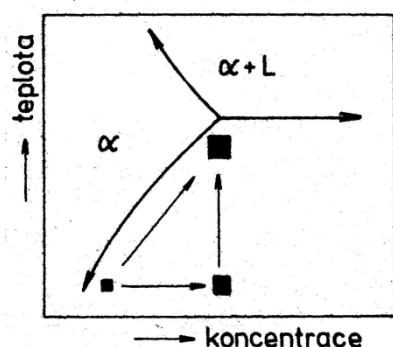
Pochod má velký technický význam a je základem tepelného zpracování řady slitin neželezných kovů, zejména lehkých. Vytvrzením lze podstatně zlepšit mechanické vlastnosti slitin, především mez kluzu, pevnost i tvrdost.

Průběh pochodu je rozdílný podle podmínek přesycení a teploty, při níž rozpad probíhá. Při nízkých teplotách je rozpad doprovázen zvyšováním tvrdosti. Přitom mikroskopicky nelze ve struktuře rozlišit novou fázi. Změna tvrdosti je vyvolána vznikem oblastí, kde jsou nahromaděny atomy přísadového prvku. Oblasti jsou označovány jako *Guinierovy – Prestonovy zóny (G-P zóny)*. Mají různý tvar podle typu slitiny – destičkový, kulovitý i velikost, např. slitiny Al-Cu mohou mít délku až  $50 \cdot 10^{-10}$  m a tloušťku několik mřížkových parametrů. Zóny nemají ostré hranice, plynule přecházejí do základního tuhého roztoku. V první etapě (G-P zóny I) jsou zóny statisticky uspořádány v matici, v další fázi dochází k spojování jednotlivých zón ve větší oblasti (G-P zóny II).

Rozpad při vyšších teplotách probíhá vznikem zárodků přesycené složky a jejich růstem (diskontinuální nukleace). Při této přeměně se celý objem přesyceného tuhého roztoku dělí na oblasti, v nichž je přesycený tuhý roztok zachován a na oblasti, kde vzniknou precipitáty vedle původní fáze s rovnovážným nebo zmenšeným obsahem přísadového prvku.

G-P zóny představují místa, kde snadno může vzniknout zárodek kritické velikosti. Zárodky se krystalograficky orientují na strukturu základního tuhého roztoku, takže v počátečních stádiích probíhá růst zárodku koherentně. V pozdějších stádiích, kdy zárodek naroste do určité velikosti, se koherence se základní mřížkou ztrácí a nastane jasné oddělení od základní fáze. Tomuto stádiu se říká přestárnutí a je spojeno obvykle s poklesem mechanických vlastností, tedy s poklesem například pevnosti a tvrdosti.

Na průběh rozpadu má značný vliv teplota rozpadu a stupeň přesycení tuhého roztoku. Kritická velikost stabilního zárodku se s klesající teplotou a rostoucím stupněm přesycení obecně zmenšuje. Schematicky jsou tyto vlivy znázorněny na Obr. 38.



Obr. 38 Vliv teploty a stupně přesycení na velikost zárodku při precipitaci (schéma)

Rozpad přesyceného tuhého roztoku závisí i na velikosti zrna tuhého roztoku. V jemnozrnném materiálu probíhá vytvrzování mnohem rychleji než v hrubozrnném, poněvadž k vzniku precipitátu dochází přednostně na hranicích zrn. To vede k tomu, že při vytvrzování se dosáhne na hranicích zrn maximální tvrdosti v době, kdy v objemu zrna ještě není precipitace dokončena. Po dosažení maximální tvrdosti v zrnech jsou pak oblasti na hranicích zrn již ve stádiu přestárnutí. V místech, kde probíhá přednostní vytvrzování, mohou vznikat značná pnutí, která vedou k plastické deformaci a následující rekrystalizaci. U takových materiálů se může objevit i citlivost ke koroznímu praskání.

### 2.5.2.3 Změna neuspořádaného tuhého roztoku na uspořádaný

Při vzniku většiny substitučních tuhých roztoků zaujmají atomy přísady libovolné místo v mřížce, takové roztoky označujeme jako *neuspořádané*.

U řady slitin může dojít při pomalém ochlazování nebo po delším ohřevu slitiny na vhodnou teplotu k uspořádání struktury, tj. k vzniku určité symetrie v rozložení atomů přísadového prvku v mřížce. Takové uspořádání vede k zmenšení volné entalpie tuhého roztoku. Slitiny s takovouto strukturou pak označujeme jako *uspořádané*.

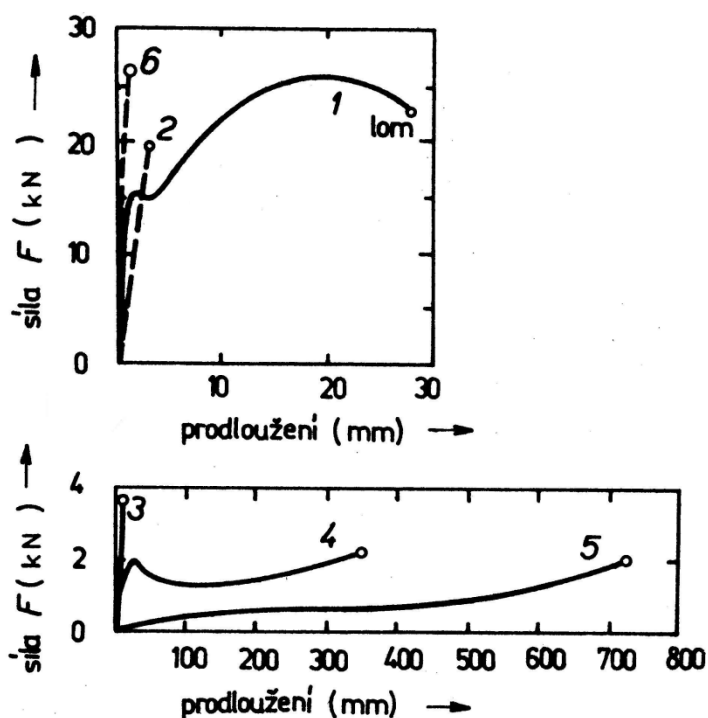
Uspořádaný tuhý roztok může vznikat jak přímo při krystalizaci z taveniny, tak i v tuhé fázi, přeskupením atomů v mřížce při přechodu určité teploty. Z taveniny vznikají uspořádané tuhé roztoky, např. v soustavě Ag-Mg, Au-Zn, přeměnou v tuhé fázi u slitin Cu-Zn, Cu-Au.

Stupeň uspořádanosti závisí na teplotě. S rostoucí teplotou se uspořádanost struktury porušuje a struktura se stává neuspořádanou. Nejpříznivější podmínky pro vznik uspořádané struktury jsou u slitin, jejichž složení odpovídá stechiometrickému vzorci.

Vznik uspořádané struktury má značný vliv na vlastnosti slitin. Snižuje se měrný elektrický odpor, roste pevnost a tvrdost a klesá houževnatost takové slitiny.

### 3 Deformační a lomové chování materiálů

Odezvou tuhé látky na zatížení vnější silou je deformace a v krajním případě lom. Toto chování je výsledkem vzájemného působení vnějších sil s vnitřními silami v tělese, které brání jeho deformaci a porušení a ilustruje je pro několik vybraných materiálů Obr. 39.



Obr. 39 Závislost tahové síly a prodloužení vybraných materiálů (tyč  $\varnothing$  10 mm x 100 mm), 1 – měkká uhlíková ocel, 2 – grafitická litina, 3 – polystyren, 4 – polyethylen, 5 – kaučuk, 6 – keramické materiály

Strojní dílce a konstrukce mohou pracovat zpravidla jen v oblasti velmi malých deformací. Při nepřijatelné velké deformaci a při lomu ztratí materiál, strojní dílce nebo konstrukce schopnost plnit svou funkci. Přitom se obvykle poruší i funkce celého stroje nebo zařízení. Takový stav materiálu nebo tělesa se nazývá *mezní stav*. Poznání podmínek a zákonitostí jeho vzniku je mimořádně důležité pro zajištění životnosti a provozní bezpečnosti strojů.

Oblast velkých trvalých deformací je významná rovněž z hlediska tvářecích pochodů a jejich optimalizace. Proto je třeba se zabývat celou závislostí „zatížení-deformace“ včetně lomu.

### 3.1 Napjatost a deformace

Působení síly  $F$  na těleso se vyjadřuje napětím, které síla vyvodí v uvažovaném průřezu tělesa. V řezu  $A$  prizmatického tělesa (Obr. 40) o ploše  $S$  kolmém na osu vyvodí osová síla  $F$  normálové osové napětí  $\sigma_o = \frac{F}{S}$ . V řezu  $A'$  o ploše  $S'$ , jehož normála svírá s osou úhel  $\alpha$ , budou tyto poměry:

$$S' = \frac{S}{\cos \alpha} \quad F_n = F \cdot \cos \alpha \quad F_t = F \cdot \sin \alpha$$

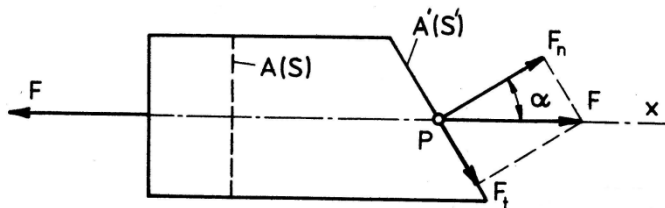
kde  $F_n$  a  $F_t$  jsou normálová a tangenciální složka síly.

Normálové napětí  $\sigma$  a smykové napětí  $\tau$  v rovině  $A'$  budou

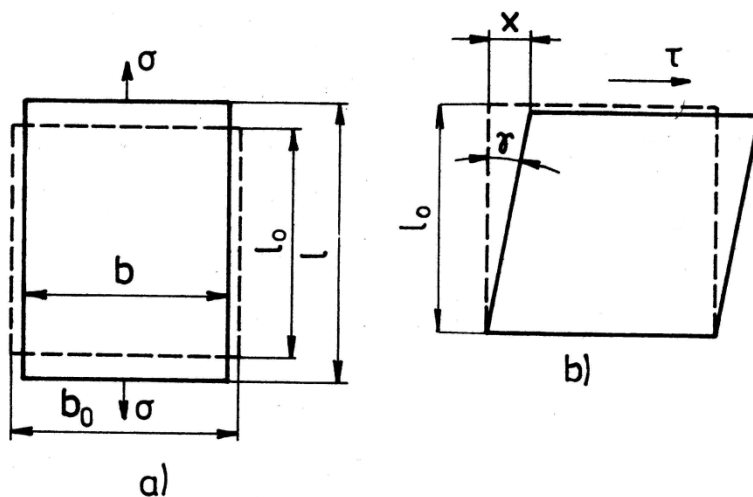
$$\sigma = \frac{F_n}{S'} \quad \tau = \frac{F_t}{S} \quad (3.1)$$

$$\sigma = \sigma_o \cdot \cos^2 \alpha \quad \tau = \sigma_o \cdot \sin \alpha \cdot \cos \alpha \quad (3.2)$$

Měřítkem deformace je obecně posuv jednotlivých bodů tělesa proti sousedním bodům a s tím spojená změna jeho tvaru a rozměrů. Normálové napětí vyvolává jednak posuv ve směru působící síly, jednak v příčném směru. Smykové napětí způsobuje smykovou deformaci, která je spojena se změnou úhlů směrů a rovin v tělese. Při složitějším namáhání je výsledný posuv vektorovým součtem posuvů a jednotlivých složek napětí.



Obr. 40 Působení síly  $F$  na těleso



Obr. 41 Elastická deformace tělesa zatíženého a) normálovým napětím, b) smykovým napětím

Vztažením posuvu  $u$  na jednotku délky získáme *poměrné prodloužení*  $\varepsilon$  a obdobně *poměrné příčné zkrácení*  $\eta$  při působení tahu nebo tlaku

$$\varepsilon = \frac{u}{l_0} \quad \varepsilon = \frac{l - l_0}{l_0} \geq 0 \quad (3.3)$$

$$\eta = \frac{b - b_0}{b_0} \leq 0 \quad \eta = -\mu \cdot \varepsilon \quad (3.4)$$

popřípadě *poměrné zkosení*  $\gamma$  při působení smykového napětí (Obr. 41):

$$\gamma = \frac{x}{l_0} \quad (3.5)$$

Při velkých deformacích se okamžitý stav zatěžovaného tělesa značně liší od výchozího i konečného stavu a jeho vyjádření poměrnou deformací není výstižné. Pro hlubší studium deformačního chování se v takových případech (např. při tváření kovů) zavádí *skutečná deformace*  $\varphi$ . Vychází z okamžitého deformačního stavu a uvažuje v každém okamžiku změněnou výchozí délku:

$$d\varphi = \frac{dl}{l} \quad \varphi = \int_{l_0}^l \frac{dl}{l}$$

$$\varphi = \ln\left(\frac{l}{l_0}\right) \quad \varphi = \ln\frac{l_0 + \Delta l}{l_0} \quad \varphi = \ln(1 + \varepsilon) \quad (3.6)$$

Poměrná a přirozená deformace  $\varepsilon$  a  $\varphi$  jsou porovnány v tahovém diagramu na Obr. 54.

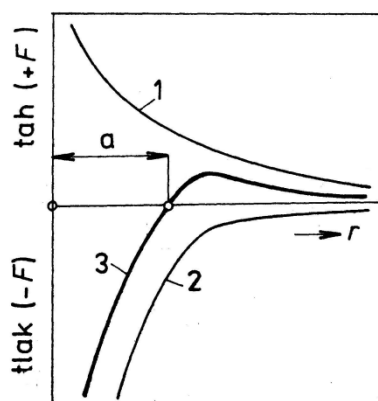


## 3.2 Druhy a mechanismy deformací

Zde bude popsáno především deformační chování krystalických látek (kovů a keramiky) a anorganických skel. Deformační mechanismy polymerů jsou vysvětleny vzhledem k specifickému charakteru v kapitole polymerní materiály.

### 3.2.1.1 Elastická deformace

Do určitého zatížení se těleso deformuje pouze elasticky (pružně). Elastická deformace krystalických látek se uskutečňuje vysunutím atomů z rovnovážných poloh. Po odlehčení jsou atomy převládajícími přitažlivými nebo odpudivými silami (Obr. 42) vráceny do rovnovážné polohy a těleso nabude původního tvaru.



Obr. 42 Průběh sil mezi sousedními atomy mřížky v závislosti na jejich vzdálenosti  $r$ , 1 – přitažlivé síly, 2 – odpudivé síly, 3 – výsledná síla,  $a$  – vzdálenost atomů v nezatížené mřížce

Doba nezbytná ke změně středních poloh atomů při elastické deformaci je zpravidla o několik řádů kratší než doba, po níž trvá jak růst síly na plnou hodnotu při zatěžování, tak její vymizení při odlehčení. Proto je většinou možno uvažovat, že elastická deformace sleduje zatížení bez časové prodlevy a je časově nezávislá.

Mezi elastickou deformací a napětím je přímá úměrnost, kterou vyjadřuje **Hookeův zákon**

$$\varepsilon = \alpha \cdot \sigma \quad \text{popř.} \quad \varepsilon = \frac{\sigma}{E} \quad (3.7)$$

kde  $E$  je modul pružnosti v tahu nebo tlaku. Jeho souvislost s modulem pružnosti ve smyku je

$$G = \frac{E}{2 \cdot (\mu + 1)} \quad (3.8)$$

kde  $\mu$  je Poissonovo číslo (pro většinu kovů nabývá hodnoty 0,33).

Modul pružnosti charakterizuje pružné chování látek. V grafu závislosti napětí-poměrná deformace je vyjádřen směrnicí počáteční přímkové části. Hodnota  $E$  je měřítkem tuhosti a její reciproká hodnota pak poddajnosti látky v oboru elastických deformací.

U krystalických látek (kovy, keramika) je vzhledem k vysoké uspořádanosti a směstnanosti atomů možné jen jejich malé vychýlení z rovnovážných poloh a je k němu třeba velkého napětí. Modul  $E$  je řádu 10 až  $10^2$  GPa, poměrná elastická deformace nejvýše zlomek procenta.

Anorganická skla s větší možností vychylování méně pravidelně uspořádaných atomů z rovnovážných poloh mají  $E=7$  až 8 GPa. Polymery s různou vazbou mezi atomy v molekule a mezi molekulami mají i rozdílnou poddajnost ve směru osy řetězců a kolmo na ní. S tím souvisí široké rozmezí modulu pružnosti  $E=10^{-2}$  až 10 GPa (u vysoce orientovaných vláken je  $E$  až 200 GPa).

U kompozitů se dvěma fázemi o rozdílném  $E$  je výsledný modul dán objemovým podílem a modulem vyztužující složky a matrice. Více v kapitole kompozity.

### 3.2.1.2 Anelastická deformace

Pružná (elastická) deformace je charakterizována úplnou reverzibilitou a platností Hookeova zákona. Uvedené podmínky jsou splněny jen tehdy, když rychlost zatížení je velmi nízká a působící napětí nevyvolá změny v hustotě a rozložení mřížkových poruch, popřípadě v rozložení magnetických momentů v materiálu.

Hookeův zákon necharakterizuje časovou závislost mezi napětím  $\sigma$  a deformací  $\varepsilon$ . Celková elastická deformace tělesa  $\varepsilon_c$  je součtem okamžité elastické deformace  $\varepsilon_e$  a doplňkové kvazineelastické deformace  $\varepsilon_d$ , jejíž rovnovážné hodnoty se dosáhne po určitém času působícího napětí  $\sigma$  (Obr. 43). Čas potřebný k dosažení rovnovážné hodnoty  $\varepsilon_d$  je podmíněn procesy spojenými s přerozdělením atomů, magnetických momentů a tepla v tuhé látce. Tangens úhlu sklonu čáry  $ON$  odpovídá hodnotě nerelaxovaného modulu pružnosti tělesa  $E_n$ , který charakterizuje stav, kdy v tělese mohla vzniknout pouze okamžitá elastická deformace  $\varepsilon_e$ . Sklon čáry  $OR$  charakterizuje hodnoty relaxovaného modulu pružnosti  $E_r$ , při němž se dosáhne  $\varepsilon_c$ .

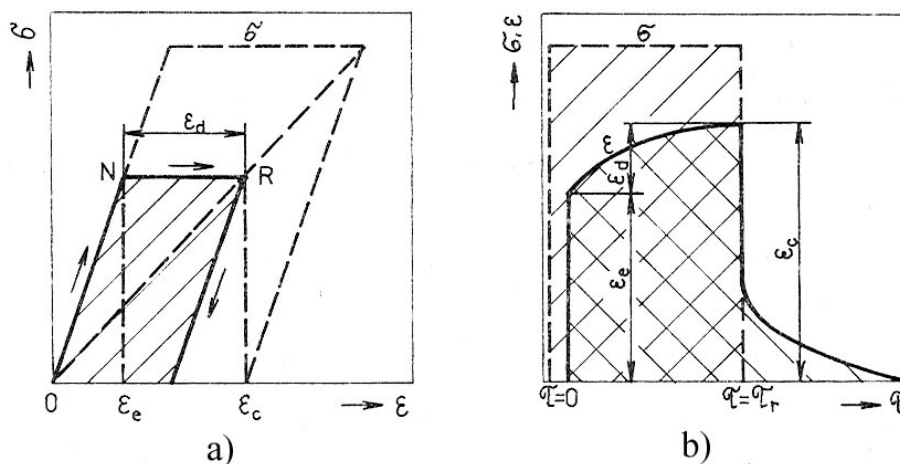
Rozdíl

$$\Delta E = E_n - E_r \quad (3.9)$$

se označuje jako porucha modulu pružnosti a veličina

$$\Delta = \frac{E_n - E_r}{E_n} \quad (3.10)$$

se označuje jako stupeň dynamické relaxace.



Obr. 43 Schéma pro odvození nerelaxovaného a relaxovaného modulu pružnosti (a), schéma průběhu zatížení napětím (přerušovaná čára) a průběh deformace (plná čára) v závislosti na času působení zatížení (b).

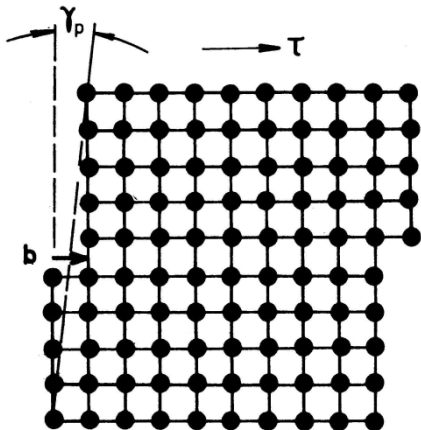
Po zatížení tělesa se neuskuteční odpovídající deformace ihned. Okamžitě se projeví pouze  $\varepsilon_e$ . Výsledná hodnota  $\varepsilon_c$  se dosáhne až po realizaci doplňkové deformace  $\varepsilon_d$  (Obr. 43b). V okamžiku odlehčení tělesa se deformace  $\varepsilon_c$  nesníží okamžitě na nulu. Jestliže nové zatížení začíná působit dříve, než se dosáhne  $\varepsilon_c = 0$ , reakce materiálu na nové zatížení je rozdílná proti prvnímu zatížení.

### 3.2.2 Plastická deformace

Zatížení nad platnosti Hookeova zákona vyvolá trvalou (plastickou) deformaci, která po odlehčení nevytizí. Její závislost na napětí je složitější a je ovlivňována teplotou a rychlostí zatěžování. Zhruba do homologické teploty 0,3 lze trvalou deformaci považovat za časově nezávislou.

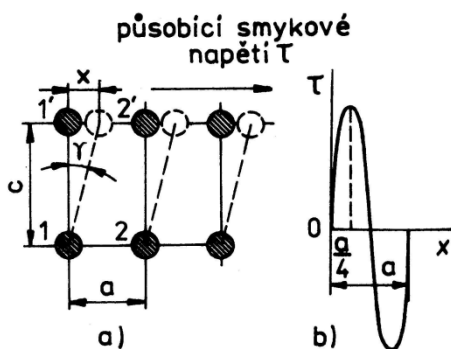
### 3.2.2.1 Skluzový mechanismus deformace

V tvářeném kovu je i po velké plastické deformaci zachováno pravidelné uspořádání atomů v mřížce, i když se ovšem zvětší její poruchovost. Deformace tedy musí být výsledkem posuvů úseků mřížky podél určitých krystalových rovin a směrů o celé násobky vzdáleností atomů, jak naznačuje Obr. 44. Takovou deformaci označujeme jako skluzovou.



Obr. 44 Výsledek skluzové deformace mřížky (schematicky)

Skluz v krystalu proběhne, když smykové napětí v rovině a směru skluzu dosáhne kritické hodnoty  $\tau_{max}$ . Předpokládáme, že se celá vrstva atomů přesune najednou proti sousední vrstvě podle Obr. 45. K vychýlení atomů  $1'$ ,  $2'$  proti atomům  $1$ ,  $2$  je nutno překonat přitažlivé síly mezi dvojicemi  $11'$ ,  $22'$ . Odpor nejprve poroste a dosáhne maxima  $\tau_{max}$  při výchylce  $x = \frac{a}{4}$ . Poté klesá na nulu a při  $x = \frac{a}{2}$ , kdy na atom  $1'$  působí stejně velké síly opačného směru od sousedů  $1$  a  $2$ . Při dalším vychýlení změní síla ve směru posunu znaménko a atomy jsou do nové polohy přitahovány.



Obr. 45 Poměry při vzájemném posouvání sousedních vrstev atomů v dokonalé mřížce, a) schéma úseku mřížky, b) průběh smykového napětí při posouvání vrstev

Smykové napětí  $\tau$  při přesunování horní vrstvy atomů proti spodní má tedy v závislosti na  $x$  sinusový průběh

$$\tau = A \cdot \sin \frac{2\pi}{a} \cdot x \quad (3.11)$$

popřípadě pro malé vychýlení

$$\tau = A \cdot \frac{2\pi}{a} \cdot x \quad (3.12)$$

Užijeme-li vztahů  $\tau = G \cdot \gamma$  a  $\gamma = \frac{x}{c}$  (pro malé zkosení), dostaneme po vyjádření  $A$  z rovnice (3.11):

$$\tau = \frac{G}{2\pi} \cdot \frac{a}{c} \cdot \sin \frac{2\pi}{a} \cdot x$$

Pro krychlovou mřížku, kde  $c=a$ , bude

$$\tau_{\max} = \frac{G}{2\pi} \quad (3.13)$$

Výpočet respektující i působení vzdálenějších atomů vede ke vztahu

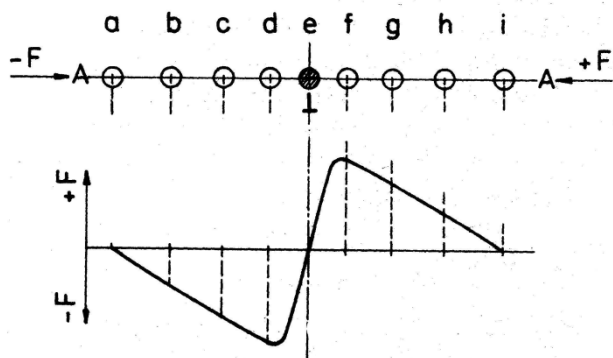
$$\tau_{\max} \approx \frac{G}{30} \quad (3.14)$$

Napětí vypočtená podle rovnice (3.14) jsou však o 2 až 3 řády vyšší než experimentálně stanovená napětí  $\tau_{kr}$ , jak ukazuje Tab. 4 **Vypočtené a experimentálně stanovené hodnoty kritického skluzového napětí monokrystalů**. Nesouhlas svědčí o neplatnosti výchozího předpokladu současného pohybu všech atomů přesunované vrstvy a nízké hodnoty  $\tau_{kr}$  lze vysvětlit jen postupným přemisťováním malého počtu atomů.

**Tab. 4 Vypočtené a experimentálně stanovené hodnoty kritického skluzového napětí monokrystalů**

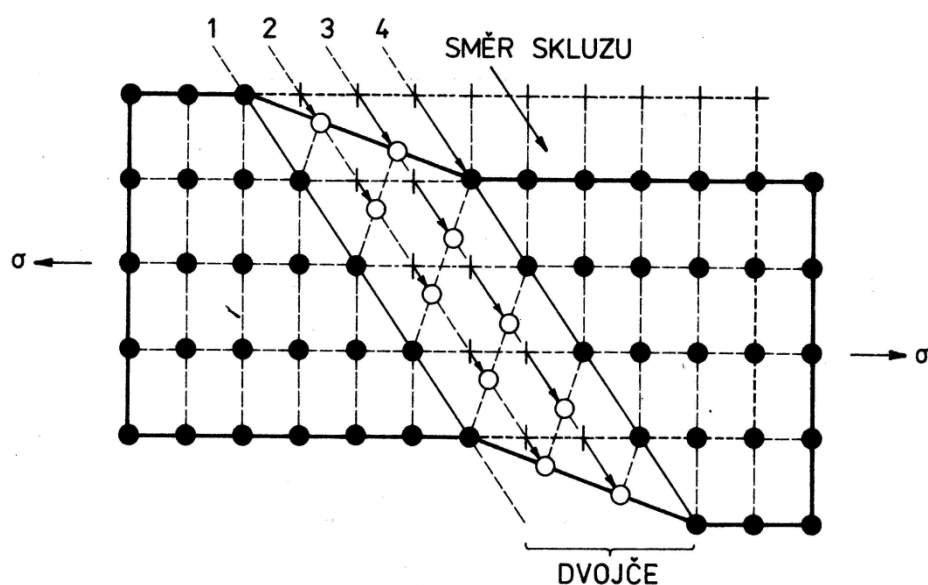
Kov	$\tau_{kr}$ (MPa)	
	změřené	vypočtené (G/30)
<b>Cu</b>	1,0	1540
<b>Al</b>	1,2 – 2,4	900
<b>Fe</b>	29,0	2300
<b>Cd</b>	0,6	130
<b>Mg</b>	0,8	590

Hledání odpovídající místní situace v mřížce vedlo k vytvoření modelu dislokací. Na Obr. 46 Síly působící ve skluzové rovině na atomy v okolí hranové dislokace *e* (dislokační čára je kolmá k nákresně) jsou naznačeny geometrické a silové poměry v skluzové rovině A-A hranové dislokace, kterou reprezentuje poslední řada *e* atomů „vložené“ polovrstvy (odpovídá řadě *DC* na Obr. 11). Síly působící na stejně, ale v opačném směru vychýlené atomy (dvojice *df*, *cg* atd.) v okolí dislokace jsou v rovnováze. K přesunu dislokace stačí proto jen malá síla.



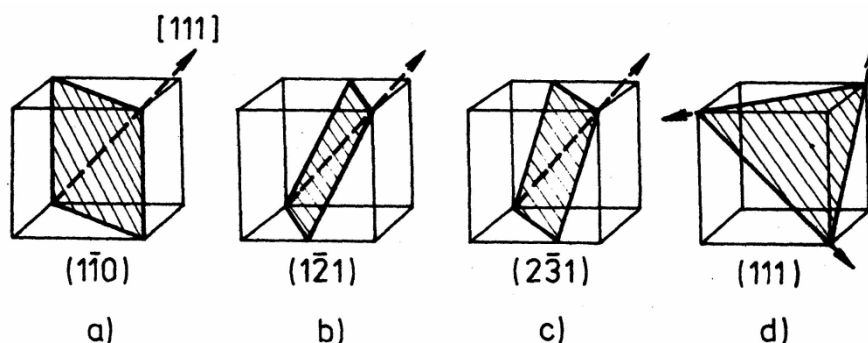
Obr. 46 Síly působící ve skluzové rovině na atomy v okolí hranové dislokace *e* (dislokační čára je kolmá k nákresně)

Projde-li dislokace celým krystalem, posunou se jeho části odděleně rovinou skluzu vzájemně o Burgersův vektor, čímž vznikne trvalá deformace řádu  $10^{-10}$  m. Velké deformace musí proto být výsledkem značného počtu elementárních deformací.



Obr. 47 Mechanické dvojčce v krychlové plošně středěné mřížce, 1, 4 – hranice dvojčete

Zvláštním případem skluzu je *dvojčatění*, při němž projde krystalem soustava neúplných dislokací a uskuteční se přesuny pouze o část meziatomové vzdálenosti. Posunutá část krystalu, která je zrcadlově souměrná k neposunuté (Obr. 47), se nazývá *mechanické dvojče* (při žíhání kovů a slitin s krychlovou plošně středěnou mřížkou vznikají obdobné útvary – žíhací dvojčata, neboť speciální rozhraní dvojčete má nižší měrnou energii než obecná velkouhlová hranice). Dvojčatěním se přes malý posuv atomů dosahuje makroskopické smykové deformace. Pochod podporuje nízká teplota a velká rychlost deformace (tváření výbuchem). Jako roviny skluzu se z energetických důvodů uplatňují obecně jen mřížkové roviny hustě obsazené atomy. Směrem skluzu je výhradně směr nejhustěji obsazený atomy. Na Obr. 48 jsou ukázány skluzové roviny v krychlových mřížkách.



Obr. 48 Skluzové systémy v krychlových mřížkách, a) až c) mřížka krychlová prostorově středěná, d) mřížka krychlová plošně středěná

#### *Jiné deformační mechanismy*

Při dostatečně vysokých teplotách se na deformaci polykrystalických látek podílejí i pokluzu po hranicích zrn a usměrněná difuze vakancí. Jde o pochody výrazně tepelně aktivované a časově závislé, viz. tečení (creep).

Uplatnění jednotlivých mechanismů a jejich podíl na výsledné deformaci závisí na materiálu, velikosti a podmínkách zatížení (teplota, rychlost a způsob zatěžování). Hlavním mechanismem u krystalických látek je však skluz.

Poměrné trvalé deformace kovů a tvárných slitin dosahují desítky procent, v určitých případech až několik tisíc procent (superplasticita). Při tváření kovů za tepla (tažení, válcování, vytlačování) se výrobek prodlužuje až řádově.

U keramických látek se dosahuje pro skluz nezbytné manévrovatelnosti dislokací, která se zvětšuje s počtem skluzových systémů a možností dislokací vyhýbat se

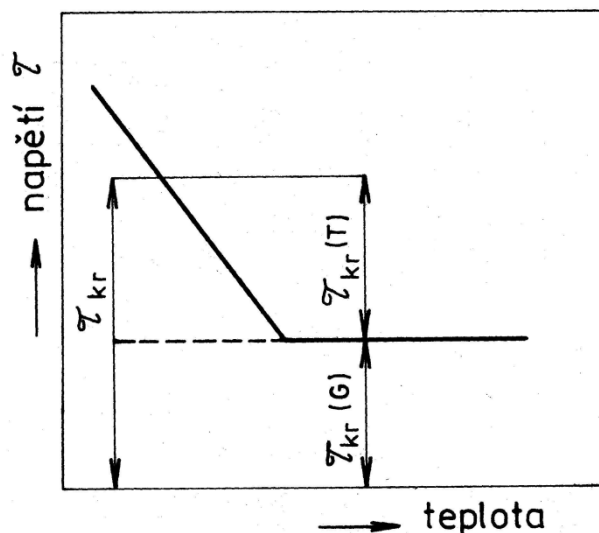
překážkám, až za vysokých teplot (např. u MgO nad 1700 °C). Za nižších teplot nejsou tyto látky tvárné a pružná deformace končí lomem (Obr. 39 křivka 6).

### 3.3 Závislost napětí a deformace u kovů

Kovové materiály pro stavbu strojů a na nástroje jsou v podstatě polykrystalické. Deformační chování polykrystalu je značně složitě. Proto je účelné se zabývat nejprve monokrystalu.

#### 3.3.1 Deformační chování monokrystalů

*Kritické skluzové napětí.* Skluzová deformace krystalu se zahájí, jakmile smykové napětí v rovině skluzu dosáhne kritické hodnoty  $\tau_s \geq \tau_{kr}$ . Hodnoty  $\tau_{kr}$ , čistých kovů jsou značně rozdílné (např. kadmium má  $\tau_{kr} = 0,13 \text{ MPa}$ , železo alfa 15 MPa) a závisí i na teplotě a čistotě. Napětí  $\tau_{kr}$  má složku teplotně závislou a teplotně nezávislou  $\tau_{kr} = \tau_{kr}(T) + \tau_{kr}(G)$  podle Obr. 49. První souvisí s usnadněním přechodu dislokací přes překážky krátkého dosahu (např. atomy příměsí) při zvětšení tepelných kmitů mřížky, druhá s překonáváním napětíových polí dlouhého dosahu (např. při nahromadění dislokací) a závisí na modulu pružnosti  $G$ . Nečistoty hodnotu kritického napětí zvyšují.



Obr. 49 Složky kritického skluzového napětí,  $\tau_{kr}(T)$  - složka teplotně závislá,  $\tau_{kr}(G)$  - složka teplotně nezávislá

Důsledkem vazby skluzu na určité mřížkové roviny a směry je anizotropie deformačního chování a mechanických vlastností monokrystalů, které se proto

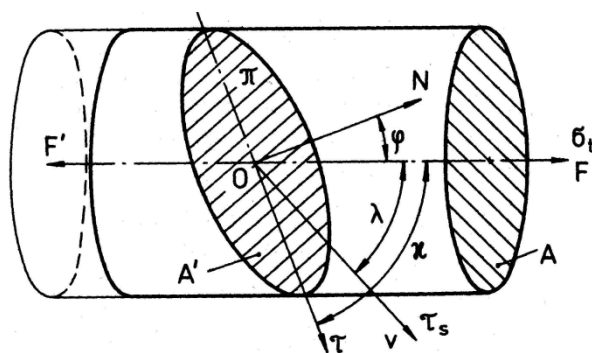


většinou sledují na závislosti skluzového napětí a deformace. Vztah mezi napětím skluzovým  $\tau_s$  a tahovým  $\sigma_t$  je podle Obr. 50 dán vztahy

$$\tau_s = \sigma_t \cdot \sin \chi \cdot \cos \lambda \quad (3.15)$$

$$\tau_s = \sigma_t \cdot \cos \varphi \cdot \cos \lambda \quad (3.16)$$

kde  $\chi$  je úhel mezi  $\sigma_t$  a skluzovou rovinou  $\pi$ ,  $\lambda$  je úhel mezi  $\sigma_t$  a směrem skluzu  $v$ ,  $\varphi$  je úhel mezi  $\sigma_t$  a normálou k  $\pi$ .



**Obr. 50** Vztah mezi osovým napětím  $\sigma_t$  a skluzovým napětím  $\tau_s$  v monokrystalech

Výraz  $\sin \chi \cdot \cos \lambda = m$  se nazývá Schmidův orientační faktor. Platí

$$\tau_s = m \cdot \sigma_t \quad (3.17)$$

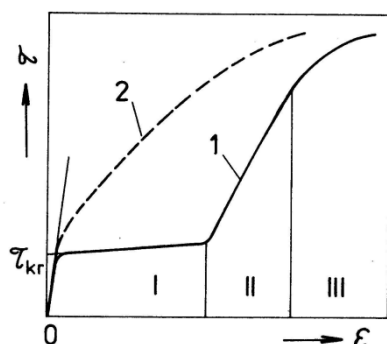
Hodnota  $m$  je od nuly pro  $\lambda = 90^\circ$  nebo  $\varphi = 90^\circ$  do  $m=0,5$  pro  $\chi = \lambda = 45^\circ$ . V prvním případě je skluz vyloučen, neboť  $\tau_s = 0$ , může však při  $\chi = 90^\circ$  dojít ke štěpení krystalu. Skluz se zahájí při  $\sigma_t$ , při němž  $\tau_s \geq \tau_{kr}$ . Mez kluzu  $\sigma_K$  monokrystalu je tedy funkcí orientace síly vzhledem ke skluzovému systému a její minimální hodnota je  $\sigma_{K\min} = 2 \cdot \tau_{kr}$ .

*Postup deformace monokrystalu.* Skluz začne v systému, kde se nejdříve dosáhlo kritického napětí. Krystal se přitom natáčí a naklání vzhledem k směru síly tak, že se hodnoty  $m$  a  $\tau_s$  zvětšují. To umožní postupně skluz v dalších systémech – vícenásobný skluz. Skluz se soustřeďuje v témže systému do rovin, kde je nejméně překážek pro pohyb dislokací. Na povrchu krystalu vznikají viditelné skluzové čáry a jejich skupiny – skluzové pásy (Obr. 51).



Obr. 51 Skluzová deformace monokrystalu – schéma (řádově rozměry  $m \approx 10^2$ ,  $n \approx 10^3$ ,  $p \approx 10^4$  atomových vzdáleností)

*Deformační zpevnění.* Tvar závislosti napětí – trvalá deformace, charakteristický pro kovy s mřížkou krychlovou plošně středěnou je na Obr. 52, křivka 1. Počáteční přímková část odpovídá elastické deformaci. Napětí, při němž začíná plastická deformace (odpovídá hromadnému pohybu dislokací), se získá extrapolací závislosti  $(\tau - \varepsilon)$  na nulovou deformaci. Z průběhu křivky  $(\tau - \varepsilon)$  vyplývá, že ke každému zvětšení deformace je nezbytné zvětšení napětí. Mluvíme o *deformačním zpevnění* a křivku  $(\tau - \varepsilon)$  označujeme za *křivku zpevnění*. Křivka má tři úseky, které se liší intenzitou i podstatou zpevnění.



Obr. 52 Průběh závislosti napětí – deformace monokrystalů, 1 – tvar zpevňovací křivky kovů s mřížkou krychlovou plošně středěnou, 2 – tvar zpevňovací křivky kovů s mřížkou krychlovou prostorově středěnou

V úseku *snadného skluzu (I)* je zpevňování pomalé. Souvisí to s dlouhými volnými drahami dislokací mezi překážkami a nebrzděnou činností Frankových – Readových zdrojů. Následuje úsek *rychlého zpevňování (II)* následkem růstu dislokační hustoty, nahromadění dislokací na překážkách a protínání dislokací díky zahájení skluzu v dalším systému. V úseku *(III)* se zablokované dislokace opět uvolňují příčným skluzem a šplháním.

Nejvýznamněji přispívá k deformačnímu zpevnění úsek II a hlavním faktorem zpevnění je dislokační hustota  $\rho$ . Zpevnění lze vyjádřit přírůstkem skluzového napětí  $\Delta\tau$  v závislosti na dislokační hustotě

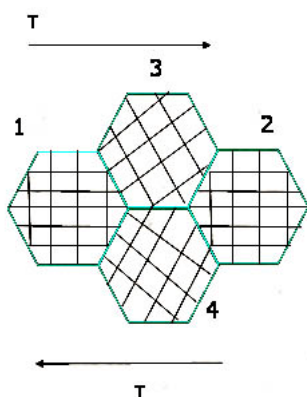
$$\Delta\tau \approx G \cdot b \cdot \rho^{\frac{1}{2}} \quad (3.18)$$

kde  $G$  je modul pružnosti ve smyku,  $b$  je Burgersův vektor.

Deformační zpevnění se proto označuje i za dislokační zpevnění. U kovů s mřížkou krychlovou prostorově středěnou nastupuje vícenásobný skluz a rychlé zpevňování již při malých deformacích jak ukazuje Obr. 52, křivka 2.

### 3.3.2 Deformační chování polykrystalů

*Postup deformace.* Plastická deformace se uskutečňuje, když se dosáhne napětí potřebné pro hromadný pohyb dislokací. To obsahuje napětí potřebné pro činnost Frank-Readova mechanismu a též jiných zdrojů dislokací a napětí mezi místními poruchami a pohybujícími se dislokacemi. Polykrystal se nedeformuje tak, že každé zrnو mění tvar jako neomezený monokrystal. Polykrystalický kov je agregát náhodně orientovaných krystalů (zrn) Obr. 53 různé velikosti, které jsou propojeny společnými hranicemi. Orientace skluzových čar a pásů v každém zrnو po realizované plastické deformaci polykrystalu je funkcí orientace krystalové mřížky.

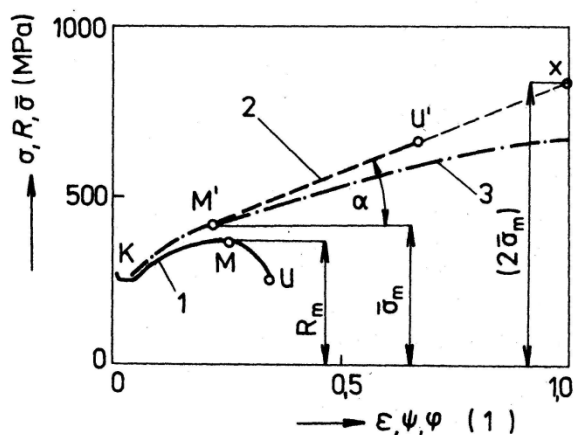


Obr. 53 Orientace zrn v polykrystalu

Na hranicích sousedních krystalů se setkávají různě orientované skluzové roviny, přičemž vzájemný úhel má různé hodnoty. Hranice je místem mnohých poruch v pravidelném uspořádání krystalové mřížky. Jsou to vakance, segregované atomy příměsí apod. Je tu velká distorze atomových mřížek sousedních krystalů, která

zasahuje do určité vzdálenosti (pásma). Když se dislokace blíží k hranici, působí na dislokaci síly krátkého dosahu, a to ze strany hranice i ze strany sousedního zrna. Uspořádání atomů hranice je natolik porušeno, že když přibude další porucha (dislokace), energie uspořádání se nezmění. Dislokace bude přitahována hranicí, ale též bude od ní odpuzována následkem rozdílné orientace sousedních zrn.

*Deformační diagramy.* Deformační chování materiálů se pro technické účely sleduje obvykle na závislosti jmenovitého smluvního napětí a poměrného prodloužení, kterou nazýváme *smluvní deformační diagram*. Jeho typický tvar pro tvárné kovové materiály je na Obr. 54.



Obr. 54 Deformační diagramy měkké uhlíkové oceli, 1 – smluvní diagram ( $R - \varepsilon$ ), 2 – skutečný diagram ( $\bar{\sigma} - \psi$ ), 3 – skutečný diagram ( $\bar{\sigma} - \varphi$ )

Zjišťuje se normovanou zkouškou tahem dle ČSN EN 10002. Jmenovité smluvní napětí  $R$  odpovídá okamžité zátěžné síle  $F$  vztažené na počáteční průřez nezátížené zkušební tyče  $S_0$ , tedy

$$R = \frac{F}{S_0}. \quad (3.19)$$

Poměrné prodloužení  $\varepsilon$  je definováno podle rovnice (3.3).

Úsek  $OK$  smluvního diagramu odpovídá elastické deformaci, úsek  $KMU$  odpovídá plastické deformaci. V úseku  $KM$  se tyč deformuje rovnoměrně v celé délce. Od bodu  $M$ , kdy se dosáhlo maximální síly  $F_m$  (odpovídá pevnosti  $R_m$ ), se zkušební tyč začne lokálně zaškrcovat a za podmínek daných bodem  $U$  se ve vzniklém „krčku“ přetrhne. Ačkoliv se tedy kov v celém úseku plastické deformace ( $KMU$ ) zpevňuje a skutečné napětí se až do lomu zvyšuje, jmenovité napětí v úseku  $MU$  klesá.

Reálněji popisují chování při tahové zkoušce *skutečné deformační diagramy*: skutečné napětí  $\bar{\sigma}$  - poměrné zúžení  $\psi$  nebo  $\bar{\sigma}$  - přirozená deformace  $\varphi$ . Platí

$$\bar{\sigma} = \sigma \cdot \frac{S_0}{S} \quad (3.20)$$

$$\psi = \frac{S_0 - S}{S_0} \quad (3.21)$$

kde  $S$ ,  $S_0$  je okamžitý a počáteční průřez zkušební tyče.

Pro  $\varphi$  platí rovnice (3.6). Skutečné napětí  $\bar{\sigma}$  je možno pro malé deformace vyjádřit z rovnice (3.20 a 3.21) jako

$$\bar{\sigma} = \frac{\sigma}{1 - \psi} \quad (3.22)$$

popřípadě úvahy o neměnnosti objemu deformované tyče

$$\bar{\sigma} = \sigma \cdot (1 + \varepsilon) \quad (3.23)$$

Porovnání smluvního deformačního diagramu s diagramy skutečnými je ukázáno na Obr. 54. V plastické oblasti lze závislost  $(\bar{\sigma} - \varphi)$  popsat vztahem

$$\bar{\sigma} = K \cdot \varphi^n \quad (3.24)$$

Součinitel zpevnění  $K$  a exponent zpevnění  $n$  charakterizující deformační zpevnění jsou pro vybrané materiály uvedeny v Tab. 5.

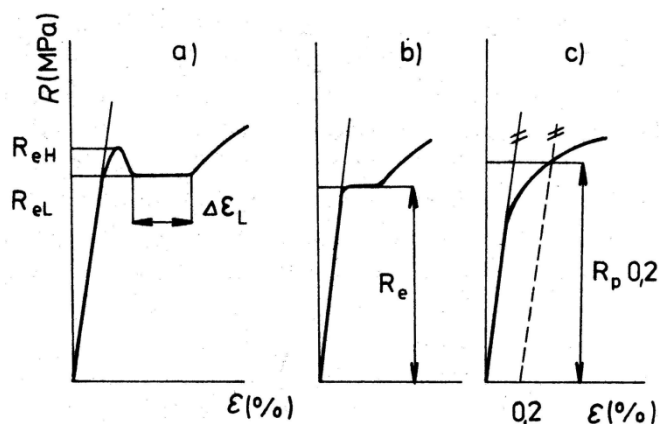
Měřítkem zpevňování je i směrnice úhlu  $\alpha$  v diagramu  $(\bar{\sigma} - \psi)$ .

**Tab. 5 Charakteristiky zpevňovacích křivek některých materiálů**

<b>Materiál (zpracování)</b>	<b>Mez kluzu (MPa)</b>	<b>K (MPa)</b>	<b>n (-)</b>
Nízkouhlíková ocel (normalizačně žíhaná)	210	500	0,28
Uhlíková ocel 0,6 %C (zušlechtěná)	520	1270	0,15
Austenitická ocel Cr18Ni9	590	1280	0,45
Měď (žíhaná)	60	320	0,54
Hliník (žíhaný)	40	180	0,20

*Mez kluzu.* Také u polykrystalu lze stanovit obdobu k rovnici (3.16) pro tahové napětí ke vzniku plastické deformace, vycházející z  $\tau_{kr}$ , monokrystalu a ze střední hodnoty  $\bar{m}$  orientačního faktoru souboru zrn (pro kovy s krychlovou mřížkou  $\bar{m} \approx 0,33$ ). Toto napětí však nemusí vyvolat spolehlivě měřitelnou makroplastickou deformaci

polykrystalu. Praktickým kritériem je *mez kluzu*, která se určuje z úseku tahového diagramu odpovídajícího začátku plastické deformace. Možné tvary této části deformačního diagramu jsou ukázány na Obr. 55.



Obr. 55 Tvary závislosti napětí – deformace v oblasti začátku plastické deformace a schéma stanovení meze kluzu, a), b) je výrazná mez kluzu, c) bez výrazné meze kluzu,  $\Delta\epsilon_L$  je Lüdersova deformace

V případě podle Obr. 55a (bývá u kovů s krychlovou prostorově středěnou mřížkou s intersticiálními příměsemi a zejména u nízkouhlíkové oceli) lze odečíst horní a dolní mez kluzu ( $R_{eH}$ ,  $R_{eL}$ ). V případě podle Obr. 55b (u slitin mědi) se odečte jedna hodnota  $R_e$ . Při plynulém průběhu zpevňovací křivky podle Obr. 55c, u kovů s krychlovou plošně středěnou mřížkou, zušlechťených ocelí, litin se stanoví mez kluzu jako napětí, které vede k určité velikosti plastické  $R_p$  nebo celkové  $R_t$  deformace.

Výrazná mez kluzu s následující deformací při prakticky stálém napětí (Lüdersova deformace Obr. 55a), přispívající k makroskopické nerovnoměrnosti deformace (Lüdersovy – Černovovy pásy), zhoršují kvalitu povrchu výtažků a výlisků. (Efekt lze potlačit přísadami, které váží C a N do stabilních sloučenin nebo malou plastickou deformací plechu krátce před vlastním tvářením.)

Důsledkem nerovnoměrného rozdělení deformace v polykrystalu jsou i zbytková elastická napětí. Při nové zatížení stejného (opačného) smyslu se odečtou (přičtou) od vnějšího zatížení (Bauchingerův jev). U ocelí a titanových slitin se může předchozí deformací ovlivnit mez kluzu až o 20 %.

### 3.3.2.1 Mechanizmy zpevnění polykrystalu

Vedle deformačního zpevnění, společného všem kovovým materiálům, uplatňuje se u polykrystalických materiálů zpevnění *hranicemi zrn*, které jsou neprůchodné pro dislokace. Dislokace se zde kupí, napětí potřebné k další deformaci se zvyšuje. Odpor roste s množstvím hranic v jednotce objemu kovu, tedy se zmenšujícím se zrnem. Pro polyedrické struktury toto zpevnění lze vyjádřit *Hallovým – Petchovým vztahem*

$$R_{eL} = \sigma_f + k \cdot d^{-\frac{1}{2}} \quad (3.25)$$

kde  $\sigma_f$  je třecí napětí pro pohyb dislokace mřížkou monokrystalu,  $k$  je součinitel vyjadřující působení napěťových polí nakupených dislokací,  $d$  je střední průměr zrna.

Hodnoty  $\sigma_f$  a  $k$  závisí na materiálu a podmínkách deformace.

Při dalších druzích zpevnění se uplatňují překážky pohybu dislokací (což je podstata všech způsobů zpevnění), které nelze vytvořit v čistých kovech. Jde o zpevnění legováním a zpevnění částicemi.

*Zpevnění legováním* je založeno na interakci dislokací s atomy příměsí v tuhém roztoku. Závisí na jejich koncentraci a velikosti vzhledem k atomům základní mřížky.

Zpevnění substitučními atomy  $\Delta\sigma_s$  lze vyjádřit vztahem

$$\Delta\sigma_s = \sum_i k_i \cdot X_i \quad (3.26)$$

kde  $k$  je součinitel charakterizující zpevňovací účinek příměsí,  $X$  je obsah příměsí (hm. %). Účinnost různých přísad je uvedena v Tab. 6.

Tab. 6 Součinitele charakterizující substituční zpevnění oceli

Prvek	$k$ (MPa)	Prvek	$k$ (MPa)	prvek	$k$ (MPa)
Al	60	Mn	50	Si	80
Be	420	Mo	22	Ti	100
Co	15	Ni	30	V	24
Cr	-10	P	350	W	23

*Zpevnění částicemi* vyjadřuje zvýšení napětí nezbytné k průchodu dislokace polem částic dalších fází. Jestliže částice vznikly rozpadem přesyceného tuhého roztoku, mluvíme o *precipitačním zpevnění*. U částic vnesených do matrice například postupy práškové metalurgie jde o *disperzní zpevnění*. Částice pro dislokaci neprůchodné se

označují jako tvrdé a zpevnění  $\Delta\sigma_p$  je nepřímo úměrné mezičásticové vzdálenosti. Při deformovatelných – měkkých částicích je úměrné jejich objemovému podílu v matici. V praxi se vzhledem ke komplexnosti metalurgických a technologických zásahů uplatní vždy několik druhů zpevnění najednou. Například precipitační zpevnění je vždy spojeno se zpevněním tuhého roztoku, kalení oceli vede k intersticiálnímu zpevnění přesycením tuhého roztoku a k zpevnění zjemněním strukturních útvarů apod. Výslednou mez kluzu je možno vyjádřit základním napětím  $\sigma_f$  zvětšeným o příspěvky dalších zpevnění ve tvaru obdobném vztahu (3.26)

$$R_e = \sigma_f + \sum_i \Delta\sigma_i \quad (3.27)$$

Konkrétní výpočty jsou vzhledem k náročnosti potřebných experimentálních měření ojedinelé, ukazují ale racionální cestu pro vývoj materiálu a optimalizaci technologií.

*Další činitelé ovlivňující deformační chování* jsou především rychlost deformace a teplota. Vliv rychlosti deformace popisuje vztah

$$\sigma \approx \dot{\varepsilon}^m \quad (3.28)$$

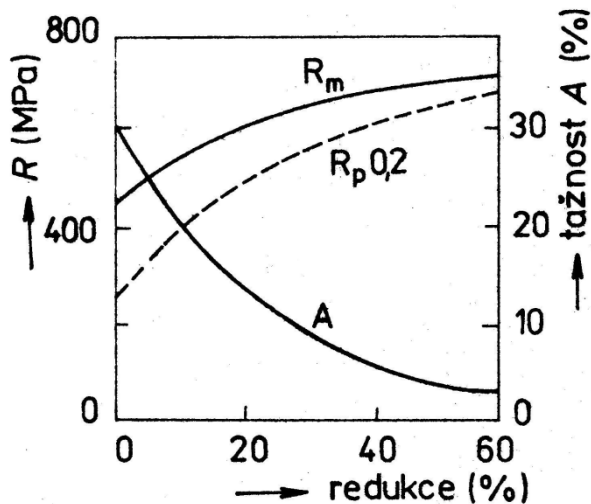
kde  $\dot{\varepsilon}$  je rychlost deformace a  $m$  vyjadřuje rychlostní citlivost napětí.

Za obvyklých podmínek je u většiny kovů  $m < 0,2$  a vliv rychlosti deformace se uplatní je v případech velkých rychlostí (např. při tváření výbuchem může mez kluzu dosáhnout pevnosti a kov se poruší křehce). U slitin s hodnotou  $m \approx 0,5$  však soustředěním plastické deformace v místě začínajícího zaškrcování tyče při zkoušce tahem se lokálně zvýší napětí potřebné k další deformaci. Zaškrcování nepokračuje a deformace se začne soustřeďovat do jiného místa, kde se však děj opakuje. Při velmi jemném zrně a teplotě okolo  $0,4T_T$  takový materiál v podstatě deformačně nezpevňuje a dosahuje tažnosti 100 až 1000 % místo desítek procent. Jev se nazývá **superplasticita** a příslušné slitiny (některé slitiny zinku, hliníku, titanu, některé korozivzdorné oceli) superplastickými. Teplota deformace se projevuje zmenšením teplotně závislé složky  $\tau_{kr}$  a uplatněním tepelně aktivovaných pochodů, díky jimž se deformace stává časově závislou.

*Charakteristika deformačně zpevněného kovu.* Deformační zpevnění se projeví zvětšením meze kluzu, pevnosti a tvrdosti a zmenšením tažnosti, kontrakce a houževnatosti. Protože mez kluzu roste s deformací rychleji než pevnost, blíží se



poměr  $\frac{R_e}{R_m}$  se zvětšující se deformací k hodnotě 1. Tažnost zároveň klesá téměř na nulu a kov se při další deformaci porušuje. Charakter těchto změn je zřejmý z Obr. 56. Deformačním zpevněním je možno zvětšit zhruba dvojnásobně, mez kluzu troj – až šestinásobně (podle výchozího poměru  $\frac{R_e}{R_m}$ ). Uplatňuje se zejména u neželezných kovů a u některých uhlíkových ocelí.



Obr. 56 Změny vlastností nízkouhlíkové oceli při deformačním zpevněování v závislosti na redukci tloušťky válcování za studena

V závislosti na deformaci za studena se mění i některé fyzikální a chemické vlastnosti kovu. Zvětšuje se elektrický odpor a koercitivní síla, zmenšuje se permeabilita. Deformačně zpevněný kov je méně ušlechtilý než nezpevněný (méně odolává korozi).

Plastickou deformací za studena se ovlivní i struktura kovu. Původně rovnoosá zrna se protahují ve směru tváření, sjednocuje se jejich dosud nahodilá krystalografická orientace a vzniká deformační textura. Textura je spojena většinou s nežádoucí anizotropií vlastností. Nelze ji zcela odstranit ani následným tepelným zpracováním (viz. rekrytalizační textura), je však ji možno potlačit úpravou tvářecího pochodu (např. střídáním směru válcování u plechů).

Prvotní příčinou změn vlastností deformačně zpevněného kovu proti nezpevněnému je uložená deformační energie. Označujeme tak část z energie, vynaložené na plastickou deformaci, která zůstala v zpevněném kovu především ve formě nových mřížkových poruch a zvýšila jeho volnou entalpii. Tvářením za studena roste hustota

dislokací až o několik řádů a vznikají dislokační sítě, popřípadě tvářecí buňky (úseky poměrně dokonalé mřížky ohraničené zesíťováním dislokací). Rovněž se o řády zvyšuje hustota bodových poruch.

### **3.4 Odpevňovací pochody v kovech**

Deformovaný materiál je v nestabilním stavu. To znamená, že zvýšením teploty budou v materiálu probíhat děje směřující k rovnovážnému stavu. Protože výsledkem deformace za nízkých teplot je zpevnění, mluvíme o dějích probíhajících za zvýšených teplot jako o dějích odpevňovacích.

Zvýšení koncentrace bodových poruch má poměrně malý vliv na zvýšení mechanických vlastností. Proto ani děje, kterými se koncentrace bodových poruch snižuje, nebudou výrazně ovlivňovat mechanické vlastnosti. Čárové poruchy (dislokace) mají na zpevnění při plastické deformaci rozhodující vliv. Proto zmenšení jejich hustoty nebo změna uspořádání se přímo projeví na úrovni mechanických vlastností. Změna velikosti zrna potom vyvolá menší změnu mechanických vlastností.

Děje probíhající při zvýšených teplotách u materiálů za studena tvářených lze rozdělit do dvou skupin:

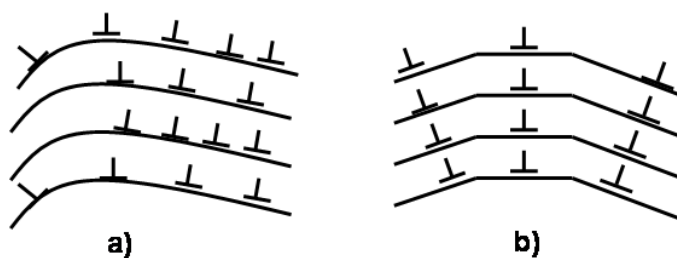
1. **zotavení** - což je odstranění nadbytečných bodových poruch až k hodnotám blízkým rovnovážné koncentraci, při tom se může částečně snížit hustota dislokací a změnit jejich uspořádání.
2. **rekrytalizace** - což je vznik nových zrn v původní matici deformovaného materiálu spojený s podstatným snížením hustoty dislokací,

#### **3.4.1 Zotavení**

Zotavování bodových poruch zpravidla nevede k odpevnění, může však být spojeno se změnami fyzikálních vlastností. Zotavování bodových poruch může probíhat anihilací vakancí (vakance si vymění místo se sousedním atomem), redistribucí vakancí a divakancí (vznik bivakancí a jednotlivých vakancí), rekombinace vakancí a intersticiálů (setkání vakance a intersticiálu - anihilace).

Zotavení dislokační substruktury a polygonizace probíhá za teplot vyšších než je nutné pro zotavení bodových poruch (asi  $0,25 T_f$ ), ale nižších než je nutné pro

rekrytalizaci (asi  $0,35 T_f$ ). V tomto procesu probíhá snížení hustoty dislokací a jejich změna uspořádání. Tyto změny zahrnujeme do zotavení, ale na rozdíl od zotavení bodových poruch, mohou být spojeny s určitými změnami mechanických vlastností, i když makrostruktura a mikrostruktura se nemění. Změny se však týkají objemů uvnitř tvářených zrn, zejména buněk vzniklých při deformaci, proto je souhrnně označujeme za změny substruktury. Při zotavení dislokační substruktury je důležitá anihilace dislokačních dipólů s malou vzdáleností dislokací s rozdílným znaménkem. Mnohem větší význam než je anihilace má jev označený jako **polygonizace**, při němž vzniká typická substruktura (Obr. 57).



**Obr. 57 Schématická představa polygonizace. a) náhodné uspořádání hranových dislokací, b) - vznik nových buněk uspořádáním hranových dislokací do řad nad sebou**

Při ohřevu dislokace nemající stejné znaménko vymizí a dislokace se stejným znaménkem se seskupí do polygonizačních stěn. Základním pohybem dislokace při polygonizaci je šplhání, které je řízeno pohybem vakancí k dislokacím či vznikem skoků na dislokacích.

### 3.4.2 Statická rekrytalizace čistých kovů

Primární rekrytalizace bývá nejčastěji definována jako nahrazení deformovaných zrn souborem nových zrn bez deformace, oddělených novými hranicemi s velkým úhlem.

Průběh rekrytalizace bývá srovnáván s průběhem některých fázových transformací, protože děj zahrnuje nukleaci a růst zrn. Hnací silou při primární rekrytalizaci je uložená energie po deformaci, téměř výlučně obsažená v napěťových polích kolem dislokací, vzniklých při plastické deformaci. Vedle uložené energie působí na hnací síly např. energie hranic zrn, povrchová energie, magnetické pole, energetický zisk při fázové transformaci, ale i brzdící účinky jako zakřivení hranice, inkluze a jiné částice druhé fáze, atomy příměsí apod.

### **3.4.3 Statická rekrytalizace slitin**

Rekrytalizace v jednofázových slitinách je přítomností cizích atomů v krystalické mřížce základního kovu zpomalována tj. při stejné teplotě vede přítomnost nečistot k prodloužení doby potřebné k ukončení děje a při plynulém ohřevu ke zvýšení teploty počátku rekrytalizace. Vliv jednotlivých kovů v základní mřížce je rozdílný, např. železo v hliníku brzdí rekrytalizaci více než stejná koncentrace mědi či křemíku v hliníku.

### **3.4.4 Rekrytalizace a precipitace**

V technických slitinách je koncentrace přísad obvykle tak vysoká, že se vylučují ve formě druhé fáze. Lepší mechanické vlastnosti u většiny precipitačně vytvrditelných systémů, proti čistým kovům, vedly k širokému uplatnění těchto materiálů.

Rekrytalizace je ovlivňována typem, rozdělením a objemovým podílem vyloučené fáze. Proto je rozhodující, zda k precipitaci dochází před rekrytalizací nebo až po rekrytalizaci. Vyloučené částice brání novému rozdělení dislokací a znesnadňují migraci hranic zrn, což znamená, že zotavení dislokační struktury i rekrytalizace probíhají obtížněji. Výjimku tvoří případ, kdy precipitace probíhá po rekrytalizaci - oba děje pak nejsou vzájemně ovlivněny.

### **3.4.5 Slitiny disperzně zpevněné těžkotavitelnými částicemi**

Precipitačně vytvrzeným slitinám se vlastnostmi a strukturou podobají slitiny disperzně zpevněné těžkotavitelnými částicemi. Tyto materiály jsou připravované vnitřní oxidací, spékáním nebo legováním v průběhu tavby. Podle chování při deformaci můžeme charakterizovat dvě základní skupiny:

1. částice jsou plastické a deformují se současně se základním kovem či slitinou,
2. částice nemohou být plasticky deformovány.

Rekrytalizace nastává obvykle za vysokých teplot a vede k výraznému poklesu žárupevnosti.

### **3.4.6 Rekrytalizace dvoufázových slitin**

Dvoufázové slitiny můžeme rozlišit na tři základní morfologická uspořádání:

1. Zrna obou fází jsou náhodně střídána - objemové podíly jsou zhruba stejné a podobným způsobem deformovatelné. Mechanické vlastnosti fází však mohou být rozdílné. Nejznámějšími jsou mosazi ( $\alpha+\beta$ ) a feriticko-austenitické oceli Fe-Ni, Fe-Cr-Ni ( $\alpha+\gamma$ ). Rekrytalizace probíhá nezávisle.
2. Zrna jedné fáze tvoří obálky fáze druhé,
3. Druhá fáze se systematicky vylučuje v místech styku tří zrn základního kovu.

U soustav kde není splněna podmínka deformovatelnosti obou fází (ferit-cementit) probíhá rekrytalizace pouze v jedné fázi.

### 3.4.7 Sekundární rekrytalizace

Při dlouhodobém žhání za vyšších teplot se může primární rekrytalizací zrno zvětšovat rovnoměrně nebo se mohou náhle zvětšovat jen zrna vybraná. Na primárním růstu se podílejí všechna zrna, sekundární rekrytalizace se týká jen zrn vybraných, jejichž zvětšení je významné a vytváří rozdíly proti sousedním zrnům. Hybnou silou v obou případech je zmenšení povrchové energie hranic zrn. Charakteristika sekundární rekrytalizace je potom:

- velká zrna vzniklá sekundární rekrytalizací se objevují jako výsledek růstu vybraných zrn původní struktury a bez zvláštní etapy nukleace,
- začátek sekundární rekrytalizace je velmi pomalý a před tím existuje významná inkubační perioda - prodleva,
- struktura tvořená sekundární rekrytalizací obvykle vykazuje texturu odlišnou od primární textury,
- sekundární rekrytalizace probíhá nad určitou teplotou.

### 3.4.8 Dynamické odpevnění

Pokud sledujeme odpevnovací děje po předchozí deformaci za studena, tedy děje, které probíhaly bez působení vnějších sil, můžeme je označovat jako statické. Často však odpevnovací děje probíhají za působení vnějších sil vyvolávající plastickou deformaci. Za tepla, zpevnování a odpevnování, je určováno podmínkami deformace, teplotou, velikostí a rychlostí deformace, ale i typem materiálu. Podle

rychlosti a velikosti deformace můžeme rozlišit dvě hlavní skupiny deformací za tepla - tečení (creep) a tváření za tepla.

### **3.5 Rozvoj porušení a lom**

Někdy, přestože konstruktér zahrne do výpočtu podmínky, které zaručují, že napětí v materiálu konstrukce během provozu nedosáhne podmínek vzniku plastické deformace, dojde k havárii konstrukce katastrofickým (nestabilním) lomem. Obecně příčinou těchto havárií – jedná se zpravidla o rozměrné ocelové konstrukce, jako jsou svařované lodě, mosty, plynová potrubí, tlakové nádoby apod. – je přítomnost defektů, jež vznikají v okolí svarů. Nestabilní lom je způsoben šířením trhlin (rychlostí blízkou rychlosti zvuku v daném materiálu) jež vznikají v bezprostřední blízkosti defektů. Častý výskyt takovýchto havárií v období po druhé světové válce vedl ke vzniku vědního oboru lomové mechaniky a v oblasti materiálového výzkumu byla zavedena nová materiálová charakteristika lomová houževnatost.

#### **3.5.1 Lomový proces**

Šířením trhliny dochází v původně celistvém materiálu k vytváření nových volných povrchů, tj. lomových ploch. Lom je proces časově i prostorově nehomogenní. Skládá se ze dvou základních etap – z etapy iniciace, probíhající ve větším nebo menším počtu lokalizovaných oblastí, a z etapy šíření a propojování jednotlivých dílčích diskontinuit.

#### **3.5.2 Houževnatost materiálu**

Z inženýrského hlediska je významnou vlastností konstrukčních materiálů jejich **houževnatost**, kterou lze obecně definovat jako schopnost absorpce energie. K absorpci energie dochází v zatíženém tělese jak v etapě předcházející porušování, tak v průběhu vlastního lomového procesu. Z hlediska lomové mechaniky houževnatost materiálu úzce souvisí zejména se schopností plastické deformace, která je dána pohyblivostí dislokací. Klesá-li tato pohyblivost (např. nahromaděním dislokací na překážce, snížením teploty atd.), klesá schopnost plastické deformace a tedy i schopnost absorpce energie – houževnatost materiálu se snižuje.

Houževnatost konstrukční slitiny je mimo jiné ovlivněna rovněž typem krystalové mřížky základního kovu (např. austenitické oceli s krychlovou plošně středěnou

mřížkou jsou houževnatější než feritické oceli s krychlovou prostorově středěnou mřížkou) a přítomností intersticiálních či substitučních atomů v této mřížce (příkladem může být změna houževnatosti v průběhu deformačního či disperzního vytvrzování).

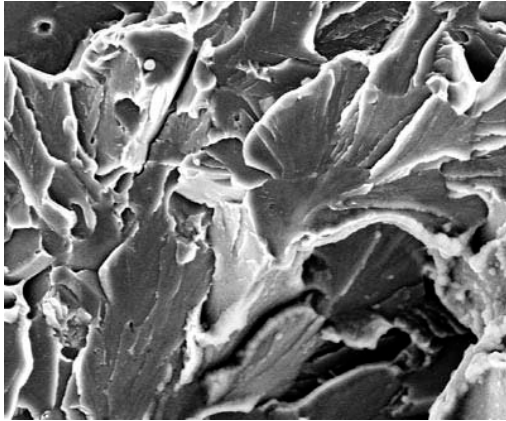
Houževnatost materiálu ovlivňuje do značné míry lomový proces a tedy i charakter lomové plochy porušeného tělesa. Je-li houževnatost materiálu malá, jde o lom křehký, provázený relativně malou plastickou deformací, zatímco u materiálů s velkou houževnatostí jde o lom houževnatý, charakterizovaný plastickou deformací většího rozsahu.

Členění lomů na lomy křehké a houževnaté je založeno na hledisku energetické náročnosti. Postačuje-li k lomu relativně malé množství energie, jde o lom křehký. Druhým extrémním případem je lom houževnatý. Charakter mikromechanismu porušování se bere v úvahu při klasifikaci lomů z hlediska fraktografického. Každému mikromechanismu porušování odpovídá určitý soubor mikrofraktografických znaků. Podle jejich charakteru pak lomy dělíme na **štěpné** a **tvárné**, na transkrystalické a interkrystalické.

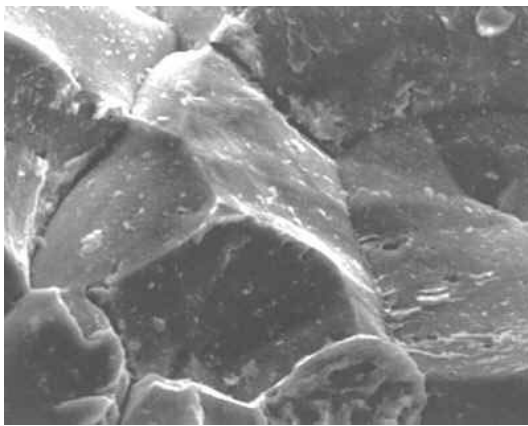
### 3.5.3 Křehký lom

Z fraktografického hlediska je typickým představitelem křehkého lomu štěpný transkrystalický lom, který je charakterizován především porušováním meziatomových vazeb podél určitých význačných krystalografických rovin. Důsledkem tohoto lomového procesu je téměř rovinný a relativně hladký lom jednotlivých zrn v polykrystalickém kovu. Poněvadž sousední zrna mají odlišnou krystalografickou orientaci, liší se i orientace štěpných faset v jednotlivých zrnech. Při přechodu trhliny z jednoho zrna do druhého dochází na jejich hranici k reiniciaci, která se na lomové ploše projeví tzv. říčkováním (Obr. 58). Ploché fasety odpovídají jednotlivým štěpně porušeným zrnům, dodávají lomu z hlediska makroskopického hlediska jasný, lesklý vzhled.

Jiným příkladem křehkého lomu je štěpný interkrystalický lom (interkrystalická dekoheze), při kterém trhlina sleduje hranice zrn (Obr. 59).



Obr. 58 Transkrystalický štěpný lom



Obr. 59 Interkrystalický štěpný lom

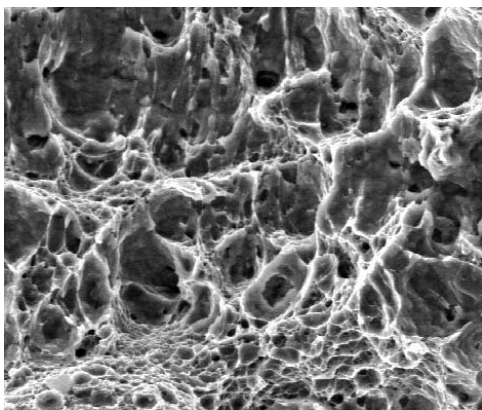
### 3.5.4 Houževnatý lom

Houževnatý (z fraktografického hlediska tvárný) lom vzniká působením mechanismů nukleace, růstu a koalescence (propojování) mikroporuch, vznikajících na částicích sekundárních fází (inkluze, precipitáty) obsažených v základní matici.

Deformační charakteristiky těchto částic jsou odlišné od deformačních charakteristik okolní matrice – tyto částice mívají obvykle mnohem nižší houževnatost než matrice. Dojde-li v okolí částic k výraznému toku matrice, částice ztrácejí koherenci s maticí nebo praskají. Důsledkem je vytváření mikroporuch materiálu, které postupně rostou. Tvárné můstky matrice mezi jednotlivými poruchami se zužují, až dochází k jejich stoprocentní kontrakci, jednotlivé poruchy se spojují a dochází k závěrečnému, makroskopicky pozorovatelnému lomu tělesa. Působení uvedených mechanismů dodává tvárným lomům charakteristický vzhled – z makroskopického hlediska jsou matné, při mikroskopickém pozorování zjistíme, že lomová plocha je tvořena tzv. tvárnými důlky, které vznikly koalescencí mikroporuch, iniciovaných na jednotlivých



částicích sekundární fáze. Tyto částice lze při mikrofraktografické analýze v některých případech nalézt uvnitř důlků. Obdobně jako u lomu štěpného rozeznáváme tvárný lom transkrystalický (Obr. 60) a interkrystalický. Na rozdíl od štěpení však tvárný lom nemůže nastat bez významné plastické deformace. Mechanismus výsledné separace je přímým důsledkem pohybu dislokací a skluzových posuvů, nezbytných pro růst a koalescenci mikroporuch. K tomu, aby nastala tvárná separace materiálu, je tedy třeba určité plastické deformace. Tato plastická deformace však může být omezena pouze na malý objem materiálu, těsně přilehlý k čelu šířící se trhliny. Z makroskopického hlediska dochází v těchto případech k relativně malé plastické deformaci, vyžadující dodání pouze malé energie. Lomová plocha je pak relativně rovná a přibližně kolmá ke směru maximálního tahového napětí. Lomy uvedeného typu (vyskytující se např. u konstrukčních slitin s vysokou pevností a nízkou houževnatostí) lze z praktického hlediska považovat za křehké, přestože mikromechanismus porušování má tvárný charakter. Z tohoto důvodu se odlišuje členění lomů z hlediska lomové mechaniky od členění fraktografického.



**Obr. 60 Transkrystalický tvárný lom**

Pravděpodobnost vzniku křehkého lomu roste s klesající teplotou a s rostoucí rychlostí zatěžování (resp. rychlostí deformace). Ke vzniku křehkého lomu přispívá rovněž vliv agresivního prostředí (voda, kyseliny atd.), radiační poškození apod. U kovů, které mají schopnost se porušovat jak štěpením, tak tvárným mechanismem, je přechod mezi těmito mechanismy závislý i na stavu napjatosti, neboť štěpný lom je řízen maximální tahovou složkou napětí, zatímco tvárný lom obvykle závisí na maximální smykové složce. Blíží-li se stav napjatosti podmínkám hydrostatické napjatosti, kdy  $\sigma_x = \sigma_y = \sigma_z$  a smykové napětí je nulové, roste pravděpodobnost, že za

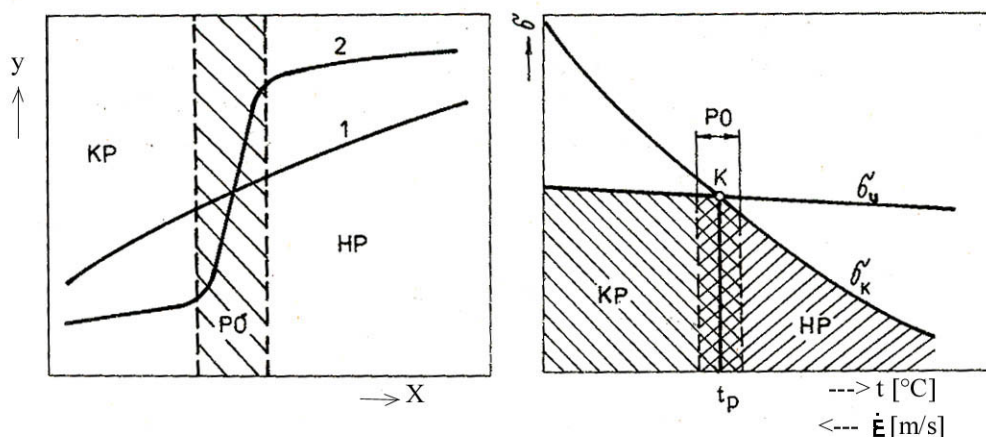
daných podmínek (materiálových, teplotních, deformačních apod.) dojde ke štěpení. Roste-li naopak vliv smyku, tj. plastické deformace podél rovin atomů, které mají vůči smyku nízký odpor, nastává v rostoucí míře lom tvárný a makroskopický vzhled lomu se mění – lom přechází z roviny kolmé na směr hlavního tahového napětí do roviny šikmé, svírající se směrem tahového napětí úhel přibližně 45°.

### 3.5.5 Přechodový jev

Způsob porušení materiálu není jen jeho vnitřní vlastností, ale je výsledkem působení různých faktorů. Tentýž materiál se může porušit houževnatě nebo křehce v závislosti na podmínkách během zatěžování.

Vlastnost charakterizující porušení  $y$  (např. velikost plastické deformace, podíl tvárného lomu, množství energie potřebné k porušení) se může měnit plynule při změně faktorů procesu porušení  $x$  (*křivka 1*, Obr. 61), jako je tomu u kovů a slitin s krychlovou plošně středěnou mřížkou (hliník, měď, austenitické oceli), nebo se šesterečnou těsně uspořádanou mřížkou (hořčík, kadmium apod.). Může se však uskutečnit i prudkým přechodem z křehkého do houževnatého stavu (*křivka 2*, Obr. 61), jako je tomu u kovů s krychlovou tělesně středěnou mřížkou (zvláště uhlíkové, nízko a středně legované oceli, titan, chrom, molybden apod.).

Nevýznamnějšími faktory porušení jsou okamžitá teplota  $T$  a rychlost deformace  $\varepsilon$ . Ve smyslu klasických představ (Ludwik, Joffe) je možno předpokládat, že lomová pevnost  $\sigma_u$  se významněji nemění při změnách  $T$ ,  $\varepsilon$ , kdežto mez kluzu materiálu je velmi citlivá na jejich změny, zejména pro materiály s krychlovou tělesně středěnou mřížkou (Obr. 61). Při poklesu teploty mírně klesá  $\sigma_u$ , neboť roste velikost  $\gamma_{ef}$ . V podmínkách zatěžování odpovídajících levé oblasti diagramu ( $KP$ ) se bude materiál porušovat křehkým způsobem, v podmínkách zatěžování odpovídajících pravé oblasti ( $HP$ ) se bude porušovat houževnatým způsobem. V bodě  $K$  jsou reálné oba druhy porušování. Při teplotní závislosti změn charakteru porušení se teplota odpovídající bodu  $K$  označuje jako teplota přechodu z křehkého k houževnatému porušení  $t_p$ . V okolí bodu  $K$  je oblast, kde se pozoruje smíšený charakter porušení na lomové ploše, proto se tato oblast označuje jako přechodová oblast ( $PO$  - na Obr. 61).



Obr. 61 Vlevo: Plynulý (1) a prudký (2) přechod porušení křehkého (KP) k houževnatému (HP) s přechodovou oblastí (PO) pro případ (2); vpravo: Závislost meze kluzu a lomového napětí na teplotě a rychlosti deformace

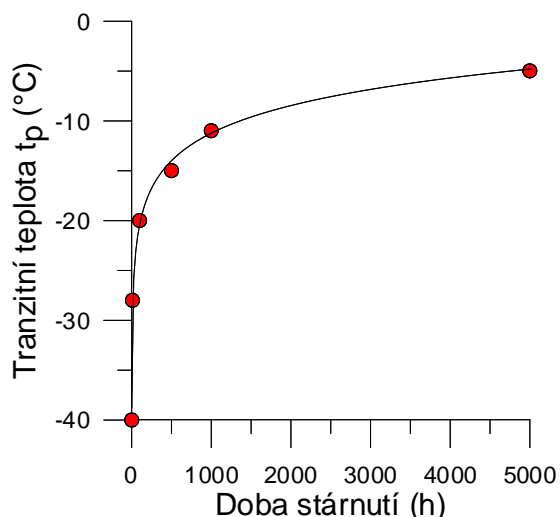
### 3.5.5.1 Faktory ovlivňující přechodovou teplotu

Mimo účinky teploty, rychlosti deformace, rozměru zrna a způsobu zatěžování má na teplotu přechodu vliv řada dalších faktorů. Zvýšení koncentrace napětí v tělese, víceosá napjatost, tloušťka tělesa, stárnutí, precipitační i deformační zpevnění posouvají tranzitní teplotu k vyšším teplotám.

Chemické složení a tepelné zpracování ovlivňuje tranzitní teplotu rozdílně v závislosti na druhu přísadových prvků a způsobu tepelného zpracování. Zvýšený obsah uhlíku v nelegovaných ocelích vyvolá zvýšení tranzitní teploty za současného poklesu maximální dosahované houževnatosti. Tepelné zpracování oceli ovlivňuje vyloučení cementitu a v konečném důsledku se projeví změnou tranzitní teploty. Čistota rovněž ovlivňuje teplotu přechodu, např. segregace fosforu a kyslíku napomáhá k interkrystalickému křehkému porušení a zvyšuje teplotu přechodu.

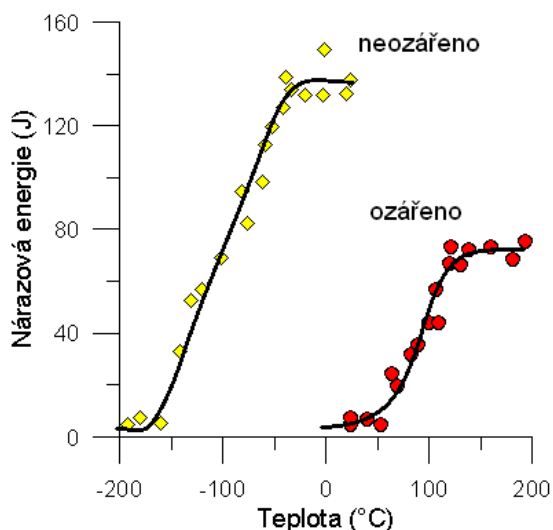
Legování uhlíkových ocelí přísadovými prvky může mít rozdílný účinek, neboť výsledný efekt je ovlivňován tepelným zpracováním.

Stárnutí vyvolané deformací nebo teplotou se projeví významným zvýšením  $t_p$  (Obr. 62). Jev je obzvláště významný v nízkouhlíkových (asi do 0,4 %C) a nízkolegovaných neuklidněných ocelích. Přechodová teplota oceli, která byla vystavena dlouhodobě teplotě 200 až 300 °C, může vystoupit z původních záporných hodnot až nad 100 °C.



**Obr. 62 Průběh tranzitních teplot  $t_{p27J}$  (tranzitní teplota zjištěna jako energetické kritérium 27 J) závislosti na době stárnutí při teplotě 100 °C, nízkouhlíková ocel (0,05 %C)**

Energie záření může, podobně jako jiné formy energie, ovlivnit stav atomů látky, na kterou záření dopadá a změnit některé její vlastnosti. Radiační záření významně ovlivňuje tranzitní teplotu (Obr. 63). Proč se tomu děje vysvětlují interakce mezi zářením a elektrony nebo jádry atomu, vznik bodových poruch a jaderná transmutace.



**Obr. 63 Vliv radiačního záření na tranzitní chování oceli legované 6 % niklu**

### 3.5.6 Energetická kritéria vzniku lomu

Vznik lomu v ideálně křehkém materiálu předpokládá porušení meziatomových vazeb a změnu energie napjatosti. Současně však vzniká volný povrch s měrnou energií  $\gamma_s$ .

Podle Orowana musí být v okamžiku lomu ideálně křehkého krystalu energie pružné deformace  $W_e$  uložená v krystalu v rovnováze s energií spojenou s existencí volného povrchu  $W_s$ . Energie pružné deformace je úměrná práci vykonané proti přitažlivým silám atomů dvou, vnějším napětím  $\sigma$  oddalovaných krystalografických rovin, které jsou ve vzdálenosti  $a$ . Potom

$$W_e = \frac{a \cdot \sigma^2}{E} \quad (3.29)$$

při vzniku lomu se vytvářejí dva nové povrchy s měrnou povrchovou energií  $\gamma_s$ , a tedy  $W_s = 2 \cdot \gamma_s$ . Z rovnováhy  $W_e = W_s$  plyne

$$\frac{a \cdot \sigma^2}{E} = 2 \cdot \gamma_s \quad (3.30)$$

pro okamžik lomu platí, že  $\sigma = \sigma_{ut}$

$$\sigma_{ut} = \left( \frac{E \cdot \gamma_s}{a} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.31)$$

Griffithovo řešení je založeno na předpokladu, že v materiálu existují předem dané, inherentní mikrotrhliny, jako jsou póry vhodného tvaru nebo vměstky s rozměrem  $2c$ , které se chovají jako necelistvosti materiálu. V kořeni mikrotrhliny dochází ke koncentraci napětí. Po dosažení hodnoty  $\sigma_u$  se poruší vazby atomů a trhlina se šíří při současném vzniku nových volných povrchů. Teoretické lomové pevnosti se tedy dosahuje jen v kořeni mikrotrhlin, a proto kritické napětí pro šíření trhliny do lomu  $\sigma_{kr}$  bude nižší než je teoretická lomová pevnost  $\sigma_u$ . Napětí potřebné pro šíření trhliny je určeno rovnicí

$$\sigma_{kr} = \left( \frac{2 \cdot E \cdot \gamma_s}{\pi \cdot (1 - \mu^2) \cdot c} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.32)$$

Tento Griffithův vztah poměrně dobře určuje podmínky pro šíření křehkých lomů v křehkých materiálech, např. skleněných vláknech. Označuje se jako energetické kritérium šíření křehkého lomu.

Koncentrace napětí v kořeni eliptické trhliny s délkou  $2c$ , je podle Inglishe určena rovnicí

$$\sigma_{\max} = 2 \cdot \sigma \cdot \left(\frac{c}{r}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.33)$$

pro rozvoj lomu musí platit, že  $\sigma_{\max} = \sigma_{ut}$ , přičemž nejostřejší vrub může mít poloměr zakřivení roven parametru mřížky  $a$ , tedy  $r = a$ . Po dosazení do rovnice se získá

$$2 \cdot \sigma \cdot \left(\frac{c}{a}\right)^{\frac{1}{2}} = \left(\frac{E \cdot \gamma_s}{a}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.34)$$

Přivedené napětí  $\sigma$  má potom hodnotu kritického napětí  $\sigma_{kr}$  potřebného pro samovolné šíření trhliny do křehkého lomu tehdy, když

$$\sigma_{kr} = \left(\frac{E \cdot \gamma_s}{4 \cdot c}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.35)$$

Tato rovnice je Orowanovou modifikací Griffithova kritéria křehkého lomu.

Experimenty potvrdily, že i při šíření křehkého porušení se uskutečňuje místní plastická deformace, což Griffithovo ani Orowanovo kritérium nezapočítává. Feldbeck a Orowan doplnili původní kritéria o plastickou povrchovou energii  $W_p$ .

Když se upraví

$$W_e = \left(\frac{1 - \mu^2}{E} \cdot \pi \cdot c^2 \cdot \sigma^2\right) \quad (3.36)$$

na  $W_e'$ , tj. o přírůstek energie spojený s uvolňováním lokálně koncentrovaných napětí a když  $W_s = 4 \cdot \gamma_s \cdot c$ , potom

$$\Delta G = W_e' - W_s - W_p \quad (3.37)$$

Zpřesnění zavedením  $W_p$  se projeví ve zvýšení hodnoty výsledného kritického napětí  $\sigma_{kr}$ . Započítání všech procesů spojených se vznikem a šířením trhlín je možno uskutečnit zavedením pojmu měrné efektivní povrchové energie  $\gamma_{ef} = \gamma_s + \gamma_p$ . Potom

$$\sigma_{kr} = \left( \frac{2 \cdot E \cdot \gamma_{ef}}{(1 - \mu^2) \cdot c} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.38)$$

Při šíření trhlin mají významnou úlohu hranice zrna, zejména při velké dezorientaci sousedních zrn. Trhlina se může na hranici zrna zastavit nebo ji překonává za vzniku vysokého stupně, který vyrovnává rozdíl mezi rovinami štěpení. Při zastavení trhliny na hranici zrna její šíření pokračuje až po vzniku nového zárodku trhliny v sousedním zrně. Diskontinuální šíření trhliny je doprovázeno tím, že se hodnota  $\gamma_{ef}$  zvýší až o jeden řád. Když hranice zrna účinkuje jako významná bariéra proti rozvoji křehké trhliny, potom kritické napětí pro přechod trhliny přes hranici zrna  $\sigma_h$  je určeno rovnicí

$$\sigma_h = \left( \frac{E \cdot \gamma_{ef}}{d_z} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (3.39)$$

kde  $d_z$  je rozměr zrna.

### 3.5.7 Griffithovo kritérium stability trhliny

Griffith odvodil kritérium pro nekonečně velké těleso s centrální trhlinou eliptického tvaru délky  $2a$ . Toto těleso bylo zatíženo tahovým napětím. Dalšími předpoklady byly nulové posuvy konců tělesa a dokonale křehký materiál typu skla. Nebral v úvahu kinetickou energii ani tepelnou energii trhliny. Z uvedených podmínek vyplývá, že disipační energie trhliny  $W_\gamma$  je tvořena pouze povrchovou energií

$$W_\gamma = \frac{2 \cdot \gamma_0 \cdot S}{B} \quad (3.40)$$

kde  $S=B \cdot a$

$$W_\gamma = 2 \cdot \gamma_0 \cdot a \quad (3.41)$$

Z Griffithových předpokladů ( $dA/da = 0$ ) vyplývá hnací síla trhliny

$$G_I = -\frac{dU}{da} \quad (3.42)$$

a odpor proti šíření trhliny

$$R = 2 \cdot \gamma_0 \quad (3.43)$$

Velikost elastické deformační energie tělesa s trhlinou  $U$  lze vyjádřit pomocí rozdílu

$$U = U_0 - U_a \quad (3.44)$$

kde  $U_0$  je elastická deformační energie tělesa bez trhliny za stejných okrajových podmínek a  $U_a$  označuje úbytek elastické energie tělesa v důsledku existence trhliny délky  $a$ . Závislost  $U=U(a)$  se stanovila na základě řešení pole napětí a posuvů v okolí centrální trhliny v nekonečném tělese. Ve stavu rovinné deformace a rovinné napjatosti elastická deformační energie tělesa  $U_a$  roste s druhou mocninou délky trhliny  $a$ . Ze vztahů (3.42 a 3.44) vyplývá

$$G_I = -\frac{dU}{da} = -\frac{d}{da}(U_0 - U_a) = \frac{dU_a}{da} = \lim_{\Delta a \rightarrow 0} \frac{\Delta U_a}{\Delta a} \quad (3.45)$$

tj. po dosazení

$$G_I = \frac{1-\nu^2}{E} \cdot \pi \cdot \sigma^2 \cdot a \quad \text{pro stav rovinné deformace} \quad (3.46)$$

$$G_I = \frac{1}{E} \cdot \pi \cdot \sigma^2 \cdot a \quad \text{pro stav rovinné napjatosti} \quad (3.47)$$

a celková energie tělesa je

$$W_v = U_0 - U_a + 2 \cdot \gamma_0 \cdot a \quad (3.48)$$

### 3.5.8 Hnací síla trhliny

#### Celková energetická bilance

Celkovou energetickou bilanci tělesa s trhlinou, zatíženého vnějšími silami, lze vyjádřit pomocí obecného vztahu

$$W_v = -A + U + W_\gamma \quad (3.49)$$

kde  $W_v$  - celková volná energie tělesa,

$A$  - práce vnějších sil působících na těleso,

$U$  - deformační elastická energie tělesa,

$W_\gamma$  - potenciální energie trhliny, kterou lze vyjádřit ve tvaru

$$W_\gamma = \frac{\gamma \cdot S}{B} \quad (3.50)$$

kde  $\gamma$  - specifická energie trhliny,



$S$  - velikost lomové plochy, vytvořené šířící se trhlinou,

$B$  - tloušťka tělesa.

Specifická energie trhliny  $\gamma$  se obecně skládá z několika složek

$$\gamma = 2 \cdot \gamma_o + \gamma_{pl} + \gamma_t + \gamma_k \quad (3.51)$$

kde

$\gamma_o$  - specifická potenciální povrchová energie trhliny,

$\gamma_{pl}$  - specifická potenciální energie oblastí v nejbližším okolí trhliny (zahrnuje zejména vliv plastické deformace),

$\gamma_t$  - specifické teplo uvolněné v oblasti čela trhliny,

$\gamma_k$  - specifická kinetická energie oblastí v nejbližším okolí trhliny (promění se v teplo), resp. kinetická energie jednotlivých částí tělesa v konečné fázi lomu.

Dosáhne-li celková volná energie tělesa s trhlinou svého maxima, dochází ke ztrátě stability trhliny. Podmínku nestability trhliny lze tedy vyjádřit ve tvaru diferenciální rovnice

$$\frac{dW_v}{da} = \frac{d}{da} \cdot (-A + U + W_\gamma) = 0 \quad (3.52)$$

kteřou lze přepsat do tvaru

$$\frac{d}{da} \cdot (A - U) = \frac{dW_\gamma}{da} \quad (3.53)$$

pravá strana této rovnice je

$$R = \frac{dW_\gamma}{da} \quad (3.54)$$

a charakterizuje lomovou houževnatost materiálu a představuje odpor tělesa vůči šíření trhliny, tj. energii, kterou je třeba dodat k vytvoření lomové plochy jednotkové velikosti. Potřebná energie je dodávána prací vnějších sil  $A$  nebo částí elastické deformační energie  $U$ , uvolňované při šíření trhliny. Veličina

$$G = \frac{d}{da} \cdot (A - U) \quad (3.55)$$

tj. levá strana rovnice, se nazývá rychlost uvolňování deformační energie nebo hnací síla trhliny. Jednotkou  $G$  a  $R$  je  $\text{N}\cdot\text{m}^{-1}$ .

### 3.5.9 Lomová houževnatost

Faktor intenzity napětí charakterizuje stav napjatosti v tělese s trhlinou. Mají-li tělesa různých geometrických tvarů, s různě dlouhými trhlinami, zatížená různým vnějším namáháním tentýž faktor intenzity napětí, mají v okolí kořene trhliny i stejný stav napjatosti. Překročí-li faktor intenzity napětí určitou kritickou hodnotu (obecně ozn.  $K_c$ ), dochází k nestabilnímu šíření trhliny, tj. k nevratnému procesu, při kterém dojde k rychlému porušení zbylé nosné části tělesa bez potřeby dalšího zvyšování zatížení či jiného vnějšího dodávání energie. Hodnotu  $K_c$  lze vyjádřit pomocí obecného vztahu

$$K_c = \sigma_c \cdot (\pi \cdot a)^{\frac{1}{2}} \cdot f\left(\frac{a_c}{W}, \dots\right) \quad (3.56)$$

kde  $\sigma_c$  a  $a_c$  jsou velikosti vnějšího nominálního napětí, resp. délky trhliny, v okamžiku porušení. Podmínky ztráty stability trhliny pro jednotlivé módy porušování lze vyjádřit pomocí nerovnosti

$$K_j \geq K_{jc} \quad (j = I, II, III) \quad (3.57)$$

Etapě nestabilního šíření u tvárných materiálů obvykle předchází etapa stabilního šíření trhliny, během které může s rostoucí délkou trhliny růst nejen faktor intenzity napětí  $K_j$ , ale i lomová houževnatost  $K_{jc}$ . Podmínku je třeba doplnit nerovností

$$\frac{\delta K_j}{\delta a} \geq \frac{\delta K_{jc}}{\delta a} \quad (j = I, II, III) \quad (3.58)$$

Hodnota  $K_c$  je lomová houževnatost (fracture toughness). Její velikost závisí zejména na:

- materiálu tělesa,
- rozměrech tělesa,
- teplotě,
- rychlosti deformace,
- agresivitě prostředí.

### 3.6 Tečení a relaxace

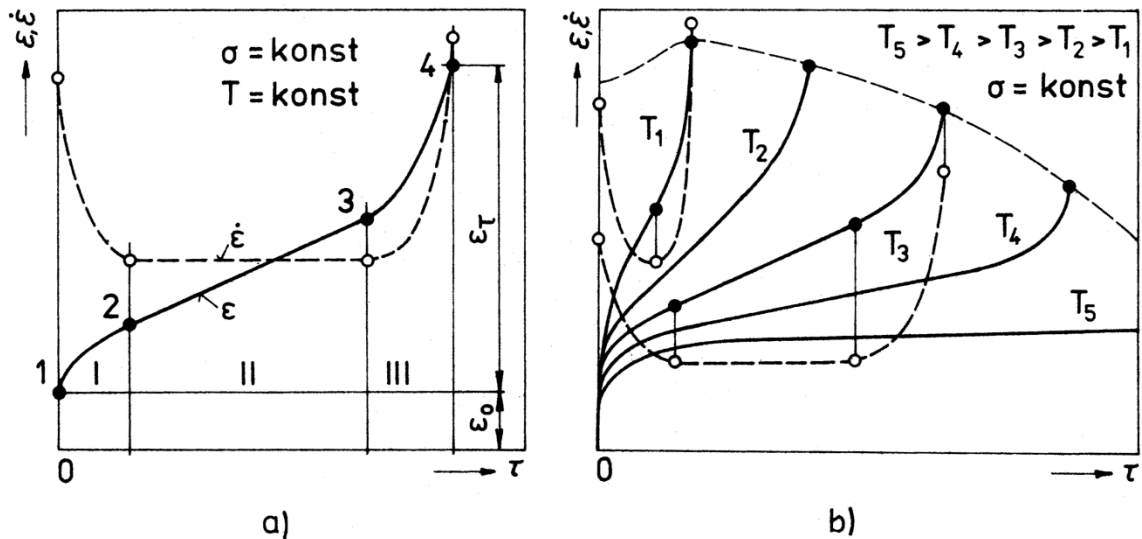
Dosud se uvažovalo (s výjimkou anelasticity), že deformace kovových materiálů je závislá na napětí a nezávislá na době jeho působení. To je v souladu s představou časově neměnného deformačního zpevnění, které dosáhne při určité deformaci velikosti působícího napětí a v souladu se zpevňovací křivkou zastaví další deformaci. Tento předpoklad neplatí obecně.

#### 3.6.1 Tečení a lom při tečení

Za zvýšených teplot probíhají v krystalové mřížce souběžně s deformací v závislosti na čase tepelně aktivované *zotavovací procesy* (dynamické zotavení). Jimi se dosažený odpor proti deformaci zmenšuje, takže i při stálé hodnotě napětí se trvalá deformace tělesa s rostoucí dobou zatěžování zvětšuje. Mluvíme o *tečení* neboli creepu.

Přesná měření ukázala, že k tečení dochází za každé teploty. Za nízkých homologických teplot (asi do  $0,3 T_T$ ) se však rychlost tečení postupně zmenšuje a tečení nekončí lomem. Deformace tečením i po velmi dlouhé době zatěžování je tak malá, že lze toto tečení ve stavbě strojů a zařízení zanedbat.

Při homologických teplotách nad  $0,3$  až  $0,35 T_T$  může však tečení vést k nepřijatelné trvalé deformaci strojních částí a při teplotách nad  $0,4 T_T$  i k lomu při tečení. Tyto mezní stavy nastávají při napětích značně menších, než je mez kluzu, popřípadě pevnost při uvažované teplotě (viz. Obr. 64). Je tedy nutno s tímto tečením, které se označuje jako vysokoteplotní tečení, při konstrukci strojů a zařízení počítat. Proto se studiu tečení věnuje značná pozornost.



Obr. 64 a) Křivka vysokoteplotního tečení (plně) a rychlosti tečení (čárkovaně),  $\epsilon_0 = \epsilon_e + \epsilon_p$  - okamžitá počáteční deformace,  $\epsilon_\tau$  - časově závislá deformace: I – primární tečení, II – sekundární tečení, III – terciální tečení, 4 – lom při tečení, b) soubor křivek tečení téhož kovu při stejném napětí a různých teplotách

*Křivky tečení.* Průběh tečení se sleduje na závislosti celkové poměrné deformace  $\epsilon$  na čase  $\tau$  při stálém napětí a stálé teplotě – na křivce tečení. Její typický tvar je na Obr. 64. Na křivce lze rozlišit několik úseků:

0 – 1 – okamžitá deformace  $\epsilon_0 = \epsilon_e + \epsilon_p$

1 – 2 – primární tečení, charakterizované zmenšováním rychlosti tečení (I)

2 – 3 – sekundární tečení (ustálené) tečení charakterizované zhruba konstantní rychlostí tečení (II)

3 – 4 – terciální tečení, charakterizované zrychlováním tečení (III)

4 – lom při tečení

Pro rychlost tečení (na obrázku čárkovaně) obecně platí

$$\dot{\epsilon} \approx \tau^m \quad (3.59)$$

a v jednotlivých úsecích je  $m_I < 1$ ,  $m_{II} = 1$ ,  $m_{III} > 1$ .

Při stejném napětí a různých teplotách nebo při stejné teplotě a různých napětích lze získat pro tentýž kov soubory křivek (příklad pro první případ je na Obr. 64b).

Charakteristické je zmenšování celkové deformace do lomu s prodlužováním doby do lomu a zkracování úseku sekundárního tečení při zkracování doby do lomu.

Časový průběh tečení je výslednicí různých deformačních mechanismů, které se uplatňují v jednotlivých úsecích tečení v různé míře v závislosti na materiálu a jeho struktuře, na teplotě a napětí. V podstatě jde o pohyb dislokací uvnitř zrn – dislokační creep, pokluzu po hranicích zrn (tečení hranic zrn) a difuzi vakancí. Rychlost tečení je určována rychlostí tepelně aktivovaných dějů, které umožňují dislokacím zachyceným na překážkách další pohyb a rychlostí difuze vakancí.

Deformační chování v I. a II. úseku tečení je tedy možno vysvětlit současným působením zpevňovacích a odpevňovacích pochodů. V úseku I převládá vliv zpevňování a tečení se zpomaluje, v II úseku jsou oba protichůdné děje v dynamické rovnováze a tečení proto probíhá stálou rychlostí.

Tečení uvnitř jednotlivých zrn i pochody na hranicích zrn vyžadují složité vzájemné přizpůsobování tvaru zrn, především pokluzu v hranicích a odstraňování vznikajících špiček napětí migrací hranic. Ve styku tří zrn, v místech výstupků hranic a částic dalších fází vyloučených na hranicích zrn, které pokluzu na hranicích ztěžují, vznikají poškození typu dutin (kavity) nebo trhlin klínového tvaru. Počátky tohoto poškození na hranicích zrn, k němuž dochází jen při tečení (při běžné plastické deformaci se neobjevuje), nacházíme již během sekundárního tečení. V úseku terciálního tečení se poškození hranic rychle zvětšuje a jednotlivé kavity a trhliny se propojují. Tím se zmenšuje nosný průřez, zvyšuje se i při stálém vnějším zatížení skutečné napětí a tečení se urychluje.

*Lom při tečení.* Při dosažení určitého stupně poškození hranic zrn nastává lom. Jeho charakter závisí na rychlosti deformace v sekundárním stádiu tečení. Při vysoké rychlosti (a tedy velkém napětí) vznikají lomy zčásti interkrystalického, zčásti transkrystalického charakteru s výrazným prodloužením i kontrakcí.

Typické lomy po dlouhodobém tečení, tedy při malých rychlostech tečení a nízkém napětí jsou interkrystalické, většinou s velmi malým prodloužením do lomu (i pouze desetiny %) a zanedbatelnou kontrakcí.

Druh lomu i charakteristiky plasticity při lomu, které jsou významné i pro posouzení nebezpečí předčasných lomů, závisí ovšem i na chemickém složení, čistotě a

mikrostruktura kovu a nelze je posuzovat odděleně od odolnosti proti deformaci tečením.

*Kvantitativní popis tečení.* Děje uplatňující se při tečení a rozvoji lomu při tečení jsou natolik komplexní a složité, že dosud se nepodařilo vypracovat společný fyzikální model a prakticky použitelný vztah pro rychlost tečení až do lomu v závislosti na podmínkách tečení. Nejjednodušší vztahy pro časovou závislost creepové deformace vycházejí z empirické rovnice

$$\varepsilon = \varepsilon_0 + \beta \cdot \tau^{\frac{1}{3}} + \dot{\varepsilon}_S \cdot \tau \quad (3.60)$$

kde  $\varepsilon_0$  je okamžitá počáteční deformace,  $\beta$  - materiálová konstanta,  $\dot{\varepsilon}_S$  - rychlost ustáleného tečení.

Rychlost tečení  $\dot{\varepsilon}_S$  závisí především na teplotě a napětí. Teplotní závislost je možno popsat s využitím Arheinova zákona rovnicí

$$\dot{\varepsilon}_S = \dot{\varepsilon}_0 \cdot \exp\left(-\frac{\Delta Q_C}{k \cdot T}\right) \quad (3.61)$$

kde  $\dot{\varepsilon}_0$  je frekvenční faktor,  $\Delta Q_C$  - aktivační energie tečení,  $k$  - Boltzmannova konstanta, napěťovou závislost vztahem podle Nortona

$$\dot{\varepsilon}_S = A \cdot \sigma^n \quad (3.62)$$

kde  $A$  je teplotně závislá materiálová konstanta,  $n$  - napěťově a strukturně závislý exponent.

Obě závislosti lze spojit do společné rovnice. Vyjádření dalších vlivů, zejména strukturních charakteristik, však řešení velmi komplikuje.

Pokud jde o životnost, ukazuje se jako závažná souvislost mezi dobou do lomu  $\tau_U$  a minimální rychlostí tečení při dané teplotě a napětí

$$\dot{\varepsilon}_{\min}^K \cdot \tau_U = B \quad (3.63)$$

kde  $K, B$  jsou materiálové konstanty pro dané  $T, \sigma$ .

Pro praxi jsou významné parametrické rovnice pro creepovou deformaci, popř. pro čas do lomu, zpracované z velkých souborů experimentálních výsledků téhož typu

oceli. Cenným podkladem pro teoretické úvahy i praxi jsou *deformační a lomové mapy* podle M. F. Ashbyho.

*Zvyšování žárovevnosti.* Materiál, který má zvýšenou odolnost proti tečení a lomu při tečení se označuje jako žárovevný. V souvislosti s mechanizmy creepové deformace je možno obecně naznačit i cesty k zvýšení odolnosti materiálů proti tečení. Pokud hlavním mechanizmem je dislokační tečení, je to vytváření překážek pohybu dislokací. Podíl pokluzů po hranicích zrn lze zmenšit jednak částicemi zde vyloučenými, jednak zmenšením poměrné plochy hranic zrn v kovu. Difuzi je možno zpomalovat některými přísadami. Společným problémem je dlouhodobá stálost strukturních překážek za teploty tečení.

K potlačení vzniku a rozvoje poškození na hranicích zrn, a tím oddálení lomu při tečení, směřují přísady, ovlivňující měrnou energii hranic zrn a volného povrchu a potlačení vzniku precipitátů na hranicích. Souvislost s nežádoucím vlivem na tečení však využití těchto zásahů komplikuje.

V podmínkách vysokoteplotního tečení pracuje řada strojních zařízení (u ocelí jde o teploty nad 0,35 až 0,4  $T_t$  železa, tedy nad 400 až 450 °C) v energetice, chemickém průmyslu a dalších odvětvích. Pro konstrukci a zabezpečení požadované životnosti dílců pracujících za podmínek tečení je nutno znát žárovevnost příslušných materiálů za předpokládaných podmínek ( $T, \sigma$ ). U většiny kovů se projevuje značný pokles napětí potřebného k jejich plastické deformaci na teplotou 0,6  $T_t$  až 0,7  $T_t$ . Toho se využívá při tváření za tepla. Také tyto tvářecí operace je možno považovat za tečení s vysokými rychlostmi deformace.

### 3.6.2 Relaxace

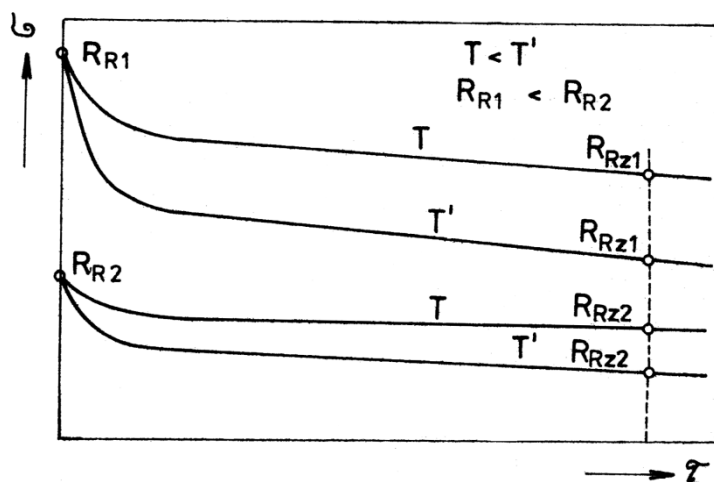
Relaxací rozumíme časově závislou přeměnu elastické deformace na plastickou, která probíhá za vyšších teplot při stálé celkové deformaci.

$$\varepsilon_c - \varepsilon_e + \varepsilon_p = konst. \quad (3.64)$$

Vzhledem k přímé úměrnosti mezi pružnou deformací a napětím projeví se zmenšování elastické deformace časově závislým poklesem napětí

$$\sigma(\tau) = E_T \cdot [\varepsilon_c - \varepsilon_{p0} - \varepsilon_p(\tau)] \quad (3.65)$$

kde  $\sigma(\tau)$  je pokles napětí,  $E_T$  - modul pružnosti při dané teplotě,  $\varepsilon_c$  - celková deformace,  $\varepsilon_{p0}$  - počáteční plastická deformace,  $\varepsilon_p(\tau)$  - podíl plastické deformace vznikající v závislosti na čase z deformace elastické.



Obr. 65 Relaxační křivky oceli (schematicky zachycen vliv různého počátečního napětí  $R_R$  a různé teploty na zbytkové napětí  $R_{Rz}$ )

Pochody, kterými se uskutečňuje nárůst plastické deformace při relaxaci, jsou obdobné jako při tečení. Probíhají však při měnícím se napětí a dosahují podstatně menších plastických deformací (řádově do 0,1 %). Proto má relaxace jen dvě stádia, odpovídající primárnímu a sekundárnímu tečení. Také podíl jednotlivých mechanismů na plastické deformaci vzniklé relaxací nemusí být stejný s poměry při tečení. Ačkoli tedy v podstatě lze relaxační křivku získat výpočtem napětí pro jednotlivé relaxační časy z rovnice (3.65) použitím příslušné creepové deformace  $\varepsilon_p(\tau)$  a získává se s přijatelným souhlasem, zjišťují se relaxační křivky (Obr. 65) i samostatnými zkouškami relaxace.

Relaxace se projevuje nežádoucím způsobem například u nalisovaných spojení, u přírubových spojů a u pružin pracujících za zvýšených teplot. V těchto případech se požaduje co největší odolnost materiálů vůči relaxaci napětí. Naproti tomu tvarově složitě výkvyky, svarky nebo odlitky se žíhají, aby se umožnila relaxace nežádoucích vnitřních pnutí a snížilo se nebezpečí praskání, popřípadě se získala maximální rozměrová stabilita.

U polymerních materiálů mají tečení a relaxace viskoelastický charakter.



### **3.7 Únava materiálu**

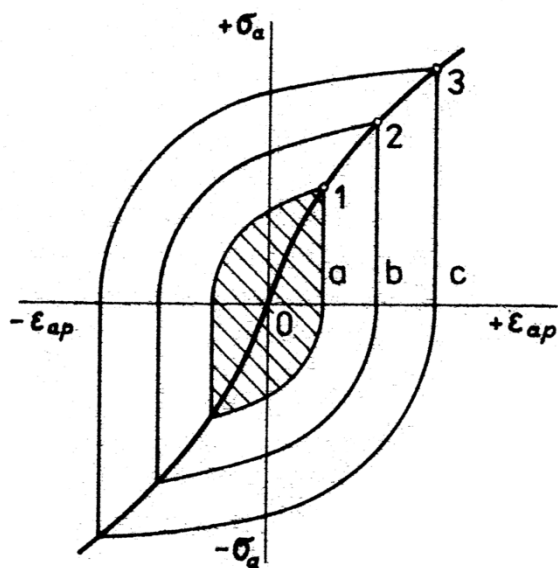
Jen malá část strojních dílců a konstrukcí je namáhána v provozu stálými nebo pomalu plynule se měnícími silami. Většinou jde naopak o opakující se proměnné namáhání (hřídele, čepy, pružiny, tlaková potrubí, mostní konstrukce apod.) Takto namáhané součásti se někdy po určité době provozu porušují při napětích, která jsou značně nižší, než je pevnost i mez kluzu materiálu, zjištěná statickou zkouškou. V takovém případě mluvíme o únavě materiálu a o únavovém lomu. Podle statistik je únava příčinou zhruba 80 % všech poruch strojních dílců v provozu. Poznání podmínek vzniku únavových lomů a hodnocení materiálu z hlediska tohoto mezního stavu je proto důležité. Jeho význam dále vzrůstá se snahou o zajištění provozní bezpečnosti a životnosti strojních dílců při maximálním využití materiálu bez zbytečných rezerv.

#### **3.7.1 Poškozování kovů únavou**

Čistě elastická cyklická deformace nepůsobí ani po libovolně velkém počtu kmitů vnitřní změny materiálu. Únavový proces je podmíněn střídavou plastickou deformací, která vede ke zvyšování poruchovosti mřížky, interakcí poruch a vzniku poškození

Poškozování kovových materiálů únavou je složitý proces, který je možno rozdělit na tři stádia: 1. změny v mikrostruktuře a poruchovosti mřížky, spojené se změnami vlastností, 2. vznik zárodků trhlin, 3. šíření trhlin. Proces končí lomem, který se někdy označuje za čtvrté stádium.

*První stádium únavy* je charakterizováno zvětšováním hustoty mřížkových poruch a nerovnoměrností jejich rozložení (vznik pásů s vysokou dislokační hustotou). Zároveň se mění strukturně citlivé vlastnosti až do určité hodnoty, která pro dané podmínky odpovídá stavu nasycení. Významná je zejména změna mechanických vlastností materiálu, a tedy i odporu proti deformaci. Projeví se i na průběhu závislosti výkmit napětí – výkmit plastické deformace, která při cyklickém zatěžování vytváří *hysterzní smyčku* (Obr. 66). Mění se tvar i plocha smyčky, jenž je úměrná energii nevratně absorbované jednotkou objemu kovu za každý cyklus. Údaje, které definují hysterzní smyčky téhož materiálu, odpovídající nasycenému stavu při různých podmínkách cyklického zatěžování (především cyklická deformační křivka), patří k základním charakteristikám chování materiálu při únavě.



Obr. 66 Stabilní (nasycené) hysterezní smyčky  $a$ ,  $b$ ,  $a$ , příslušející různým výkmitům napětí. (Čára 0123 – cyklická deformační křivka)

*Druhé stádium únavy* vyznačují zárodky mikrotrhlin, které vznikají téměř vždy v povrchové vrstvě dílců v místech nakupení poruch. Příčinou je jednak negativní ovlivnění povrchu předchozím zpracováním (oduhlíčení, vrubové účinky opracování, tahová vnitřní pnutí), popřípadě jeho znehodnocení korozí a opotřebením. K tomu přistupuje i to, že při zatěžování ohybem a krutem jsou maximálně namáhána právě povrchová vlákna tělesa.

*Třetí stádium únavy* je charakterizováno počátečním růstem četných mikrotrhlin, který se však brzy zastaví. Dále roste jen hlavní trhlinka, která se postupně šíří většinou transkrystalicky ve směru kolmém na normálové napětí. Postupně se tím zmenšuje průřez součásti a posléze dojde k lomu.

### 3.7.1.1 Místa nukleace únavových trhlin

Experimenty prokázaly, že k nukleaci trhlin homogenních materiálů bez vad dochází vždy na volném povrchu. Jediná výjimka z tohoto pravidla je kontaktní únava, kde mikrotrhliny vznikají v místech maximální změny smykového napětí pod povrchem. U materiálů strukturně nehomogenních není nukleace vázána na povrch, ale např. u materiálů s výrazně zpevněnou povrchovou vrstvou, kde k plastické deformaci je zapotřebí vyšších napětí než u základní matrice, dochází k nukleaci na rozhraní povrchové vrstvy a matrice. Má-li materiál vnitřní geometrické vady nukleace rovněž

nemusí být záležitostí povrchové vrstvy. Pozorovací metody povrchu ukázaly, že jsou v podstatě tři typy nukleačních míst:

- únavová skluzová pásma – nejčastější typ,
- hranice zrn – v případě vysokoamplitudové únavy za vyšších teplot,
- rozhraní mezi inkluzemi a maticí.

### **3.7.1.2 Mechanismy nukleace mikrotrhlin**

Mechanismy nukleace mikrotrhlin lze rozdělit do pěti skupin:

1. modely nerozlišující mezi intruzí a mikrotrhlinou. V tomto případě je vznik mikrotrhliny chápán jako spojitě prorůstání intruze do hloubky pomocí opakovaného skluzu na jednom nebo dvou skluzových systémech. Předpokládá se, že vytvořená intruze působí jako koncentrátor napětí a tím indukuje další skluz právě v kořeni intruze.
2. nukleace křehkým prasknutím v kořeni intruze. Tato představa, která rozlišuje mezi intruzí a trhlinou, vychází z přímého pozorování povrchových vrstev. Mikrotrhlina se vytvoří tehdy, když koncentrace napětí kolem intruzí nemůže být již odrelaxována skluzovými procesy, dosáhne takového stupně, že maximální napětí přesáhne meziatomové vazebné síly, což znamená, že tvorba prvých mikrotrhlin je křehkého typu. Role dislokací při nukleaci trhlin je nepřímá – pohyby a interakce dislokací vedou k vytvoření povrchového reliéfu a ke zpevnění matrice kolem intruzí.
3. vznik trhliny kondenzací vakancí. Některé dislokační interakce vedou ke vzniku vakancí. Poněvadž únavová skluzová pásma jsou oblastí se stálou a největší dislokační aktivitou, je možné, že právě v těchto pásmech je v důsledku dislokačních interakcí koncentrace vakancí největší. Vzniklé vakance mohou vytvářet shluky a dutiny. Dutinu o dostatečné velikosti lze považovat již za trhlinu. Tato představa předpokládá difuzi vakancí, která je silně závislá na teplotě.
4. dekoheze krystalu podél skluzové roviny způsobená akumulací dislokací. Základní představou je, že v kritických místech se vytváří taková konfigurace dislokací, která vede k lokálnímu zvýšení napětí nebo energie dostatečným

ke ztrátě koheze v oblastech velikosti  $10^{-10}$  m až několik nanometrů. Odingovou myšleku, že elastická energie potřebná k překročení meziatomových sil je srovnatelná s latentním teplem tání. V nejjednodušší podobě vypadá představa následovně: Energie souboru dislokací je dána  $\rho U$ , kde  $\rho$  je hustota dislokací a  $U$  je střední elastická energie připadající na jednotku délky dislokace. Tuto energii lze vyjádřit vztahem

$$U = \frac{G \cdot b^2}{2 \cdot (1 - \nu)} \quad (3.66)$$

kde  $G$  je modul ve smyku,  $\nu$  je Poissonova konstanta,  $b$  je velikost Burgersova vektoru. Kritická velikost dislokací  $\rho_k$ , při které na základě uvedené podmínky dojde k nukleaci je pak dána vztahem

$$\rho_k U = \int_T^{T_t} C_p dT \quad (3.67)$$

kde  $C_p$  je specifické teplo materiálu,  $T$  je teplota při níž probíhá únavová zkouška,  $T_t$  je teplota tání. Výpočet pro řadu kovů ukazuje, že kritická hustota dislokací, při které dojde ke ztrátě koheze je řádově  $10^{12} m^{-2}$ , což je hodnota nereálná.

5. nukleace na hranicích zrn. Trhlina může v blízkosti hranice vzniknout v únavovém skluzovém pásmu. Tento experimentálně doložený mechanismus je aplikovatelný jen pro vysoké amplitudy zatěžování odpovídající počtu cyklů do lomu maximálně řádu  $10^3$ . V případě takto vysokých amplitud dochází k intenzivní cyklické plastické deformaci prakticky celé povrchové vrstvy jednotlivých zrn. V místě hranice zrna nemůže však deformace proběhnout – cyklické posunutí kolmé k povrchu je rovno téměř nule. Proto se v místě hranice nemůže vytvářet intruze. Tato geometrická představa popisuje jen tvorbu intruzí na hranicích, předpokládá však, že není rozdíl mezi intruzí a mikrotrhlinou.

### 3.7.1.3 Mechanismus šíření trhlin

Nukleační mechanismus končí vytvořením povrchových mikrotrhlin. Tyto mikrotrhliny leží podél aktivních skluzových rovin, v nichž je největší smykové napětí, výjimku tvoří interkrystalické mikrotrhliny. Při jednoosém zatěžování je největší smykové napětí na rovinách, které svírají úhel  $45^\circ$  se směrem vnějšího napětí. Protože ve

všech kovech existuje relativně velký počet možných skluzových rovin, jsou aktivní ty, jejichž orientace je blízká rovině maximálního skluzového napětí. Rovina mikrotrhliny svírá tedy přibližně úhel  $45^\circ$  s vektorem vnějšího napětí. V průběhu dalšího cyklického zatěžování se trhliny propojují a rostou do hloubky podél skluzových rovin. Většina se však brzy zastavuje a jen menšina proniká do hloubky větší než desítky mikrometrů. S narůstající délkou se trhliny vychylují z aktivních skluzových rovin a stáčí se do směru kolmého k vektoru hlavního napětí a na jejich čele se tvoří plastická zóna vznikající účinkem vysoké koncentrace napětí. Tento přechod roviny trhliny z aktivní skluzové roviny do roviny kolmé na vnější napětí označujeme jako přechod z krystalografického šíření (první etapa) do nekrystalografického šíření (druhá etapa) mikrotrhlin. V této etapě se šíří zpravidla již jen jedna trhlina označována jako magistrální.

Protože rychlost šíření trhliny v první etapě je velmi malá, může být počet cyklů potřebný pro její rozvoj vysoký ve srovnání s počtem cyklů ve druhé etapě. Počet cyklů potřebných pro rozvoj první etapy je však nepodstatný u součástí s ostrými vruby, v tomto případě je celé šíření záležitostí druhé etapy. Šíření v druhé etapě končí náhlým lomem zbývajících částí nosného průřezu. U tenkých vzorků však ještě před tímto lomem může dojít k natočení roviny šíření, a to z roviny, jejíž normála je rovnoběžná s vnějším napětím, do roviny, jejíž normála svírá úhel  $45^\circ$  s vnějším napětím, přičemž směr šíření trhliny zůstává kolmý na vnější napětí. Toto natočení roviny šíření souvisí s přechodem ze stavu rovinné deformace do stavu rovinné napjatosti.

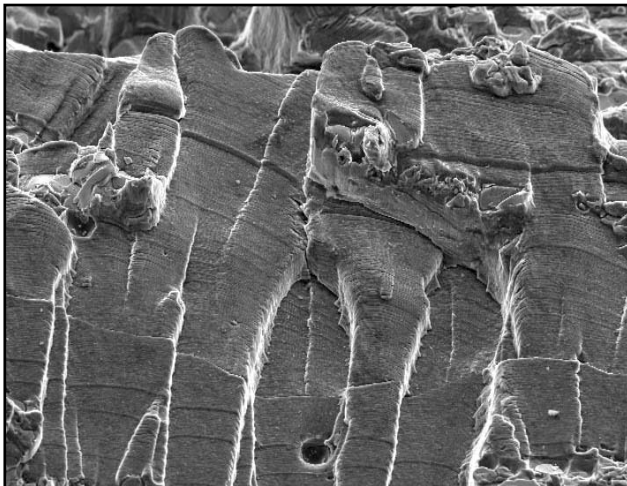
V první i druhé etapě se trhlina šíří zpravidla transkrystalicky. Šíření trhlin po hranicích zrn se až na několik výjimek vyskytuje jen za zvýšených teplot. Poslední etapou únavového porušování je lom. Tato etapa je tvořena posledním zatěžovacím cyklem. Dosáhne-li faktor intenzity napětí v tomto cyklu kritické hodnoty, dané únavovou lomovou houževnatostí  $K_{cf}$ , dojde ke ztrátě stability trhliny a k rychlému dolomení zbylého nosného průřezu v kritickém místě. Únavová lomová houževnatost není obecně totožná s lomovou houževnatostí  $K_c$ . Poměr  $K_{cf} / K_c$  může být větší i menší než 1 a jeho velikost závisí například na těchto faktorech:

- chemické složení a struktura materiálu,
- parametry cyklického zatěžování,

- teplota a další charakteristiky prostředí, ovlivňující schopnost plastické deformace materiálu v okolí čela trhliny.

### 3.7.1.4 Modely šíření trhlín

K pochopení mechanismu šíření trhlín stačí znát procesy probíhající v jediném cyklu. Výchozí stav je takový, že trhlina je již rozšířena na délku odpovídající druhé etapě (lomová plocha vykazuje žlábky, Obr. 67). Při zatížení tahovým dochází u špice trhlíny následkem vysoké koncentrace napětí k výrazné plastické deformaci na rovinách maximálního smykového napětí, v důsledku toho se špice trhlíny otupuje. Při dalším růstu se trhlina dále otvírá, špice se více zaobluje. Odlehčováním vnějšího napětí se přibližují obě části trhlíny k sobě, avšak nový povrch vytvořený během tahového zatížení není opačnou plastickou deformací plně reverzně vrácen do původní polohy. Úplné odlehčení a zatížení tlakové vede k vrácení do původní konfigurace s tím, že délka trhlíny se zvětšila.



**Obr. 67 Únavový lom (mikrofraktografická ukázka REM, 2000 x)**

V případě křehčích materiálů a materiálů s inkluzemi, s částicemi jiných fází a jinými nehomogenitami nepopisuje představa opakovaného otupování a zaostřování špice trhlíny všechny detaily objevující se na lomové ploše. To vedlo ke dvěma možným krajním koncepcím šíření únavových trhlín v materiálech s omezeným stupněm tvárnosti. První koncepce je založena na případech, že proces otupování a zaostřování je dominantní, přistupuje však k němu možnost křehkého porušení malých oblastí v každém zátěžovacím cyklu. Druhá koncepce je založena na představě vzniku trhlín před čelem magistrální trhlíny a na představě náhlého kvazikřehkého roztržení materiálu propojením trhlín. Tato koncepce počítá

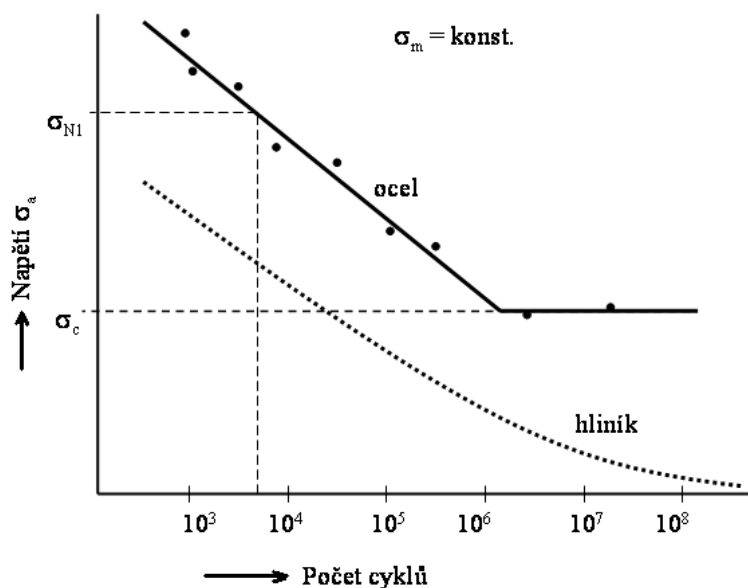
s interakcemi a likvidací bariér, takže se i při nižší hladině napětí může uplatnit hnací energie napjatosti relaxovaná v okolí trhliny.

### 3.7.2 Časový průběh únavy

Průběh a trvání jednotlivých etap únavového procesu závisí podle současných poznatků především na velikosti cyklické plastické deformace. Mohou nastat dva případy:

1. Jde o střídavou makroplastickou deformaci, která je obecně výsledkem zatěžování napětím okolo meze kluzu nebo nad mezí kluzu. Kov rychle zpevňuje a vyčerpává se schopnost další plastické deformace. Počet cyklů do nukleace mikrotrhlin je malý a životnost do lomu závisí především na rychlosti šíření hlavní trhliny. V tomto případě mluvíme o nízkocyklové únavě. Počet cyklů do lomu v souladu s uvedenými podmínkami obvykle nepřesahuje  $10^4$ . *Nízkocyklová únava* se uvažuje zejména u tlustostěnných strojních dílců vlivem mechanického namáhání i vlivem pnutí z teplotních gradientů při nestacionárních stavech (např. najíždění a odstavování strojů při údržbě). Pokud jsou příčinou únavy jen teplotní změny, mluvíme o *tepelné únavě*.
2. Dochází pouze k mikroplastické deformaci ve struktuře v místech, kde se koncentrací napětí dosáhlo jeho kritické skluzové hodnoty (hranice zrn, skluzové pásy apod.). Proces tedy probíhá při napětích pod makroskopickou mezí kluzu (někdy jen při 0,15 až 0,2  $R_m$ ). Poškození se hromadí pomalu, takže doba do nukleace mikrotrhliny je i přes 90 % z celkové doby do lomu a je tedy rozhodující pro únavovou životnost. V takovém případě mluvíme o *vysokocyklové únavě*, při níž počet cyklů do lomu většinou značně přesahuje  $10^5$ .

Životnost součástí při únavovém namáhání má tedy obecně dvě složky: dobu do vzniku zárodků trhlin a dobu šíření trhliny ze vzniklého zárodku až do lomu. Celková životnost se obvykle definuje počtem kmitů do lomu, který se určuje z experimentálně zjišťované únavové křivky.



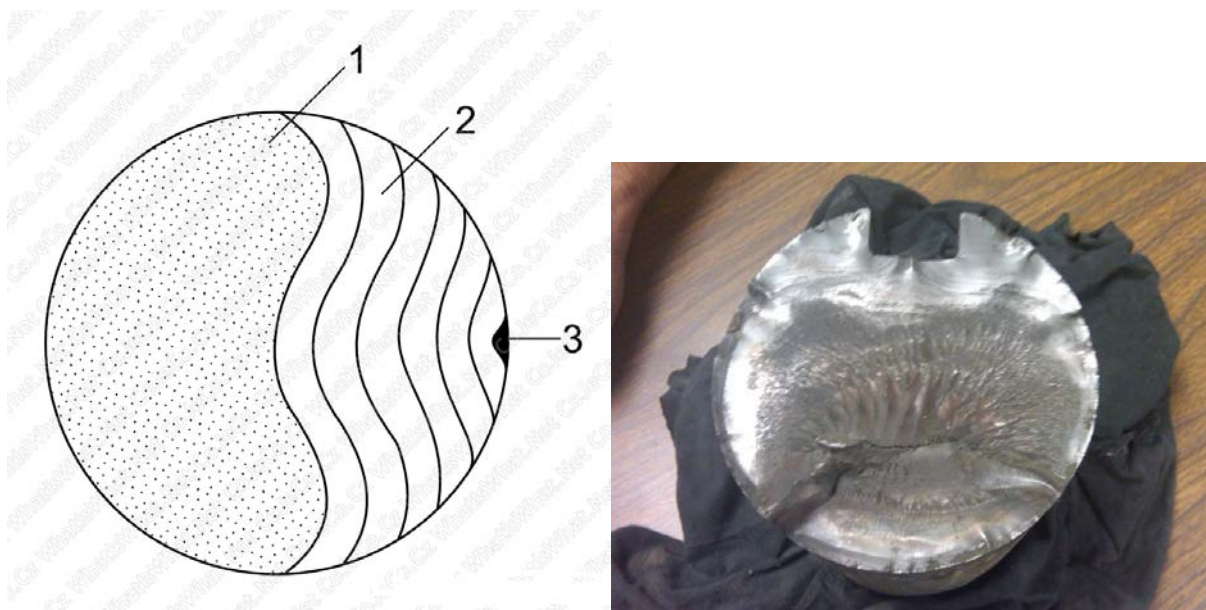
**Obr. 68** Schematické znázornění křivky únavy, typická „Wöhlerova“ křivka pro ocel a hliník

Únavová křivka vyjadřuje závislost buď výkmitu plastické deformace nebo výkmitu napětí na počtu zátěžovacích cyklů do lomu. Přestože základním činitelem ve všech stádiích únavy je, jak bylo ukázáno, cyklická plastická deformace, je běžným podkladem pro hodnocení vysokocyklové únavy experimentálně jednodušší únavová křivka založená na napěťových parametrech. Jde o závislost výkmit napětí – počet cyklů do lomu, nazývanou **Wöhlerova** křivka (Obr. 68). Významnou charakteristikou, která se z únavové křivky získává, je *mez únavy*  $\sigma_c$ , to je největší opakovatelné napětí, které může materiál snášet trvale, aniž dojde k lomu. Nízkocyklové únavě odpovídá v únavové křivce příslušná oblast vysokých napětí  $\sigma_{N1}$  na Obr. 70. Vzhledem k podstatě nízkocyklové únavy se však sleduje tento druh únavového poškození většinou na závislosti výkmit plastické deformace.

### 3.7.3 Lom při únavě

Na lomu, který vznikl při vysokocyklové únavě, je možno rozlišit dvě oblasti odlišného charakteru (Obr. 69): vlastní únavový lom a zbytkový lom.





**Obr. 69** Vlevo – schematické znázornění 1 – oblast východiška lomu, 2 – únavový lom s postupnými liniemi šíření, 3 – zbytkový statický lom; Vpravo – únavový lom hřídele

Vlastní únavový lom je celkem hladká, většinou rovná část lomové plochy bez známek makroskopické plastické deformace, která odpovídá šíření hlavní únavové trhliny. Na líci únavového lomu bývají makroskopicky patrné postupové linie šíření trhliny, odpovídající jednotlivým přetížením nebo změnám provozních podmínek. Lokální mikroplastická deformace před čelem trhliny, uskutečňující se vždy jen v té části zatěžovacího cyklu, který trhlínu rozevívá, vytváří na lomovém povrchu mikroskopické žlábkování – striace. Přítomnost striací je nesporným důkazem únavového charakteru lomu. Z tvaru postupových linií je většinou možno určit i jedno nebo několik východisek lomu.

Zbytkový lom odpovídá náhlému silovému dolomení zeslabeného nosného průřezu. Povrch zbytkového lomu je nepravidelný, většinou hrubozrnější, někdy se známkami plastické deformace.

Podrobnější rozbor lomu porušených součástí dovoluje posoudit úroveň a druh namáhání a často i podmínky provozu a příčiny porušení.

### 3.7.4 Činitele mající vliv na únavu

Charakter a časový postup únavového poškození, a tedy únavovou životnost součásti ovlivňuje řada vnitřních i vnějších činitelů. Z vnějších je to zejména druh, velikost a časový průběh napětí a dále teplota. Z vnitřních činitelů jsou to materiál a

jeho vlastnosti, zejména pevnostní charakteristiky, dále plasticita a lomová houževnatost, které mají vliv na rychlost šíření trhliny.

Únavovou životnost a mez únavy výrazně snižují vruby. Vrubem může být ostrý zářez, zápich, otvor, náhlá změna průřezu aj., jedná se tedy o konstrukční vruby. Dále to však mohou být také vruby technologické vznikající při opracování povrchu, jako jsou stopy po obrábění, okuje na povrchu a strukturní vruby jako jsou strukturní heterogenity a vměstky. Vruby však také mohou vznikat během provozu, a to zejména působením koroze a opotřebení strojních dílců

U vměstků záleží na jejich tvaru, velikosti, rozložení i fyzikálních vlastnostech (modulu pružnosti, součiniteli teplotní roztažnosti). Ve všech případech však životnost zkracují, ať již urychlením nukleace trhliny nebo usnadněním jejího šíření. Mezi nežádoucí heterogenity patří např. výrazná řádkovitost struktury, hrubé intermediální fáze a u litiny částice grafitu a póry. Nepříznivý vliv má také hrubé zrno.

Protože únavové poškození začíná v podstatě vždy na povrchu těles, je pro únavovou životnost rozhodující stav povrchu. Únavovou životnost i mez únavy je možno proto výrazně zvýšit vyloučením vrubů v povrchové vrstvě a dále vytvořením příznivých tlakových vnitřních pnutí v této vrstvě. Žádoucího tlakového zbytkového pnutí lze dosáhnout deformačním zpevněním povrchu nebo tepelným či chemicko-tepelným zpracováním. Těmto metodám se věnuje kap. 6.3.

Z podstaty rozvoje porušení při únavě a ze závislosti únavové životnosti na ukázaných činitelích vyplývají některé obecné trendy, směřující k zajištění vysoké provozní spolehlivosti namáhaných strojních dílců. Jsou to zejména požadavky vysoké čistoty, homogennosti struktury a jemného zrna či pozornost na stav povrchu strojních dílců.

## 4 Technické slitiny železa

Slitiny železa se podílejí z více než 90 % na celkové světové výrobě kovů. Tak široké uplatnění je dáno jednak poměrně jednoduchou výrobou slitin železa, velkou rozmanitostí dosažitelných fyzikálních a mechanických vlastností i dobrou odolností proti vlivům prostředí. Vlastnosti slitin železa jsou v podstatě umožněny polymorfii železa a schopností železa tvořit s četnými kovy a nekovy slitiny velmi různých vlastností. Slitiny železa se neustále vyvíjejí a jiné se přestávají vyrábět.

### 4.1 Vlastnosti čistého železa

Železo (Obr. 5) se v závislosti na teplotě vyskytuje ve dvou krystalografických modifikacích. Až do teploty 911 °C je stabilní modifikace s krystalickou mřížkou krychlovou prostorově středěnou. Modifikace  $\alpha$  je magnetická až do teploty 760 °C, nad touto teplotou ztrácí železo své magnetické vlastnosti. Nemagnetická modifikace s krychlovou mřížkou prostorově středěnou se označuje jako modifikace  $\beta$ . V intervalu teplot 911 až 1392 °C má železo krychlovou mřížku plošně středěnou, označovanou jako modifikace  $\gamma$ . Nad tímto intervalem teplot až do teploty tavení nabývá železo opět krystalickou mřížku krychlovou prostorově středěnou, která se označuje jako modifikace  $\delta$ .

### 4.2 Výroba železa

Železo je čtvrtý nejhojnější prvek v zemské kůře, která ho obsahuje celých 5 %. Přitom v Zemi jako celku je maximální koncentrace železa v jádru, kdežto ve vyšších geosférách ho postupně ubývá. Celá Země obsahuje pravděpodobně 35,4 % železa, takže železo absolutně převládá nad ostatními prvky (na druhém místě je kyslík 27,79 %, hořčík 17 %, křemík 12,64 % atd.).

Znalost železa je doložena nálezy už ze starší doby kamenné. Protože však ještě několik tisíc let člověk neuměl dosáhnout teplot nutných pro tavbu železných rud, šlo o železo, které se v přírodě nacházelo v ryzí formě (tzv. meteorické železo - železo-niklové meteority). První železné předměty vyráběné tavbou pozemských železných rud pochází z období 3000 až 2000 let př. n. l. z oblasti Egypta, Anatólie (poloostrov Malá Asie, dnešní Turecko), Mezopotámie (území dnešního Iráku) a údolí řeky Indus (dnešní Pákistán). Železo bylo vhodnějším kovem než bronz kvůli vyšší tvrdosti a

hojnosti železných rud, i když kvůli vysoké teplotě tavení rud (1300 až 1350°C) bylo jeho získávání technologicky náročnější. Záhy tak vytlačilo bronz a stalo se nejvýznačnějším používaným kovem, podle něhož byla pojmenována i celá etapa vývoje lidské společnosti - doba železná.

#### 4.2.1 Nerosty

V přírodě známe na 300 nerostů s podstatným podílem železa. Mimo to analogicky k chromu a manganu nacházíme železo ve velmi mnoha nerostech jako izomorfní příměs. Těchto nerostů je 200 až 250. Při obecném rozšíření železa v zemské kůře je pochopitelné, že je známo mnoho samostatných nerostů s podstatným podílem železa, které geneticky vznikají za všech termodynamických podmínek od magmatu až po zónu zvětrávání. Jako přehled jsou některé uvedeny v Tab. 7.

Tab. 7 Nerosty železa

Složení	Jméno	Parageneze
(Fe, Ni)	ryzí železo	vzniká vzácně v čedičích a dopadá na Zemi v podobě meteoritických želez
(Fe, Ni)S	pentlandit	vzniká v bazických horninách jako podíl sulfidické magmatické odmišleniny
Fe <sub>n</sub> S <sub>n+1</sub>	pyrhotin	vzniká v bazických horninách jako podíl sulfidické magmatické odmišleniny, na rudních žílách a v metamorfovaných horninách
CuFeS <sub>2</sub>	chalkopyrit	vzniká podobně jako pentlandit a pyrhotin a mimo to v hydrotermálních žílách
FeS <sub>2</sub>	pyrit	vzniká v hydrotermálních žílách a v sedimentech
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	hematit	obecný nerost železa, který vzniká v širokém genetickém rozsahu od magmatu přes hydrotermální žíly všech teplot až po zónu zvětrávání
FeTiO <sub>3</sub>	ilmenit	vzniká v bazických magmatech
FeCr <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	chromit	vzniká v bazických magmatech
Fe <sub>3</sub> O <sub>4</sub>	magnetit	vzniká v magmatických horninách, v kontaktně změněných a metamorfovaných horninách na rudních žílách i v průběhu diagenese některých sedimentů (bauxitu)
Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub> · n H <sub>2</sub> O	limonit	vzniká obecně jako druhotný nerost a při organogenní sedimentaci železných rud ve vodních bazénech
FeCO <sub>3</sub>	siderit	vzniká na rudních žílách a při metasomatických procesech
Fe <sub>3</sub> (PO <sub>4</sub> ) <sub>2</sub> · 8 H <sub>2</sub> O	vivianit	druhotný nerost (často vznikající v rašeliniskách)
FeSO <sub>4</sub> · 7 H <sub>2</sub> O	melanterit	druhotný nerost vznikající větráním sulfidů železa

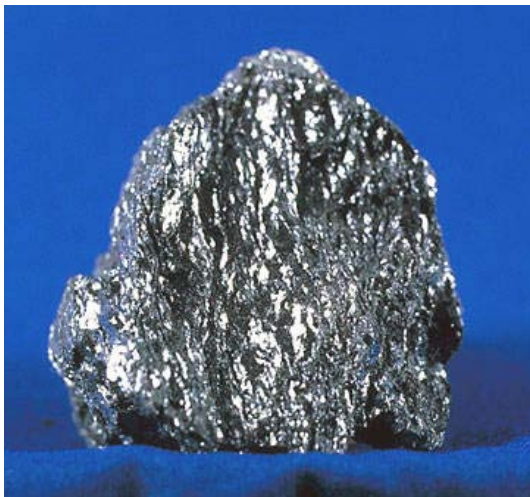
Mimo uvedené nerosty obsahuje řada horninotvorných silikátů i značný podíl železa. Jsou to obecné nerosty – pyroxeny, amfiboly a biotit. Jako železná ruda má však význam hematit, magnetit a limonit, vzácně též siderit a Fe – chloridy, zejména chamosit.

*Hematit* (Obr. 70) má ocelově šedou barvu, u některých zemitých odrůd až červenou. Většinou se vyskytuje v zrnitých oolitických nebo paprscitých agregátech. Obsahuje 70 % železa a běžně bývá znečištěn  $\text{SiO}_2$ , podíly  $\text{TiO}_2$ , FeO atd. Je jedním z nejobecnějších nerostů.

*Magnetit* (Obr. 71) má barvu černou a většinou je vyvinut v zrnitých agregátech. Vzácně je vykrystalován zejména na minerálních žilách alpského typu. Je nejcennější surovinou obsahující 72,4 % železa. Některé odrůdy jako je titanomagnetit obsahují až 25 %  $\text{TiO}_2$ .

*Limonit* (Obr. 72) tvoří povlaky, kůry a nepravidelné masy, ale i zemité odrůdy okrů. Obsahuje až 60 % železa.

*Siderit* (Obr. 73) obsahuje až 62 % oxidu železa a často také izomorfní příměsi Ca, Mg, a Mn.



Obr. 70 Podoby hematitu



**Obr. 71 Magnetit**



**Obr. 72 Limonit**



**Obr. 73 Siderit**

## 4.2.2 Ložiska

Ložiska železných rud vznikají ve většině geologických útvarů. Z nich geneticky je vázáno na magmatismus 8 %, na pneumatolyty 4 %, na hydrotermální žíly 7 % a na zónu zvětrávání celých 76 %. Hlavní část železných rud se na naší Zemi vyvinula v prahorách, a proto převládajícím typem jsou džespility a železné rudy vázané na nejstarší efuzíva, což vyplývá i z dále uvedené tabulky hlavních dokambrických ložisek (Tab. 8). V roce 2003 se nejvíce těžila železná ruda v Číně (261 mil. t), Brazílii (235 mil. t) a Austrálii (213 mil. t), na celém světě to bylo 1 238 mil. tun.

Tab. 8 Zásoby rud v miliardách tun

Brazílie	15 000	USA	1 390
Indie	12 000	Kanada (zbytek)	600
Rusko	2 300	Venezuela	535
Labrador (Kanada)	2 000	Austrálie	500
Čína	1 390	JAR	430

## 4.2.3 Výroba technických slitin železa

Principem výroby slitin železa je redukce oxidů železa obsažených v železných rudách. Výrobní technologie se dělí na:

- nepřímou výrobu železa z rud,
- přímou výrobu železa z rud.

V případě první technologie je produktem redukčních pochodů surové železo, které je dále zpracováváno v ocelárnách nebo ve slévárnách. V případě druhé technologie se získává více nebo méně nahličené železo ve formě železné houby. Produkty přímé redukce se opět využívají jako vsázka do ocelářských pecí nebo mohou sloužit k výrobě železného prášku dále zpracovávaného v práškové metalurgii.

V současné době a blízké budoucnosti bude převažovat nepřímá výroba železa z rud, a to kvůli ekonomické výhodnosti. Výroba surového železa ve vysoké peci a jeho následující zpracování v ocelárně na ocel je technologie s nejnižší spotřebou energie a zajišťuje vysokou produktivitu. Část z produkce surového železa se zpracovává ve slévárnách na litiny.

Suroviny pro výrobu slitin železa jsou kovonosné suroviny (železné rudy), palivo a struskotvorné přísady. Kovonosné suroviny jsou popsány v kapitole 4.2.1. Palivem a současně redukčním činidlem ve vysokých pecích je metalurgický koks, jenž

obsahuje 83 – 91 % uhlíku a 6 – 12 % nespalitelných látek. Většina rud má kyselý charakter, a proto jsou struskotvorné přísady zásadité. Hlavní struskotvornou přísadou je vápenec ( $\text{CaCO}_3$ ), dále se používá dolomitický vápenec  $\text{CaMg}(\text{CO}_3)_2$  nebo dolomit.

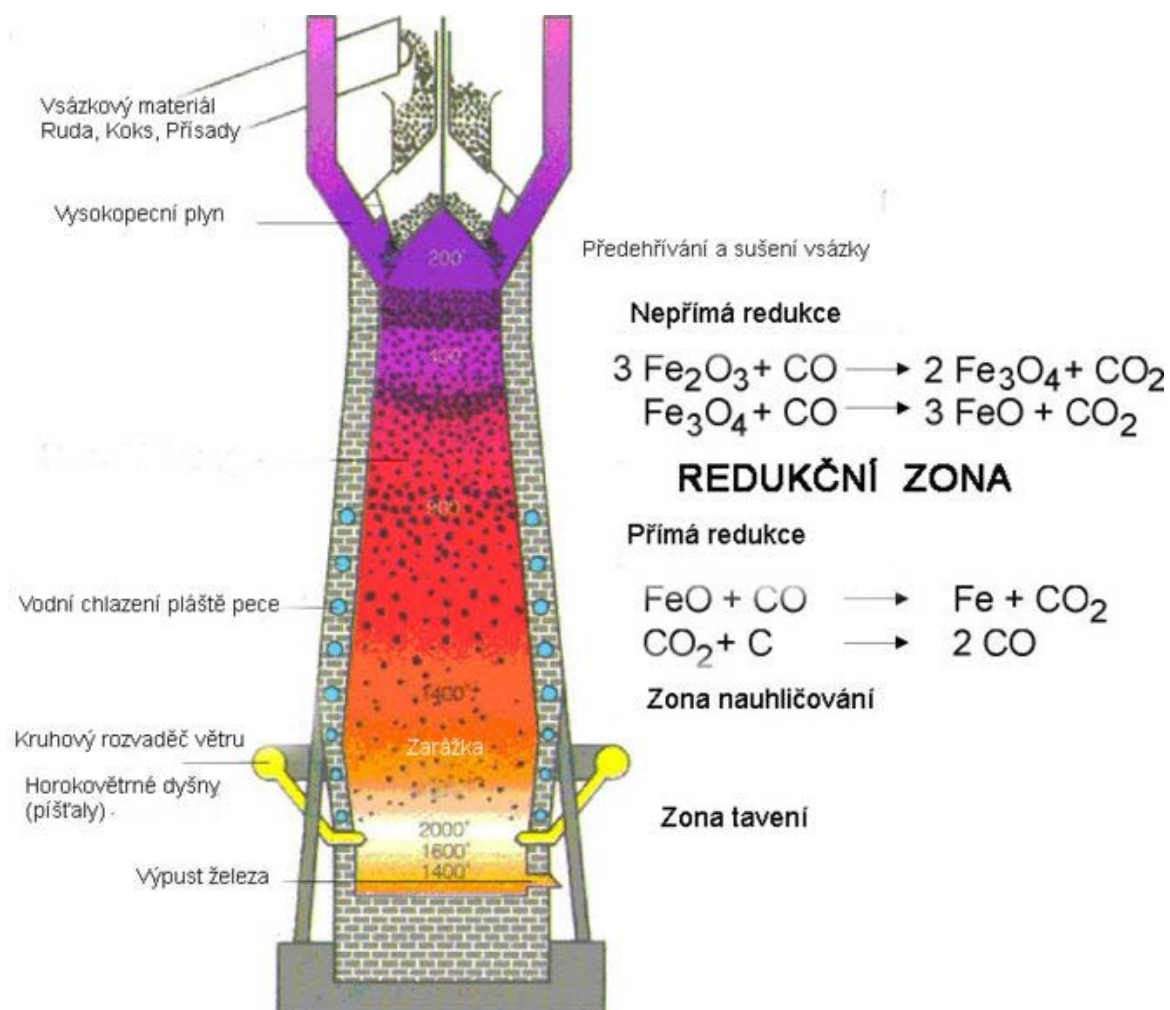
#### **4.2.3.1 Výroba surového železa**

Vysoká pec (Obr. 74) je šachtovitá pec s plynulým zavážením kovonosné vsázky, paliva a struskotvorných přísad. Palivo se spaluje proudem vzduchu předeřhřátého na 1000 až 1300 °C a vháněného do pece výfučnami. V oblasti výfučen vzniká redukční plyn o teplotě 1800 až 2100 °C. Redukčními složkami plynu jsou CO a  $\text{H}_2$ . Vyredukované železo je nauhličováno uhlíkem koksu a shromažďuje se v nístěji pece. Nad hladinou surového železa se shromažďuje struska. Surové železo i struska se pravidelně vypouštějí. Vysoká pec pracuje nepřetržitě po dobu 10 až 15 let.

Vzduch dmýchaný do vysoké pece se předeřhřívá v ohříváčích větru. Ohříváče větru pracují jako regenerativní ohříváče vytápěné směsným plynem.

Pracovní profil vysoké pece je určen procesy, které ve vysoké peci probíhají. Vsázka (ruda, koks a vápenec) se sázejí do vysoké pece přes zvonový uzávěr do sazební, která má válcový tvar. Tvar sazební je podmíněn nutností co nejvíce omezit nekontrolovatelné změny násypného profilu. Šachta má tvar komolého kužele se širší spodní základnou. Dolů se rozšiřující tvar šachty umožňuje vsázce při ohřevu rozpínání do stran a usnadňuje její plynulý sestup do spodních částí vysoké pece. Opačně proudící plyny se naopak směrem nahoru ochlazují a zmenšují svůj objem.





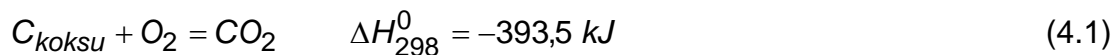
**Obr. 74 Schéma vysoké pece**

Rozpor ve tvaru nízkého válce představuje plynulý přechod šachty do sedla. Sedlo má tvar komolého kužele s užší dolní základnou. Zужování sedla směrem dolů je v souladu se zmenšováním objemu vsázkových surovin při jejich měknutí a tavení. Těsně pod sedlem v nístěji jsou umístěny výfučny. V prostoru před výfučnami probíhá spalování paliva a nachází se oblast s nejvyššími teplotami ve vysoké peci. Rozšíření profilu vysoké pece nad výfučnami odklání vyzdívku od proudů nejteplejších plynů a tím se dosahuje vyšší životnosti vyzdívky.

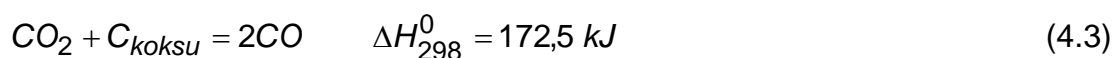
Nístěj pece je spodní válcová část, v níž se hromadí surové železo a nad ním struska. Surové železo i struska se vypouštějí odpichovými otvory. Vyzdívka nístěje se zhotovuje z uhlíkových materiálů. Ostatní části pece jsou vyzděny šamotovými tvárnici. Podle pracovní teploty se volí jakost šamotu. Pro nejvyšší teploty se volí jakostní vysocehlinitanové šamoty.

### **Základní reakce probíhající ve vysoké peci**

Spalování paliva probíhá v oblasti výfučen, kde se spaluje uhlík koksu kyslíkem z předehřátého vzduchu. V prostoru výfučen vysoké pece probíhají následující reakce:



V oblasti vzdálenějších od výfučen při nedostatku kyslíku probíhají reakce:



V důsledku průběhu reakce (4.2) je veškerý volný oxid uhličitý, mimo pásma průběhu oxidačních reakcí přeměněn na oxid uhelnatý. Uhlík v koksu a zejména oxid uhelnatý jsou základními redukčními látkami ve vysoké peci

Vyšší oxidy vykazují obecně vyšší disociační napětí a jsou proto méně stálé než nižší oxidy. Pro disociaci oxidů železa při teplotách na 570 °C je možné použít schéma:



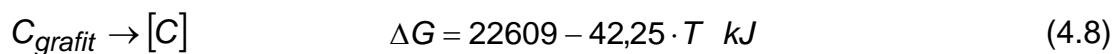
Při teplotách nad 570 °C je stabilní pouze FeO, který je redukován uhlíkem nebo CO.

Přímá redukce oxidů ve vysoké peci uhlíkem koksu je omezena nedokonalým stykem obou tuhých fází. Při teplotách nad 900 °C má rozhodující význam redukce oxidů železa s oxidem uhelnatým podle reakcí:



Oxid uhličitý vznikající při redukčních reakcích reaguje s koksem a vzniká opět oxid uhelnatý. Současně s redukcí oxidů železa probíhá redukce i jiných oxidů, zejména oxidů manganu, křemíku a fosforu.

Vyredukovaná železná houba rozpouští v sobě uhlík. K intenzivnímu nauhličování železa dochází však až po jeho úplném roztavení přímou reakcí s uhlíkem koksu. Rozpouštění uhlíku v železe můžeme popsat rovnicí:



Z rovnice (4.8) vyplývá, že rovnovážná aktivita roste za stejného složení s teplotou.

#### 4.2.3.2 Výroba oceli

Ocel je slitina železa, uhlíku a dalších prvků, které pocházejí z vsázky, případně se do oceli dostávají záměrně nebo neúmyslně během výroby. Chemickým složením, tepelným zpracováním a způsobem tváření je možné měnit mechanické, fyzikální a chemické vlastnosti oceli v širokých mezích. Výroba oceli dnes nepředstavuje pouze proces zkujňování (snížení obsahu uhlíku), ale složitý pochod výroby železných slitin o předepsaném chemickém složení, případně předepsaných vlastností, kterých se dosahuje řízením procesů tuhnutí a dalšího metalurgického zpracování. Základní surovinou pro výrobu oceli je vedle surového železa ocelový odpad.

Historie moderních ocelářských pochodů se odvíjí od roku 1855, kdy H. Bessemer přihlásil patent na výrobu oceli v konvertoru foukaném vzduchem. Konvertory znamenaly řádové zvýšení produktivity práce při výrobě oceli. Nevýhodou konvertorů je možnost zpracování jen omezeného podílu ocelového odpadu. Ocelový odpad, jehož výskyt rostl se zvyšováním výroby oceli, bylo možné zpracovat v martinských pecích (od roku 1864). Konvertory a martinské pece byly dominantními výrobními agregáty v ocelárnách také v první polovině 20. století. V roce 1952 byla vyrobena první tavba na konvertoru foukaném kyslíkem. Dnes se vyrábí více než 90 % produkce oceli v kyslíkových konvertorech a elektrických obloukových pecích. Kyslíkový konvertor může ekonomicky zpracovávat až 40 % pevné vsázky. Elektrické obloukové pece jsou určeny obvykle pro zpracování ocelového odpadu. Ocelářské pochody jsou založeny na snižování obsahu prvků, jejichž koncentrace je vyšší, než se požaduje nebo naopak na zvyšování obsahu prvků, jejichž koncentrace je nižší, než se požaduje. Důležitou roli při výrobě oceli hraje struska, k jejíž tvorbě se nejčastěji používá vápno nebo vápenec a tavidla.

Postupy snižování koncentrace prvků v oceli jsou:

- oxidace prvků na plynné oxidy,
- oxidace prvků na oxidy v oceli prakticky nerozpustné a jejich absorpce ve strusce,
- rozdělení prvků mezi kov a strusku,
- snížení parciálního tlaku prvku v plynné fázi a jeho převedení do plynné fáze.

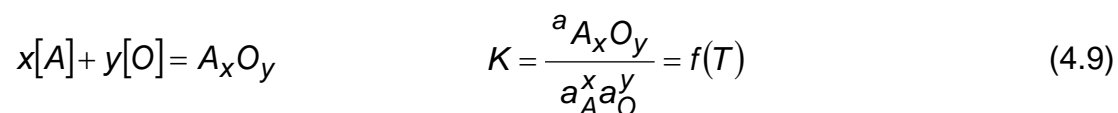
Mezi postupy zvyšování koncentrace prvků v oceli se zahrnuje:

- legování oceli,
- dezoxidace oceli,
- modifikace oceli.

### **Základní principy ocelářských reakcí**

Při **oxidaci** se přivádí kyslík ve formě plynu nebo oxidů (rud). Během oxidace přechází část kyslíku nejen do strusky, ale i do vyzdívky ocelářského agregátu. Oxidace roztavené lázně je jednou ze základních metalurgických operací. Roztavení vsázky a oxidace se provádí v peci. Následující operace po oxidaci se provádí obvykle mimo tavící agregát, kde se jednotlivé rafinační agregáty často specializují na určitou metalurgickou operaci, např. odplynění, oduhličení ve vakuu, odsíření, ohřev lázně mimo pec apod.

Doprovodné prvky reagují s kyslíkem rozpuštěným v železe podle schematické rovnice:



$K$  je rovnovážná konstanta uvedené rovnice a závisí na teplotě podle rovnice:

$$\log K = \frac{\Delta G^0}{R \cdot T} \quad (4.10)$$

Produkty reakce  $A_xO_y$  mohou být ve stavu plynném, kapalném nebo tuhém.

Příkladem oxidace s plynným produktem může být oxidace uhlíku podle rovnice:

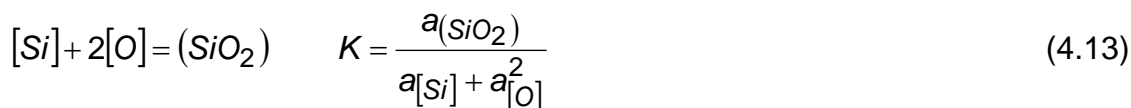


Rovnovážná aktivita uhlíku odpovídající určité aktivitě kyslíku je určena pouze teplotou taveniny podle vztahu:

$$\log \frac{a_{CO_g}}{a_{[C]}a_{[O]}} = \frac{-\Delta G^0}{R \cdot T} \quad (4.12)$$

Oxidace uhlíku (uhlíkový var) má důležitý význam při výrobě oceli. Bubliny oxidu uhelnatého, které vznikají při oxidaci uhlíku, promíchávají lázeň. Uhlíkovým varem se dosahuje teplotní a chemické homogenity lázně, intenzivního styku kovu a strusky a snížením obsahu vodíku, případně i dusíku v oceli.

U oxidačních reakcí, při kterých vznikají kapalné nebo pevné oxidy, je průběh reakcí ovlivněn složením a fyzikálními vlastnostmi strusky (zejména viskozitou). Z metalurgického hlediska je možné ocelářské strusky rozdělit na zásadité a kyselé. V zásaditých struskách je hlavní složkou oxid vápenatý (CaO), v kyselých oxid křemičitý (SiO<sub>2</sub>). Charakter strusky určuje také charakter vyzdívky ocelářského agregátu. Agregáty se zásaditou vyzdívkou jsou vyzděny vyzdívkou na bázi MgO(MgO.CaO), kyselé SiO<sub>2</sub>. Oxidy vznikající v lázni nebo na mezifázovém rozhraní kovu a strusky se rozpouštějí ve strusce. Aktivita oxidů ve strusce může nabývat hodnoty nejvíce 1, a to v případě, kdy je struska nasycena uvažovaným oxidem. Pokud není struska oxidy nasycena, pak je jejich aktivita ve strusce menší než 1 a podle definice rovnovážné konstanty (4.9) bude v rovnovážném stavu dosaženo nižší hodnoty součinu  $a_A^x \cdot a_B^y$  a reakce bude probíhat k nižším aktivitám prvku A i B. Příkladem může být oxidace křemíku:



Výsledkem reakce je oxid křemičitý, který se absorbuje ve strusce. V zásaditých struskách reaguje SiO<sub>2</sub> se zásaditými oxidy a jeho aktivita je nižší než 1. Čitatel rovnovážné konstanty (4.13) je menší než 1. Při stejné aktivitě kyslíku se proto pod zásaditými struskami nachází v oceli nižší aktivita křemíku než pod kyselými a

snížením aktivity  $\text{SiO}_2$  se snižuje aktivita křemíku v oceli. Podobným způsobem probíhá oxidace i jiných prvků např. fosforu, manganu, chromu aj.

Roztavený kov a struska představují heterogenní soustavu dvou nemísitelných fází. Jednotlivé prvky se rozdělují mezi obě fáze a podle Nernstova zákona platí pro podmínky rovnováhy:

$$K_A = \frac{a^{(A)}}{a[A]} = f(T) \quad (4.14)$$

Pro praktické účely se místo aktivit dosazují do rovnice (4.14) koncentrace naměřené v provozních podmínkách. Rozdělovací koeficient se pak označuje  $L$  a platí pouze pro uvedené nebo podobné podmínky. Např. pro kyslík je možné vyjádřit rozdělovací koeficient:

$$L_O = \frac{(O)}{[O]} \quad (4.15)$$

Podle vztahu (4.15) je možné snížením aktivity kyslíku ve strusce snížit i aktivitu kyslíku v oceli a ocel **dezoxidovat**. Obsah kyslíku v oceli pak závisí nejen na teplotě, ale i na aktivních koeficientech, které závisí na složení oceli i strusky. Stejně vztahy platí i pro odsíření.

*Snížení koncentrace prvků v oceli snížením parciálního tlaku v atmosféře.*

Ke snížení zejména obsahu plynů rozpuštěných v oceli se používají nejčastěji tyto postupy:

- Snížení parciálního tlaku prvku rozpuštěného v oceli nad taveninou dmýcháním inertního plynu nad taveninu. Inertní plyn (Ar) má nižší parciální tlak, než je rovnovážný parciální tlak odstraňovaného prvku a prvek přechází z taveniny do atmosféry inertního plynu. Inertní plyn je často zaváděn do taveniny, ze které vystupuje ve formě bublin. Zaváděním inertního plynu do taveniny se zvětšuje reakční plocha mezi plynem a taveninou.
- Snížení celkového tlaku plynu nad taveninou v uzavřeném prostoru, který je neustále odsáván. Snižováním celkového tlaku se sníží parciální tlaky všech plynů obsažených v atmosféře. Mimi obsah vodíku a dusíku je možné snížit za nízkého tlaku i obsahy prvků s nízkou teplotou varu.

- Také reakce v oceli, při kterých vznikají plynné produkty, lze snížením parciálního tlaku plynných produktů významně ovlivnit.

Při **dezoxidaci** se snižuje obsah kyslíku. Princip snížení obsahu kyslíku popisuje rovnice (4.12). Rozpuštěním prvku se silnou afinitou ke kyslíku v lázni se podle rovnice (4.12) sníží aktivita kyslíku v oceli. Chemickou afinitu dvou prvků udává hodnota volné entalpie  $\Delta G$  jejich vzájemné reakce (oxidů). Prvky, které vykazují v roztoku kapalného železa vysokou afinitu ke kyslíku, se nazývají dezoxidovadla. Nejčastěji se používají hliník a křemík. Uvedený postup se nazývá srážecí dezoxidace. Při srážecí dezoxidaci vznikají pevné nebo kapalné oxidy, které vyplouvají do strusky. Rychlost vyplouvání se řídí podle Stokesova zákona zejména velikostí částic. Nejmenší oxidy vzniklé při dezoxidaci zůstávají a tvoří oxidické vměstky. Ke snížení obsahu kyslíku je možné použít také principu, který popisuje rovnice (4.15). Postup dezoxidace založený na principu rozdělení kyslíku mezi strusku a kapalnou ocel se nazývá extrakční dezoxidace.

Po dezoxidaci se vytvářejí podmínky vhodné pro vedení metalurgických operací, jejichž průběh závisí na nízkém obsahu kyslíku v oceli i ve strusce. Jedná se zejména o odsíření, legování prvky s vysokou afinitou ke kyslíku a modifikaci vměstků. Obsah kyslíku v oceli před dezoxidací činí řádově setiny procenta a jeho snížení na řádově desetitisíciny je snadné při nízké spotřebě dezoxidovadel. Obsah kyslíku ve strusce a vyzdívce pece po oxidaci činí desítky procent. Je proto výhodné oxidační strusku odstranit a ocel přelít do agregátu, který se používá jen pro zpracování dezoxidované oceli. Moderní postupy výroby oceli jsou založeny na tavení, ohřevu a oxidaci kovu v peci nebo konvertoru a dezoxidaci a odsíření oceli v pánvi nebo pánvové peci.

#### a) **Legování oceli**

Prvky s nižší afinitou ke kyslíku než železo (Ni, Cu, Mo, W) je výhodné přidávat do oceli před oxidací, protože uhlíkový var homogenizuje lázeň. Prvky s vyšší afinitou ke kyslíku než železo (Mn, Cr, V, Si, Al, Nb, Ti) se přidávají až do dezoxidované oceli, aby se snížil jejich propal. Rostoucí požadavky na výrobu legovaných ocelí se zúženou tolerancí legujících prvků nebo dokonce „point analysis“ (výsledné složení se nepředepisuje jako interval koncentrací, ale jako konkrétní hodnota) je možné

održet v pánvových pecích, popřípadě i v jiných zařízeních pro mimopecní zpracování.

#### **b) *Dezoxidace oceli***

Pro závěrečnou dezoxidaci oceli se obvykle používá srážecí dezoxidace. Při odlévání oceli je obvykle proud oceli oxidován kyslíkem z atmosféry, tzv. sekundární oxidace. Koncentrace dezoxidačního prvku v oceli má být proto dostatečná k udržení aktivity kyslíku po odlévání na požadované úrovni. Nejčastější dezoxidační přísadou je hliník. Zbytkové koncentrace hliníku se požadují v rozmezí 0,025 až 0,05 %. Aktivity kyslíku v oceli v pánvi se v praxi blíží rovnovážným aktivitám vzhledem ke zbytkovému obsahu hliníku v oceli.

#### **c) *Modifikace oceli***

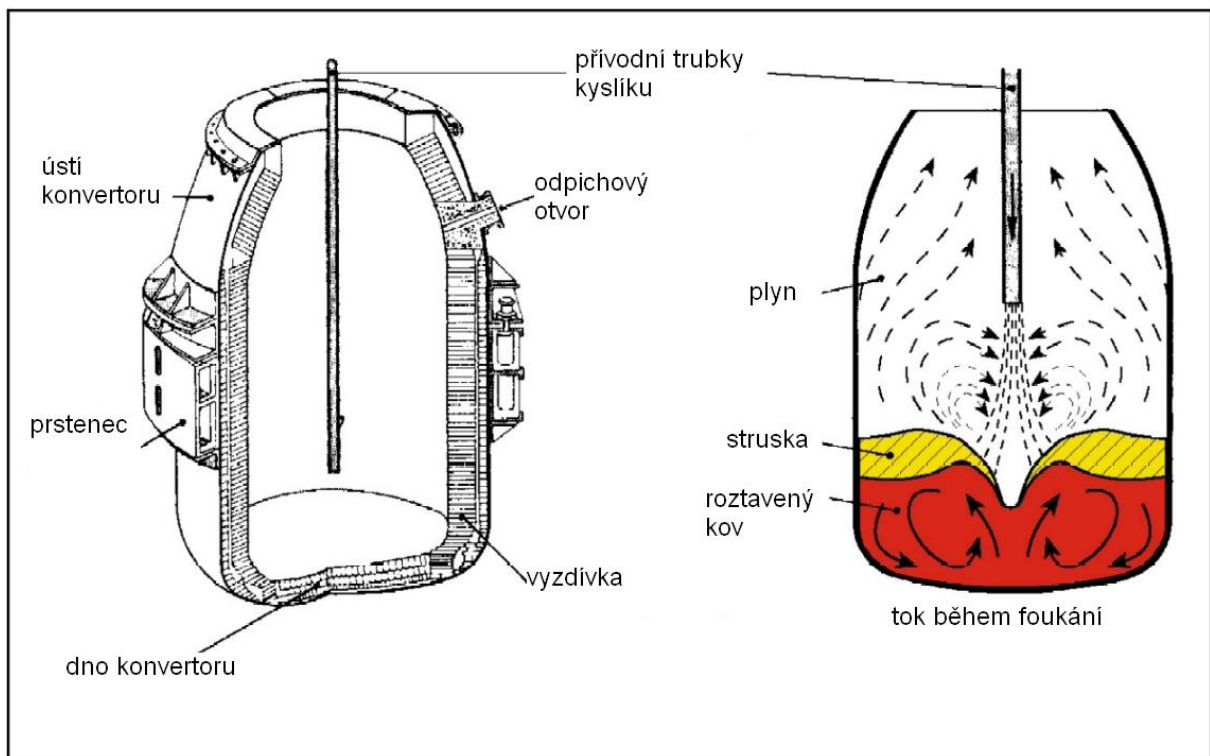
Modifikací oceli se myslí ovlivnění skupenství nebo chemického složení vměstků. Skupenství vměstků závisí vedle teploty oceli na jejich chemickém složení. Jestliže s kyslíkem, sírou nebo jinou nečistotou reaguje více prvků, pak teplota tavení produktů reakce závisí podle příslušného rovnovážného diagramu na složení produktů. Po dezoxidaci oceli hliníkem vznikají oxidy typu  $\text{Al}_2\text{O}_3$  s vysokou teplotou tání. Přítomnost pevných oxidů v tavenině činí potíže při odlévání. Přísadou vápníku do oceli vznikají oxidy bohaté na hliník i vápník. Teplotu jejich tavení je možné odhadnout z rovnovážného diagramu  $\text{Al}_2\text{O}_3 - \text{CaO}$ . Převedením pevných vměstků na kapalnou fázi se potíže při odlévání odstraní.

Vápník v oceli reaguje nejen s kyslíkem, ale i se sírou. Vznikající oxisulfidy mají kulovitou morfologii na rozdíl od sulfidů manganu, které jsou v ocelích s nízkým obsahem uhlíku mezidendriticky umístěny a nepříznivě ovlivňují mechanické vlastnosti. Vápník v uvedených případech slouží jako modifikační přísada.

### **4.2.3.3 Výroba oceli v kyslíkových konvertorech**

Schéma kyslíkového konvertoru je uvedeno na Obr. 75. Kyslíkové konvertory pracují s hmotností vsázky až 300 tun. Doba tavby činí cca 30 minut. Ocelový plášť konvertoru je vyzděn, případně z části vydusán nejčastěji z magnezitového nebo dolomitového materiálu.





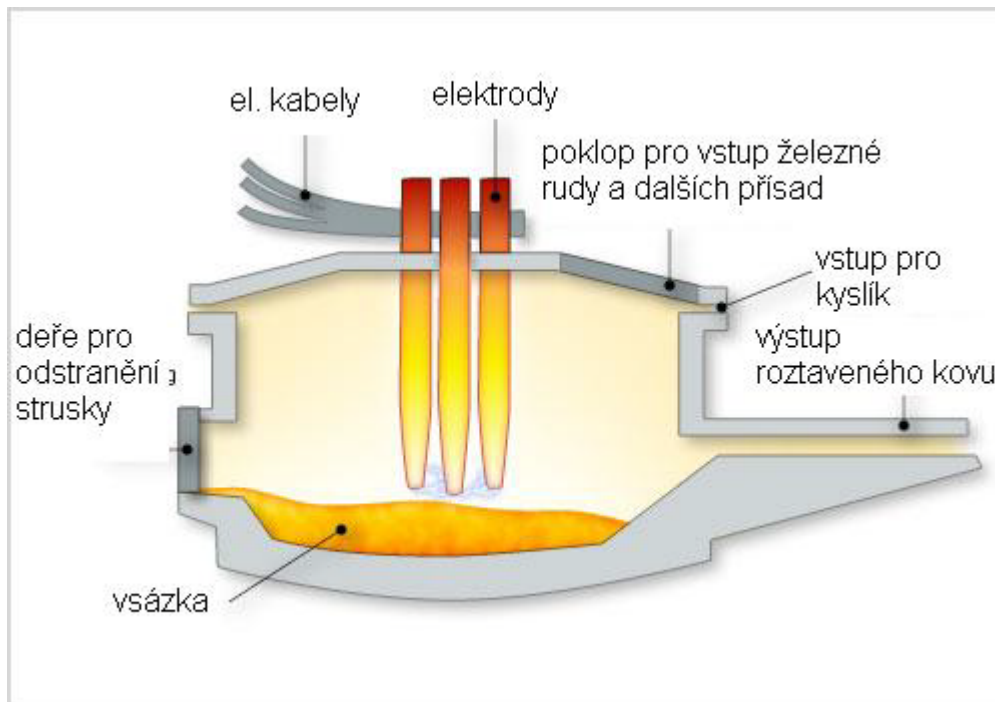
**Obr. 75 Schéma kyslíkového konvertoru**

Do konvertoru se sází ocelový odpad, jehož množství je dáno složením a teplotou surového železa, teplotou vyzdívky a druhem vyráběné oceli. K tvorbě strusky se používá vápno a tavidlo (bauxit nebo kazivec). Spotřeba vápna závisí zejména na obsahu fosforu v surovém železe ( $60$  až  $100 \text{ kg.t}^{-1}$ ), spotřeba tavidla na spotřebě vápna a použité technologii ( $2,5$  až  $4 \text{ kg.t}^{-1}$ ). Ocelový odpad a struskotvorné přísady se přisazují podle použitého technologického postupu na začátku tavby do prázdného konvertoru nebo během tavby. Surové železo se nalévá do konvertoru při teplotě  $1250$  až  $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Kyslík je dmýchán na hladinu surového železa tryskou zasunutou do konvertoru a chlazenou vodou. Hlavními metalurgickými úkoly konvertoru je oduhličení a odfosfoření oceli a její ohřev na požadovanou teplotu. Oxidace uhlíku, fosforu, křemíku a železa jsou hlavním zdrojem tepla v konvertoru, které slouží k roztavení železného odpadu a ohřevu oceli na teplotu cca  $1600 \text{ }^\circ\text{C}$ . Deoxidace a legování oceli se provádí obvykle v pánvi na stanici mimopecního zpracování. Během odpichu je žádoucí, aby se oxidační struska nedostala do pánve.

#### 4.2.3.4 Výroba oceli v elektrických obloukových pecích

Schéma elektrické obloukové pece je na Obr. 76. Ocelový plášť pece je vyzděn podobně jako konvertor žáruvzdorným materiálem na bázi magnezitu nebo dolomitu. Víko a často i stěny pece jsou chlazené vodou. Na chladnice stěn i víka se nanáší žáruvzdorný materiál torkretováním. Malé pece mívají kyselá víka vyzděná dinasem. Vodou se pak chladí jen „kroužky elektrod“ a někdy i rám víka.



Obr. 76 Schéma elektrické obloukové pece

Zdrojem tepla v elektrické obloukové peci jsou elektrické oblouky hořící mezi zászkou a grafitovými elektrodami. Jako vsázka se používá obvykle ocelový odpad. Podobně jako u technologie výroby oceli v konvertoru je hlavním úkolem elektrické obloukové pece oduhličit a odfosfořit roztavenou ocel. Po dosažení odpichové teploty se odlévá ocel do pánve a následuje dezoxidace, dolegování, odsíření, popřípadě modifikace oceli na zařízeních pro mimopecní zpracování oceli.

Malé elektrické obloukové pece ve slévárnách (hmotnost vsázky 3 až 20 t) pracují s krátkým dezoxidačním údobím v peci. Pod dezoxidační struskou se ocel odsiřuje a doleguje. Během dezoxidačního údobí se v peci udržuje redukční atmosféra přísadou koksu na hladinu strusky. Slévárny oceli v ČR nejsou až na výjimky vybaveny mimopecním zařízením pro zpracování kovu. Elektrické obloukové pece

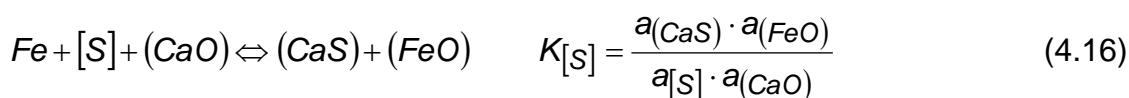
pracují se vsázkou až 300 tun. U pecí spolupracujících se zařízením pro mimopecní zpracování by doba tavby neměla překročit 2 hodiny.

#### 4.2.3.5 Mimopecní zpracování oceli

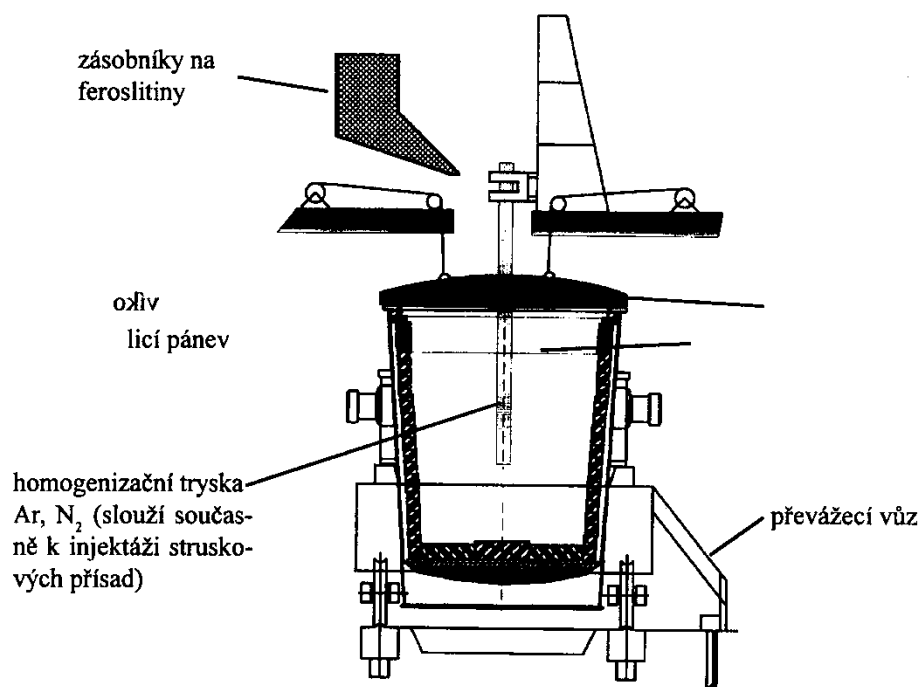
Zařízení pro mimopecní zpracování oceli lze rozdělit na zařízení, ve kterých se provádí mimopecní zpracování za atmosférického nebo sníženého tlaku. Podle jiného hlediska lze zařízení na mimopecní zpracování rozdělit na zařízení pracující s příhřevem nebo bez příhřevu tekutého kovu v lázni. Důležitým zařízením se stává samotná pánve. Pánve určené pro mimopecní zpracování jsou nejčastěji vyzděny zásaditou vyzdívkou na bázi dolomitu. Ocel se vypouští z pánve tzv. šoupátkovým uzávěrem. Během odpichu nebo bezprostředně po odpichu se ocel obvykle dezoxiduje hliníkem.

##### ***Zařízení pro mimopecní zpracování oceli pracující za atmosférického tlaku bez příhřevu***

Schéma zařízení je uvedeno na Obr. 77. Tekutý kov v pánvi je homogenizován dmýcháním argonu a do pánve se injektují prachové přísady s cílem odsířit nebo modifikovat taveninu. K odsíření se používají nejčastěji mleté struskotvorné přísady složené z vápna a tavidla ( $\text{CaF}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Struskotvorné přísady se dmýchají tryskou co nehlouběji ke dnu pánve, kde se taví a jako disperzní struska vyplouvají taveninou do strusky. Vzniklá struska emulgovaná v tavenině má velký povrch. Za těchto podmínek se výsledné obsahy síry v tavenině blíží k rovnovážným obsahům. Reakce odsíření lze popsat rovnicí:



Ze vztahu pro rovnovážnou konstantu lze usoudit na nejvyšší odsíření při reakci se struskou nasycenou CaO a nízkou aktivitou FeO. Při použití feroslitin, případně solí obsahujících vápník nebo použitím kovového vápníku je možné zlepšit podmínky pro odsíření. Současně vápník obsažený v oceli modifikuje vměstky.



Obr. 77 Schéma stanice na homogenizaci taveniny a injektáž prachových linek do pánve (Třinecké železárně a. s.)

### **Zařízení mimopecního zpracování pracující za atmosférického tlaku s přihřevem**

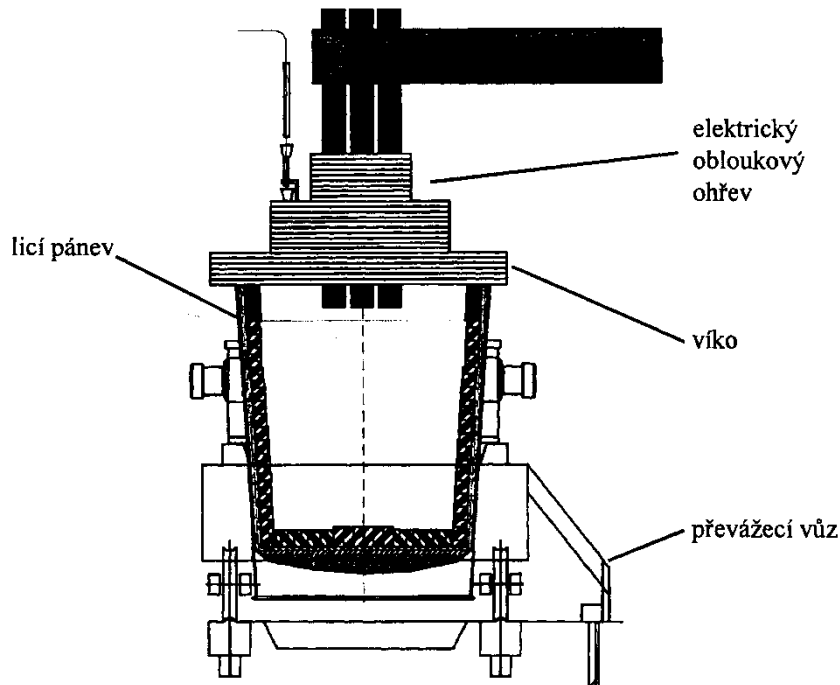
Odsíření v pánvi injektáží prachových přísad je spojeno se ztrátou tepla, která může limitovat rozsah mimopecního zpracování. Také u ostatních postupů mimopecního zpracování dochází k dalším ztrátám tepla, které je možné uhradit přihřevem kovu v pánvi. Nejčastější způsob přihřevu je elektrickým obloukem v pánvové peci. Během ohřevu je dmýchán dnem pánve argon a tím se dosahuje tepelné i chemické homogenity kovu v pánvi. Schéma pánvové pece je na Obr. 78.

Metalurgické procesy založené na injektáži prachových přísad je výhodné uskutečnit v pánvové peci. V pánvových pecích je výhodné dolegovávat ocel prvky s vysokou afinitou ke kyslíku. Chemická homogenita taveniny je příznivá pro zúžení rozptylu výsledného chemického složení.

Jiný způsob přihřevu je chemický přihřev založený na oxidaci nejčastěji křemíku nebo hliníku rozpuštěného v tavenině. Teplo uvolněné z exotermických reakcí ohřívá tekutou ocel v pánvi.

K chemickému přihřevu se používají rovněž speciální konvertory dmýchané spodem nebo bokem. K dmýchání se používá směs inertního plynu (argonu) a kyslíku.

Konvertorové pochody byly původně vyvinuty pro oduhličení vysokolegovaných chromových a chromniklových ocelí. Později se jejich uplatnění rozšířilo na odsíření a odplynění nelegovaných a nízkolegovaných ocelí, zejména ve slévárnách.



Obr. 78 Schéma pánvové pece (Třinecké železářny a. s.)

### **Zařízení mimopecního zpracování oceli za nižšího tlaku bez příhřevu**

Původně byla zařízení pro zpracování oceli za nižšího tlaku (označovaná někdy za zařízení zpracující ocel ve vakuu – vakuová metalurgie) určena zejména pro snížení obsahu vodíku (částečně i dusíku) v oceli. Přechod vodíku z oceli do atmosféry je možno popsat rovnicí 4.17. Za vysokých teplot a nízkých tlaků běžných při výrobě oceli je možné pro směs plynů, která je v rovnováze s taveninou, předpokládat chování srovnatelné se směsí ideálních plynů. V takovém případě při zvolení vhodného standardu je možné nahradit aktivitu plynu ve směsi plynů jedním parciálním tlakem:

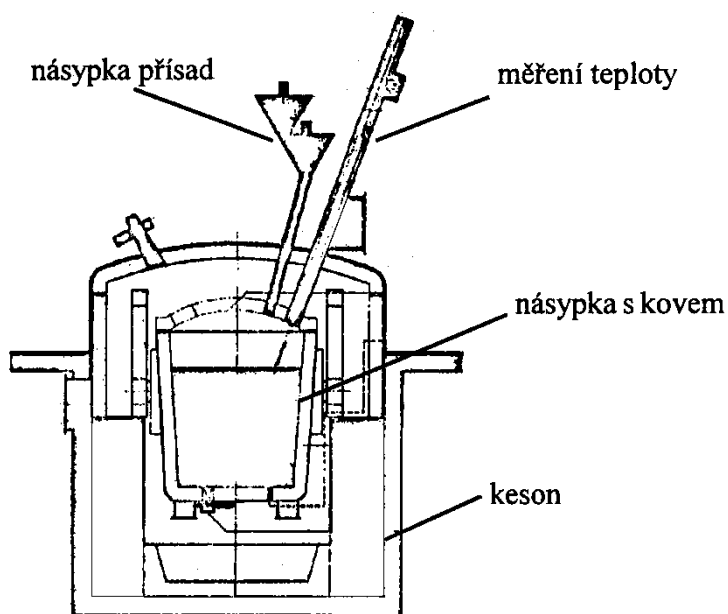


Snížením parciálního tlaku vodíku v plynné fázi, která je ve styku s ocelí, se současně sníží aktivita vodíku v oceli. Podobným způsobem je možné snižovat aktivitu prvků, které tvoří plynné sloučeniny nebo mají nízkou teplotu varu a za

nižšího tlaku se odpařují. Za nižšího tlaku je možné dosáhnout velmi nízkých obsahů uhlíku. Dosažení nízkých obsahů uhlíku se požaduje zejména při výrobě vysokolegovaných korozivzdorných ocelí či ocelí typu maraging.

Nejčastější postupy mimopecního zpracování oceli za sníženého tlaku:

- Vakuování oceli v pánvi umístěné v kesonu. Během vakuování je ocel v pánvi promíchávána proudem argonu.
- Nasávání oceli z pánve do vakuované nádoby. K odplynění je nutné několik desítek nasátí (zdvihů). Schéma zařízení je na Obr. 79.
- Vakuování oceli v proudu. Při přelévání taveniny z mezipánve při odpichu nebo při odlévání ingotu prochází proud tekutého kovu vakuovaným prostorem a je odplyňován.

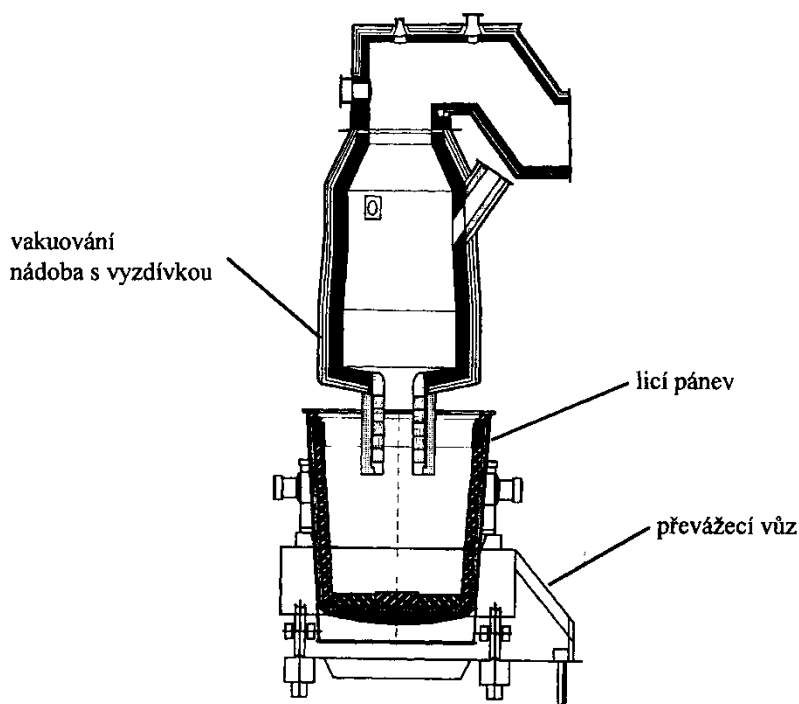


Obr. 79 Schéma zařízení pro vakuování v kesonu

### **Zařízení pro mimopecní zpracování za nižšího tlaku s přihřevem**

Zařízení pracující s elektrickým přihřevem za sníženého tlaku je podobné schématu pánvové pece na Obr. 78. víko musí být utěsněno v místech, kde přiléhá na pánev a v průchodech pro elektrody. Podle vybavení stanice mimopecního zpracování za sníženého tlaku s přihřevem je možné provádět na zařízení většinu operací, které jsou předmětem mimopecního zpracování popsaného v předchozích odstavcích.

K zařízení mimopecního zpracování za sníženého tlaku s přihřevem se řadí i konvertorové pochody, u kterých po dmýchání směsi inertního plynu a kyslíku následuje dmýchání čistého inertního plynu s následným uzavřením konvertoru a snížením tlaku nad lázní.



Obr. 80 Schéma zařízení pro vakuování v pánvi – DH (Třinecké železářny a. s.)

#### 4.2.4 Odlévání oceli

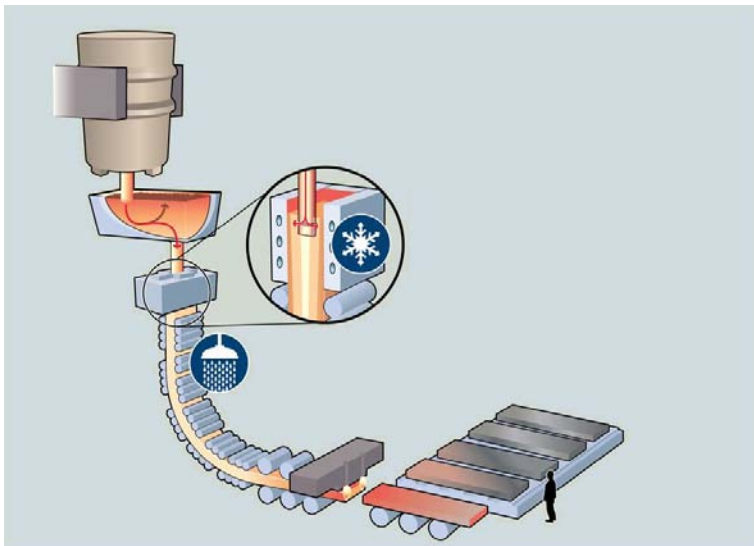
Dominantními jevy, které ovlivňují vlastnosti oceli při odlévání a tuhnutí, jsou sekundární oxidace a segregace oceli. K sekundární oxidaci dochází zejména při styku proudu odlévané oceli se vzduchem. Na povrchu proudu tekutého kovu nastává po styku se vzdušným kyslíkem oxidace především železa a povrchově aktivních prvků. Oxidy železa u uklidněných ocelí jsou v následujících okamžicích redukovány dominantním dezoxidačním prvkem a vznikají oxidy dezoxidačního prvku, které jsou v oceli nerozpustné.

Příčinou segregace prvků během tuhnutí je rozdílná rozpustnost prvků v tekutém a tuhém stavu, jak vyplývá z jednotlivých rovnovážných diagramů. Krystaly, které se vylučují mezi solidem a likvidem, obsahují nižší koncentraci legujících a doprovodných prvků a tavenina se o tyto prvky obohacuje.

Malá část oceli se odlévá se slévárnách do pískových forem. Po ztuhnutí se získává finální polotovary, odlitek, jehož tvar se dále mění jen třískovým obráběním. Většina oceli je dodávána z hutí jako tvářené polotovary. Pro výrobu tvářených polotovarů se dříve odlévala ocel do kokil. Ingot, získaný odlitím do kokily, se dále tvářel válcováním nebo kování. Odlévání ingotů pro válcování je dnes z větší části nahrazeno plynulým odléváním tzv. kontilitím.

Principem kontilití je odlévání oceli do chlazeného kovového krystalizátoru (nejčastěji měděný chlazený vodou). U stěn krystalizátoru vzniká ztuhlá vrstva kovu, která postupně při průchodu krystalizátorem zvětšuje svoji tloušťku. Tuhnoucí kov je plynule z krystalizátoru vytahován. Rychlost posunu je řízena tak, aby v okamžiku, kdy proud tuhnoucího kovu opouští krystalizátor, byla povrchová ztuhlá vrstva dostatečně tlustá, aby nedošlo k jejímu protržení. Krystalizátory mají obvykle čtvercový (sochory), obdélníkový (bramy) nebo kruhový průřez.

Kov se odlévá z pánve do mezipánve. Z mezipánve se odlévá kov několika proudy do více krystalizátorů. Během lití jsou postupně k mezipánvi přistavovány další pánve. Během jedné sekvence je možno odlévat několik desítek taveb bez přerušení. Ztuhlé kontislitky jsou průběžně děleny a odesílány k dalšímu zpracování. Schéma kontilití je na Obr. 81.



Obr. 81 Schéma kontilití



### 4.3 Soustava železo-uhlík

Na vlastnosti technických slitin železa má významný vliv uhlík. Uhlík zpravidla nejvýznamnějším způsobem ovlivňuje důležité vlastnosti slitin železa. Při predikci vlastností technických slitin železa můžeme proto vycházet s určitou nepřesností z rovnovážného diagramu železa s uhlíkem.

*Uhlík s železem tvoří intersticiální tuhé roztoky s omezenou rozpustností uhlíku.* Po překročení rozpustnosti uhlíku v tuhém roztoku se uhlík vylučuje jako součást samostatné fáze. Při nízkých obsazích tvoří uhlík intersticiální sloučeninu  $\text{Fe}_3\text{C}$ . Tato sloučenina není stabilní a může se rozkládat na grafit a železo. Soustava Fe- $\text{Fe}_3\text{C}$  se označuje jako soustava metastabilní a podle této soustavy tuhnou a chladnou zejména oceli. Jestliže je uhlík vyloučen jako grafit, jedná se o soustavu stabilní, která má svůj význam při posuzování změn při tuhnutí a chladnutí litin a surových želez.

Rovnovážený diagram železo-uhlík stabilní i metastabilní soustavy je uveden na Obr. 82.

Důležité teploty a koncentrace jsou v diagramu označeny velkými písmeny. U stabilní soustavy jsou tato písmena opatřena apostrofem (např. C').

V diagramu se vyskytují následující fáze:

- Tuhý roztok uhlíku v  $\text{Fe}_\alpha$  se nazývá **ferit**,
- Tuhý roztok uhlíku v  $\text{Fe}_\gamma$  se nazývá **austenit**,
- Tuhý roztok uhlíku v  $\text{Fe}_\delta$  se nazývá **delta ferit**,
- **Cementit** je intersticiální sloučenina železa a uhlíku  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,
- **Grafit** je uhlík krystalizující v šesterečné soustavě,
- Eutektikum v metastabilní soustavě se nazývá **ledeburit** a při eutektické teplotě se skládá z krystalů austenitu a cementitu,
- Eutektikum ve stabilní soustavě se nazývá **grafitické eutektikum** a při eutektické teplotě se skládá z austenitu a grafitu,
- Eutektoid v metastabilní soustavě se nazývá **perlit** a skládá se z feritu a cementitu. Morfologicky se rozeznává perlit lamelární (lamely feritu a cementitu) a perlit zrnitý (ferit s globulárním cementitem).

Ve stabilní soustavě se vylučuje uhlík při eutektoidní teplotě jako součást grafitového eutektoidu (ferit + grafit). U technicky používaných slitin za běžných teplot ochlazování vzniká při eutektoidní koncentraci perlit.

Tuhnutí slitin železa podle rovnovážného diagramu (Obr. 82) začíná při teplotách určených křivkou A-B-C-D (křivka likvidu) a končí při teplotách určených křivkou A-H-J-E-F (křivka solidu). Slitiny železa s obsahem uhlíku nižším než je koncentrace bodu E, se zařazují mezi oceli, s obsahem vyšším mezi litiny. Mezi křivkou likvidu a solidu koexistuje tavenina se vznikající tuhou fází. Pro slitinu o určitém složení a teplotě určenou v diagramu železo-uhlík, např. bodem Z mezi likvidem a solidem, je chemické složení tuhé fáze určeno průsečíkem teplotní izotermy, např.  $T_1$  s křivkou solidu a složení taveniny s křivkou likvidu.

U slitin s obsahem uhlíku nižším než je koncentrace odpovídající bodu B, se začíná vylučovat z taveniny delta ferit, který se při teplotě H-B přemění peritektickou reakcí podle rovnice 4.19.



Při peritektické teplotě (1499 °C) reaguje ferit o složení bodu H s taveninou o složení bodu B a vzniká austenit o složení bodu J.

U slitin s obsahem uhlíku vyšším než je koncentrace bodu B a nižším než je koncentrace bodu C, se vylučuje z taveniny austenit. Při vyšším obsahu uhlíku ve slitině než odpovídá bodu C, se z taveniny vylučuje v případě metastabilní soustavy primární cementit, v případě stabilní soustavy primární grafit.

Oblast feritu  $\delta$  se nachází mezi body A-H-N. Maximální rozpustnost uhlíku v  $\text{Fe}_\delta$  činí při teplotě 1499 °C 0,10 %C (bod H). S klesající teplotou se snižuje rozpustnost uhlíku v  $\text{Fe}_\delta$  až po teplotu 1392 °C (bod N). Pod touto teplotou se v oblasti omezené body N-J-A-S-G nachází oblast austenitu. U slitin s nižším obsahem uhlíku než udává bod J, nestačí přítomná tavenina k přeměně veškerého austenitu na ferit delta podle reakce 4.17. V oblasti omezené body H-J-N existuje proto vedle sebe po peritektické reakci delta ferit a austenit. V důsledku poklesu rozpustnosti uhlíku ve feritu delta při poklesu teploty přechází uhlík do austenitu, jehož množství přibývá. Při teplotě 1392 °C se přemění poslední delta ferit na austenit.

Maximální rozpustnost uhlíku v austenitu je při eutektické teplotě (čára E-C-F). Mezi touto teplotou a eutektoidní teplotou (čára P-S-K) klesá rozpustnost uhlíku

v austenitu podle čáry E-S. Za čarou E-S se z přesyceného austenitu vylučuje uhlík, buď jako sekundární cementit (soustava metastabilní) nebo jako sekundární grafit (soustava stabilní).

Oblast feritu se nachází mezi body G-P-Q. Nejvyšší rozpustnost uhlíku ve feritu je při eutektoidní teplotě (čára P-S-K). Při eutektoidní teplotě se austenit rozpadá na ferit a cementit podle reakce:



Ferit při eutektoidní teplotě obsahuje 0,018 %C (bod P). S poklesem teploty klesá rozpustnost uhlíku ve feritu až na  $10^{-4}$  % a přebytečný uhlík se vylučuje jako terciální cementit. V případě stabilní soustavy se grafit vylučuje podobně jako sekundární grafit na grafitu dříve vyloučeném. Struktura oceli při pokojové teplotě bude podle metastabilního rovnovážného diagramu tvořena u ocelí s obsahem C < 0,018 % feritem a terciálním cementitem, u ocelí s obsahem C = 0,018 – 0,765 % feritem a perlitem a u ocelí s obsahem C = 0,765 – 2,14 % perlitem a sekundárním cementitem. Podíl jednotlivých strukturních složek ve struktuře je možné určit pákovým pravidlem, podobně jako např. složení perlitu. Podle pákového pravidla je obsah cementitu v perlitu v procentech dán poměrem  $(PS/PK)*100$ , obsah feritu  $(SK/PK)*100$  (podíl feritu a cementitu v perlitu je asi 7:1).

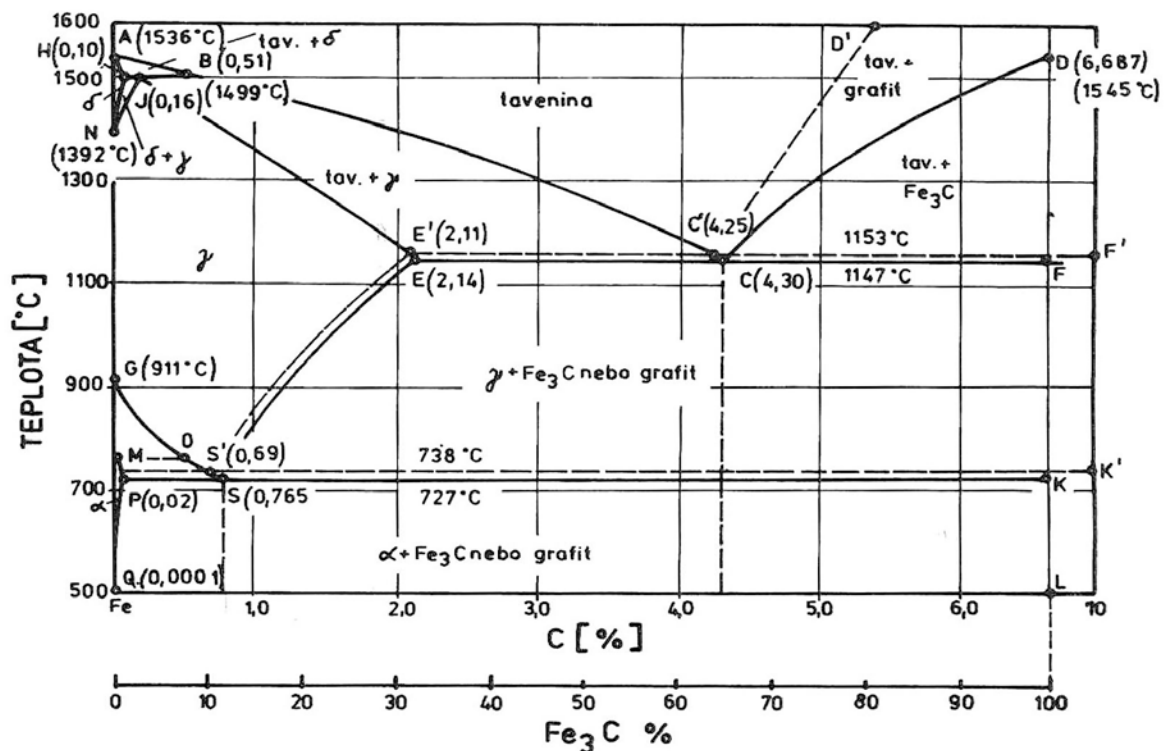
Podutektické litiny ztuhlé podle metastabilní soustavy obsahují až po eutektoidní teplotu strukturu tvořenou austenitem a ledeburitem. Ledeburit vzniká eutektickou reakcí podle reakce:



Obsah cementitu v ledeburitu v procentech je dán poměrem  $(EC/EF)*100$  a obsah austenitu  $(CF/EF)*100$ . Při chladnutí z eutektické teploty až po teplotu eutektoidní se snižuje podobně jako u ocelí rozpustnost uhlíku v austenitu podle čáry SE a přebytečný uhlík se vylučuje ve formě cementitu. Cementit se nevylučuje jako u ocelí ve formě sekundárního cementitu na hranicích zrn, ale na dříve vyloučeném ledeburitu. Při eutektoidní teplotě se transformuje austenit dle reakce (4.20). Ledeburit pod eutektoidní teplotou se skládá z cementitu a perlitu a nazývá se také ledeburit transformovaný. Pokles rozpustnosti uhlíku s teplotou v perlitickém feritu se neprojeví na změně struktury. Vznikající cementit se při chladnutí pod eutektoidní teplotou vylučuje na cementitu dříve vzniklém. Výsledná struktura je tvořena perlitem

a transformovaným ledeburitem. Nadeutektické litiny ztuhlé podle metastabilní soustavy obsahují při eutektické teplotě ztuhnutí ve struktuře primární cementit a ledeburit. Vyloučený cementit (primární i ledeburitický) se během chlazení nemění. Austenit obsažený v ledeburitu prochází při chlazení změnami jako austenit u podeutektických litin. Struktura nadeutektických litin při pokojové teplotě je tvořena primárním cementitem a transformovaným ledeburitem.

Podeutektické litiny ztuhlé podle stabilní soustavy obsahují při eutektické teplotě austenit a grafitové eutektikum. Během chlazení v důsledku snižování rozpustnosti uhlíku v austenitu se vylučuje grafit na grafitu dříve vzniklém. Při eutektoidní teplotě vzniká z austenitu ferit a přebytečný uhlík se vylučuje jako grafit na grafitu dříve vzniklém. V důsledku rozpustnosti uhlíku ve feritu s poklesem teploty se vylučuje opět grafit na grafitu dříve vzniklém. Výsledná struktura je tvořena feritem a grafitem.



Obr. 82 Rovnovážný diagram železo - uhlík, metastabilní soustava Fe – Fe<sub>3</sub>C plná čára, stabilní soustava Fe – C čárkovaně

Nadeutektické litiny ztuhlé podle stabilní soustavy obsahují při eutektické teplotě primární grafit a grafitové eutektikum. Primární grafit má měrnou hmotnost 2,2 g·cm<sup>-3</sup>, a proto vyplouvá z taveniny. Snižování rozpustnosti uhlíku v austenitu, jeho

eutektoidní transformace a následující snižování uhlíku ve feritu je doprovázeno vylučováním grafitu jako u podeutektických litin. Struktura za pokojové teploty je tvořena grafitem a feritem.

Rozpustnost uhlíku v železe při pokojové teplotě je prakticky nulová. Fázové složení slitin železa s uhlíkem je proto tvořeno feritem a cementitem v případě metastabilní soustavy a feritem a grafitem v případě soustavy stabilní.

Cementit je křehká fáze s tvrdostí 700 HV až 800 HV. S přibývajícím obsahem uhlíku v metastabilní soustavě přibývá také obsah cementitu a roste tvrdost a pevnost. Současně klesají houževnatost a plastické vlastnosti. Houževnatost a plastické vlastnosti mimo obsah cementitu závisejí také na způsobu jeho vyloučení. V případě vyloučení cementitu po hranicích zrn (sekundární, terciální cementit), je pokles houževnatosti výrazný i při nižších obsazích uhlíku. U perlitické struktury se dosahuje vyšší houževnatosti při malé mezilamelární vzdálenosti cementitu. Sferoidizace (sbalení) lamel cementitu v perlitické struktuře vede ke snížení pevnosti a tvrdosti a ke zvýšení houževnatosti.

Grafit je křehká a měkká fáze. U slitin zchladlých podle stabilní soustavy má při feriticko-grafitické struktuře obsah uhlíku malý vliv na tvrdost. Pevnost, houževnatost a plastické vlastnosti závisejí více na způsobu vyloučení grafitu než na jeho množství. Slitiny s grafitem vyloučeným ve formě lupínek jsou křehké. K porušení dochází křehkým předčasným lomem. Jestliže je grafit vyloučen ve formě kuliček, jsou pevnostní vlastnosti takových slitin úměrné pevnostním vlastnostem feritu. Plastické vlastnosti a houževnatosti jsou ale nižší než srovnatelné vlastnosti feritu.

#### **4.3.1 Vliv doprovodných prvků na vlastnosti slitin železa**

- Prvky, které se rozpouštějí ve feritu, ovlivňují jeho vlastnosti jako pevnost, tvrdost, houževnatost (Mn, Si).
- Prvky s nízkou rozpustností ve feritu a cementitu se při ochlazování vylučují z tuhého roztoku ve formě nových fází (sloučenin) a způsob jejich vyloučení má vliv zejména na pevnost a houževnatost (O, S, N).
- Některé prvky při vyšších teplotách segregují na hranice zrn a působí popouštěcí křehkost (fosfor a některé další prvky 5. skupiny jako As, Sb, Bi, případně Sn a Pb). Segregaci podporuje přítomnost Mn a Si,

proto je u ocelí pracujících v oblasti popouštěcí křehkosti požadován často minimální obsah Mn a Si.

- Některé prvky ovlivňují velikost lamel cementitu v perlitu.

#### **4.3.1.1 Vliv manganu**

Mangan tvoří se sírou a kyslíkem sloučeniny s vyšší teplotou tavení než železo a snižuje nebezpečí vzniku nízkotavitelných eutektik pod teplotou solidu. Přítomnost nízkotavitelných eutektik (Fe-S-O) zhoršuje tvařitelnost oceli za vysokých teplot. V koncentraci 0,3 až 1 % ovlivňuje mangan příznivě vyloučení sulfidů typu MnS, tím snižuje jejich nepříznivé působení na houževnatost oceli a tranzitní teplotu.

Mangan se rozpouští ve feritu a zvyšuje pevnost a houževnatost oceli při zachování plastických vlastností. Mangan rozšiřuje oblast austenitu (zvyšuje  $A_4$  a snižuje  $A_3$ ). Snížení teploty  $A_3$  působí na zjemnění lamel cementitu v perlitu. Vysokolegované manganové oceli mají austenitickou strukturu.

#### **4.3.1.2 Vliv křemíku**

Křemík ovlivňuje složení produktů dezoxidace a jejich morfologii, pokud není ocel dezoxidována silnějšími dezoxidačními prvky (Al). Křemík zvyšuje pevnost a mez kluzu, nad 1 % snižuje plastické vlastnosti feritu. Spolu s manganem podporuje křemík segregaci P, As, Sb, Bi, Sn, Pb za zvýšených teplot.

#### **4.3.1.3 Vliv fosforu**

V ocelích je fosfor rozpuštěn ve feritu a netvoří sloučeniny. V litinách se při obsahu fosforu nad 0,08 % tvoří s uhlíkem a železem eutektikum nazývané *steadit*.

Fosfor zvyšuje pevnost a tvrdost. Jeho vliv závisí na obsahu uhlíku. Při nízkých obsazích uhlíku do 0,01 % se uvádí vliv obsahu fosforu i na zvýšení tažnosti. Při vyšších obsazích uhlíku nad 0,05 % zvyšuje fosfor křehkost feritu. Jeho vliv na křehkost je významný již od 0,05 % P. Současně se zvyšuje přechodová teplota. Oceli s obsahem fosforu 0,12 % jsou již křehké i při pokojové teplotě. Vliv obsahu fosforu na popouštěcí křehkost je uveden výše. Oceli odolné popouštěcí křehkosti obsahují méně než 0,01 % P.

U vysoce pevných ocelí snižuje fosfor mez únavy a zvyšuje sklon ke vzniku trhlin, prasklin a křehkých lomu. U litin zlepšuje fosfor slévárenské vlastnosti a v některých litinách je jeho koncentrace až 0,5 %. Ve většině ocelí je obsah fosforu nižší než 0,030 %.

#### **4.3.1.4 Vliv síry**

Síra tvoří s kyslíkem a železem ternární eutektikum s teplotou tavení 925°C. V důsledku silného sklonu k odměšování síry dochází v mezidendritických prostorách ke vzniku uvedeného eutektika i při poměrně nízkých koncentracích síry v tavenině. Důsledkem je pak zhoršení tvařitelnosti za tepla a sklon ke vzniku trhlin v ingotech a odlitcích. Při určité koncentraci síry mohou být oceli za tepla netvařitelné.

Rozpustnost síry v železe při 1365 °C je 0,050 %. V důsledku segregace síry se mezidendritická tavenina obohacuje o síru a po překročení její rozpustnosti v tavenině se síra vylučuje jako sulfidické vměstky, jejichž složení závisí na způsobu dezoxidace, jak bylo výše popsáno. Přítomnost prvků s vyšší afinitou k síře (Mn) než železo působí na vylučování sulfidu při její nižší koncentraci a usměrnění sulfidu do mezidendritických prostor je proto menší. Prvky s nejvyšší afinitou k síře (Ca a prvky vzácných zemin) tvoří sulfidy při teplotách nad teplotou likvidu a vzniklé sulfidy mají kulovitý tvar a jsou po ztuhnutí rovnoměrně rozmístěné v matici. Jestliže po dezoxidaci vznikají tekuté produkty dezoxidace, může síra přecházet do těchto vměstků. Výsledkem jsou potom kulovité oxisulfidy (Mn-S). Po dezoxidaci slabými dezoxidovadly (Mn, Si) se vylučují při tuhnutí oxisulfidy, které jsou při teplotě solidu tekuté a mají proto kulovitý tvar.

U uklidněných ocelí (dezoxidovaných hliníkem) s obsahem uhlíku do 0,30 % vznikají sulfidy umístěné v mezidendritických prostorách, které snižují houževnatost a zvyšují tranzitní teplotu. Na metalografickém výbrusu se jeví jako řetízky často protáhlých sulfidů. Tyto vměstky jsou rovněž tvařitelné a tvářením lze jejich nepříznivé působení snížit, ale jen při zkouškách na vzorcích odebraných ve směru tváření. Zejména u výrobků tvářených převážně jedním směrem (plechy, podélné profily) jsou značné rozdíly vlastností ve směru tváření a napříč ke směru tváření. Hodnota vrubové houževnatosti klesá u vzorků odebraných kolmo na směr tváření až na 50 % hodnoty dosažené na vzorcích odebraných po směru tváření.

U ocelí dezoxidovaných hliníkem s vyšším obsahem uhlíku se vměstky jeví na metalografickém výbrusu jako jednotlivé, hranaté, náhodně rozmístěné útvary.

Síra stabilizuje perlitickou strukturu. S vlivem síry na stabilitu perlitické struktury je nutno počítat zejména u litin. Dále se přičítá síře zhoršení svařitelnosti, schopnosti k cementování a snížení korozní odolnosti. Příznivě působí síra na obrobiteľnost a třecí vlastnosti oceli. Oceli se zlepšenou obrobiteľností obsahují až několik desetin procenta síry, která je do oceli úmyslně přidávána.

#### 4.3.1.5 Vliv kyslíku

Maximální rozpustnost kyslíku v železe při teplotě 1 600 °C je 0,21 %. V ocelích je během výroby obsah kyslíku omezen přítomností dalších prvků, často obsahem uhlíku. Během výroby je maximální obsah kyslíku v roztavených ocelích do 0,05 % a cca 0,005 % v hotové oceli.

Podle obsahu kyslíku v oceli při odlévání rozdělujeme oceli na uklidněné a neuklidněné. V neuklidněných ocelích je dostatek kyslíku pro reakci s uhlíkem. Výsledkem reakce jsou bubliny oxidu uhelnatého v ingotech. V uklidněných ocelích je koncentrace kyslíku nižší, než je zapotřebí pro vznik bublin CO. Zavedením technologie plynulého odlévání klesá význam i výroba neuklidněných ocelí. Při výrobě ocelových odlitků se odlévá pouze uklidněná ocel.

Kyslík tvoří se silnými dezoxidovadly oxidy stabilní nad teplotami tuhnutí. V uklidněné tekuté oceli po dezoxidaci hliníkem bývá 50 až 80 ppm kyslíku ve formě oxidů ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) a přibližně 5 ppm kyslíku v roztoku.

Tvar a distribuce oxidů má podobně jako u sulfidů vliv na vlastnosti ocelových výrobků. Tvrdé vměstky ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) zhoršují obrobiteľnost. Shluky oxidických vměstků mají průměr až 1 mm a mohou být příčinou iniciace trhliny při cyklickém namáhání a dále jsou nepřijatelné při výrobě tenkých plechů. Oceli silně znečištěné vměstky mají sklon k dřevitým lomům.

Kyslík při tuhnutí silně segreguje a jeho přítomnost v tavenině ovlivňuje aktivitu ostatních prvků a tím i jejich segregaci. Rozpustnost kyslíku ve feritu s teplotou klesá a vyloučené oxidy spolu s nitridy mohou být u neuklidněných ocelí příčinou zvýšení pevnosti a zkřehnutí oceli. Vylučování oxidů a nitridů z přesyceného feritu probíhá i při pokojové teplotě a ke zkřehnutí dochází po několika měsících (stárnutí oceli). U



uklidněných ocelí je kyslík i dusík vázán na oxidy a nitridy hliníku a ke stárnutí nedochází, nebo jen v omezené míře.

Kyslík a síra jsou hlavními zdroji vměstků v oceli (zhoršené metalografické čistoty). Kyslík významně ovlivňuje vlastnosti litin.

#### **4.3.1.6 Vliv dusíku**

Maximální rozpustnost dusíku v nelegovaných ocelích při atmosférickém tlaku a teplotě 1600 °C je 0,04 %. Skutečné obsahy v nelegované oceli jsou obvykle nižší než 0,012 %.

Vliv dusíku na vlastnosti oceli je spojován nejčastěji se stárnutím oceli. Hliník tvoří s dusíkem nitrid AlN, který je stabilní za vysokých teplot. Stabilní nitridy dále tvoří titan, zirkon a prvky vzácných zemin. Ve feritu se rozpouští při teplotě 585 °C cca 0,1 % N. Dusík tvoří s železem intersticiální tuhý roztok. S poklesem teploty rozpustnost dusíku ve feritu klesá a při pokojové teplotě činí méně než  $10^{-4}$  %. Nitridy Fe<sub>4</sub>N se vylučují přednostně na hranicích zrn nebo na skluzových rovinách.

Vyloučení nitridů je zvláště nebezpečné v tepelně ovlivněných pásmech kolem svarů a u ocelí pracujících za teplot 200 až 300 °C a je možné jej eliminovat vázáním dusíku zejména na hliník, titan a zirkon.

U ocelí v litém stavu je dusík příčinou lasturových lomů zejména u odlitků s větší tloušťkou stěn.

#### **4.3.1.7 Vliv vodíku**

Největší rozpustnost vodíku v kapalném železe při atmosférickém tlaku a teplotě 600 °C je 0,0024 % (24 ppm). Nelegované oceli obsahují při odlévání obvykle méně než 5 ppm vodíku.

Vodík je absorbován ocelí jak při výrobě v pecních agregátech, tak také při povrchové úpravě (moření, galvanické pokovení) a při svařování. Vodík může přecházet do oceli i z atmosféry chemických reaktorů. Ze všech prvků má v oceli nejvyšší difuzní rychlost. I při pokojové teplotě dochází k poklesu vodíku v kovu a podle velikosti výrobku po několika měsících klesá jeho koncentrace pod 2,5 ppm.

Vodík tvoří s železem intersticiální tuhý roztok. Při změně modifikace se snižuje rozpustnost vodíku v oceli. Při teplotách 200 °C až 400 °C vyvolává vyloučený vodík

silné pnutí, které může způsobit až porušení materiálu. Vzniklé trhlinky se jeví na lomu jako vločky a tomuto zkrěhnutí se říká vločkovitost. Na vločkovitost jsou náchylné pevné a vysoce pevné oceli.

Vodík snižuje plastické vlastnosti oceli, aniž zvyšuje pevnost. Vodík se adsorbuje na dislokacích a brzdí jejich pohyb. Vodíková křehkost se neprojevuje při vysokých rychlostech deformace, kdy se dislokace odtrhnou od adsorbovaných atomů vodíku.

V chemických reaktorech se může vodík za vysokých teplot štěpit a atomární vodík reagovat na povrchu reaktoru s uhlíkem v oceli za vzniku metanu a povrchové oduhličené vrstvy (vodíková koroze). Značné koncentrace vodíku obsahují oceli po moření. Po moření vzniklá vodíková křehkost bývá příčinou zpožděných a náhlých křehkých lomů a snížení meze únavy. Obsah vodíku lze snížit ohřevem na 200 °C až 600 °C. Vodíkové korozi se zabraňuje stabilizací karbidů Cr, Mo, Ti, V.

### **4.3.2 Legování slitin železa**

#### ***Hlavní důvody legování slitin železa:***

- Zvýšení mechanických vlastností, zejména pevnosti a tvrdosti při zachování vyhovující houževnatosti. Nejčastějšími legujícími prvky jsou Mn, Si, Ni, Mo, V, W, Cr.
- Zvýšení prokalitelnosti legováním prvky, které snižují kritickou rychlost rozpadu austenitu zejména přísadou Cr, Mn, Mo, V, Ni, B.
- Ke zmenšení sklonu oceli k růstu zrna za vyšších teplot a dosažení jemnozrné struktury vyloučením dispersních částic karbidů nebo nitridů se legují oceli Al, Ti, Nb, Ta, V.
- K dosažení výše uvedených cílů se často leguje přísadou více prvků v koncentracích do dvou procent (nízko legované oceli), v případě Al, Ti, Nb, Ta, Mo nejčastěji do 0,1 % každého prvku (mikrolegované oceli).
- Dosažení některých fyzikálních vlastností u ocelí, např. elektrických nebo magnetických (přísada Si), dosažení určité tepelné roztažnosti nebo výroba nemagnetických ocelí a litin.
- Vytvoření tvrdých a vůči opotřebení odolných karbidů, případně karbidů stabilních i za vysokých teplot (Cr, Mo, W, V).

- Zvýšení žárupevnosti oceli vytvořením vhodně dispergovaných karbidů ve struktuře přísadou Cr, Mo, W, V.

Cílů popsaných posledními výše uvedenými třemi body se dosahuje legováním často více prvků na koncentrace, které odpovídají nízkou legovaným ocelím. Pro náročnější podmínky použití se používají vysoko legované oceli nebo litiny.

- Zvýšení korozivzdornosti v silně agresivních prostředích legováním Cr, Ni, Mo, Si, Cu.
- Potlačení vylučování karbidů a nitridů v korozivzdorných ocelích legovaných chromem s přísadou titanu, niobu a tantalu.
- Zvýšení odolnosti proti oxidaci za vysokých teplot vytvořením kompaktního, k povrchu oceli dobře Inoucího filmu oxidů přísadou Cr, Si, Al.

Výše uvedených posledních tří cílů se dosahuje výrobou vysokolegovaných ocelí nebo litin.

Součet legujících prvků v ocelích se obvykle v těchto případech pohybuje v rozmezí 12 až 50 %.

Legující prvky se rozpouštějí ve feritu nebo v austenitu nejčastěji za vzniku substitučních roztoků. Některé prvky se částečně nebo úplně rozpouštějí v cementitu nebo vytvářejí s uhlíkem karbidy.

Rozpustnost přísadových prvků v oceli závisí na jejich krystalové struktuře a atomovém poloměru. Při stejném typu mřížky platí:

- Legující prvek je v železe zcela rozpustný jestliže se jejich atomové poloměry liší méně než o osm procent.
- Omezená rozpustnost vzniká, jestliže se poloměr železa a přísadového prvku liší o 8 až 15 %. Nepatrná rozpustnost se vyskytuje u substitučních roztoků, jestliže se poloměr železa a legujícího prvku liší více než o 15 %.

Substituční zpevnění feritu do určité koncentrace legujícího prvku nastává, aniž by se výrazně snižovaly plastické hodnoty a houževnatost oceli. S rostoucí koncentrací legujícího prvku přírůstek pevnostních charakteristik klesá a pokles plastických

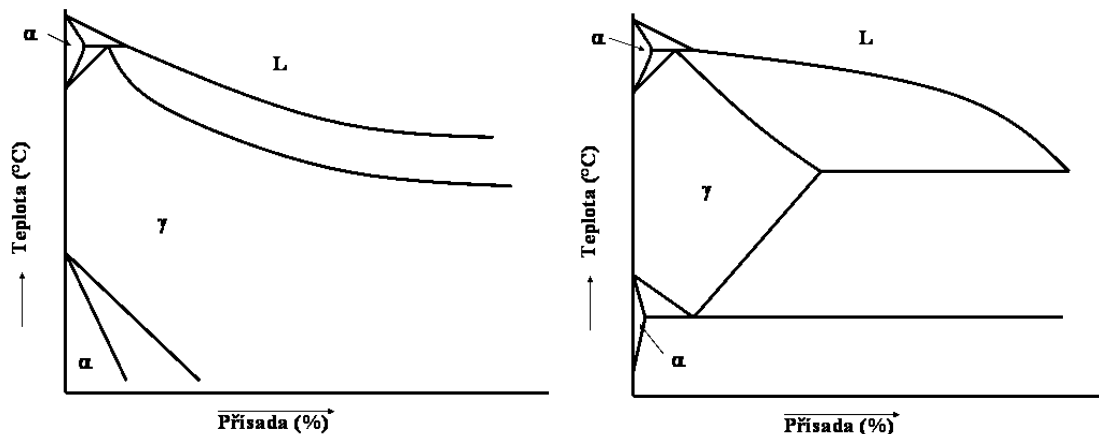
vlastností a houževnatosti roste. Legující substituční prvky se přidávají za účelem zvýšení pevnostních charakteristik obvykle do 2 %. Účinnější než vyšší obsah přísadových prvků je obvykle legování kombinací prvků o nižších koncentracích. Intersticiálně rozpuštěné prvky (H, B, C, N) se hromadí v místech poruch mřížky a projevují se výraznou mezí kluzu.

**Legující prvky působí na vlastnosti oceli dále:**

- Změnou termodynamické stability tuhých roztoků ve slitinách železa.
- Změnou fyzikálních vlastností a chemické odolnosti.
- Vznikem nových fází.
- Změnou mechanismu a kinetiky fázových přeměn v tuhém stavu.

Podle vlivu na termodynamickou stabilitu tuhých roztoků je možné rozdělit legující prvky na **austenitotvorné** a **feritotvorné**.

Austenitotvorné prvky rozšiřují oblast stability austenitu snižováním teploty  $A_3$  a zvyšováním teploty  $A_4$ . Působení prvků, které rozšiřují oblast austenitu, uvádí schématicky Obr. 83. Do této skupiny prvků patří Ni, Mn, Co.

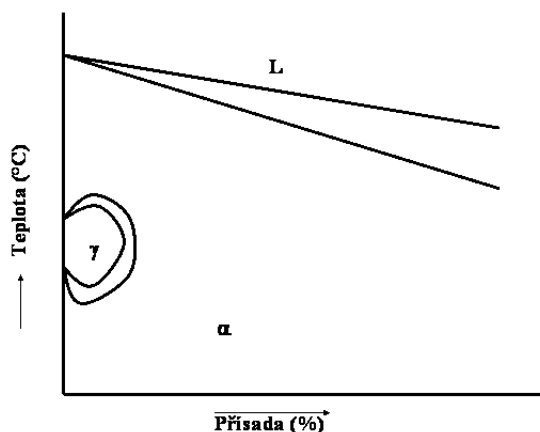


**Obr. 83** Schéma rovnovážného diagramu Fe – austenitotvorný prvek, vlevo - s neomezeným rozšířením oblasti austenitu, vpravo – oblast austenitu je omezena další fází

Oceli tohoto typu nemají od určité koncentrace legujícího prvku žádné fázové přeměny a strukturu není možné zjemnit překrytizačním žháním. Oceli takového složení nelze ani kalit. U tvářených ocelí se zjemňuje zrna vhodným stupněm deformace pod rekrytizační teplotou a následujícím rekrytizačním žháním. Austenitotvorné prvky C a N rozšiřují oblast austenitu omezeně. Pole fázové je

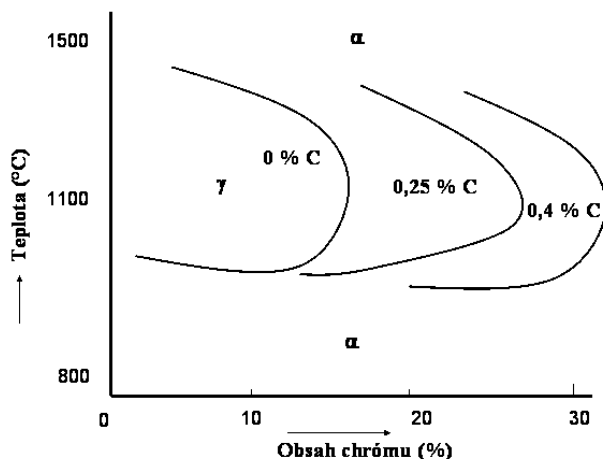
ohraničeno heterogenní oblastí obsahující austenit a další fázi, jak je schematicky uvedeno na Obr. 83.

Feritotvorné prvky rozšiřují oblast stability feritu zvyšováním teploty  $A_3$  a snižováním teploty  $A_4$ . Působení prvků, které uzavírají nad určitou koncentrací zcela oblast austenitu, je uvedeno na Obr. 84.



**Obr. 84** Vliv legujících prvků uzavírající oblast austenitu

Do této skupiny patří Cr, Si, Al, W, Mo, V a Ti. Oceli tohoto typu tuhnou feriticky a nad určitou koncentrací legujícího prvku nemají také přeměnu  $\alpha \rightarrow \gamma$ , nelze je proto překrytizačně žíhat ani kalit. Podobně jako u austenitických ocelí lze dosáhnout zjemnění struktury pouze po tváření pod rekrystalizační teplotou. Feritotvorné prvky Ta, Zr, B, S, Ca, O uzavírají oblast  $\gamma$ , která je obklopena heterogenní oblastí, jak schematicky znázorňuje Obr. 84. U skutečných slitin je nutné brát v úvahu působení ostatních prvků, které mohou značně měnit tvar binárních diagramů "Fe-hlavní legující prvek". Přítomnost uhlíku, který rozšiřuje oblast austenitu, působí v tomto smyslu i na oblast stability austenitu, uvedenou např. na Obr. 85.



Obr. 85 Vliv obsahu uhlíku na stabilitu austenitu

### ***Vliv legujících prvků na změnu fyzikálních vlastností a chemické odolnosti***

Při obsazích chrómu nad 12 % jsou oceli schopné pasivace a odolávají korozi. Korozivzdorné oceli obsahují obvykle 12 až 27 % Cr. Přísada Ni způsobuje zvýšení elektrochemické ušlechtilosti kovu. Také korozivzdorné litiny obsahují více než 18 % Ni (nerezisty). U těchto slitin je možné také měnit přísadou Ni koeficient tepelné roztažnosti. Legováním se mění také magnetické vlastnosti a elektrický odpor. Oceli a litiny s austenitickou strukturou stabilní za pokojové teploty jsou nemagnetické. Prvky, které za vyšších teplot vytvářejí souvislou vrstvu oxidů (Cr, Si, Al), zlepšují odolnost proti oxidaci za vysokých teplot a jsou základem žáruvzdorných slitin.

#### **4.3.2.1 Vliv legujících prvků na vznik nových fází**

Rozpuštěnost některých legujících prvků s teplotou klesá. Tyto prvky jako W, Mo, Ti a mohou při vyšších koncentracích tvořit ve struktuře intermetalické fáze (např.  $Fe_2W$ ,  $Fe_2Mo$ ). Vznik intermetalických fází může být využit k vytvrzení oceli. Ve vysokolegovaných chromových ocelích vzniká intermetalická fáze FeCr, označovaná jako fáze  $\sigma$  způsobující křehnutí těchto ocelí.

Velmi důležité fáze jsou karbidy a nitridy. Za přítomnosti legujících prvků se obohacuje karbid železa o legující prvky. Legující prvky s vyšší afinitou k uhlíku než železo tvoří ve slitinách železa speciální karbidy se složením odpovídajícím stechiometrickému složení, např.  $MC$ ,  $M_2C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_4C_3$ ,  $M_{23}C_6$ . Podobně reaguje dusík s nitridotvornými prvky za vzniku nitridů o obecném složení  $MN$ ,  $M_2N$ . Vznikem karbidů a nitridů se snižuje obsah uhlíku v matici.

#### 4.3.2.2 Vliv přísadových prvků na soustavu železo – uhlík

Vzhledem k velmi malé rozpustnosti uhlíku v železe  $\alpha$  je přítomna většina jeho obsahu v oceli pod teplotou eutektoidní přeměny jako karbid. Množství karbidu roste s rostoucím obsahem uhlíku v oceli. V eutektoidní uhlíkové oceli je jeho podíl 12 %. Poměry ve slitinách Fe-C se komplikují přísadovými prvky, zejména **karbidotvornými**, které se buď rozpouštějí v cementitu nebo vytvářejí samostatné karbidy.

Karbidotvorné prvky jsou v periodické tabulce umístěny nalevo od železa. Mají vesměs méně obsazenou hladinu  $d$  než železo. Při vzniku karbidu doplňují valenční elektrony uhlíku na hladinu  $d$  přísadového prvku a vytvářejí kovovou vazbu. Snaha tvořit karbid a stabilita karbidu jsou tím větší, čím méně je zaplněna hladina  $d$  přísadového prvku, tj. roste s rostoucí vzdáleností od železa. Při vzniku karbidů je důležitý velikostní faktor podle Hägga. Při velikosti poloměru uhlíku  $r_C = 0,79 \cdot 10^{-10} \text{ m}$  je hodnota velikostního faktoru u všech karbidotvorných prvků menší než 0,59 s výjimkou atomů uhlíku, dusíku a kyslíku. U těchto prvků je poloměr

$\frac{r_C}{r_{Me}} > 0,59$ , a proto se tvoří karbidy typu intermetalických sloučenin s komplikovanou krystalovou mřížkou. Lze je vyjádřit vzorcem, např.  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Mn}_3\text{C}$ , přičemž karbidy jsou navzájem v tuhém stavu dobře rozpustné. Tyto karbidy krystalují se složením odpovídajícím stechiometrickému poměru nebo jen s malým nedostatkem uhlíku (například karbid  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ). Jsou méně stabilní než tuhé sekundární roztoky a při vhodných teplotách jsou rozpustné v austenitu.

Ostatní karbidotvorné prvky vyhovují Häggově podmínce  $\frac{r_C}{r_{Me}} < 0,59$  a vytvářejí karbidy s poměrně jednoduchou krystalovou strukturou. Tyto karbidy jsou značně tvrdé a jsou stabilnější. V austenitu se rozpouštějí až při značně vysokých teplotách. Jejich teploty tavení jsou většinou nad 2000 °C.

Karbidy krystalizují v podstatě ve třech typech krystalografických soustav:

- krychlové (např. karbidy typu  $\text{MC}$ ,  $\text{M}_4\text{C}_3$ ,  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ ),
- šesterečné, popř. trigonální (např. typ  $\text{MC}$ ,  $\text{M}_2\text{C}$ ,  $\text{M}_7\text{C}_3$ ),
- ortorombické, např. typ  $\text{M}_3\text{C}$ .

Charakteristiky karbidů v ocelích jsou uvedeny v Tab. 9.

Prvky netvořící v ocelích karbidy (Ni, Si, Al), zmenšují stabilitu cementitu a podporují jeho rozpad na složky: železo a grafit. Mohou tak být příčinou grafitizace oceli, zejména pokud ocel má vyšší hladinu obsahu uhlíku. Grafitizace je doprovázena snížením pevnosti a houževnatosti oceli. Naproti tomu je grafitizace vítána při výrobě některých druhů ocelí (oceli pro kluzná uložení), kde se úmyslně vyvolává grafitizace cementitu vhodným legováním a tepelným zpracováním.

Za přítomnosti dvou karbidotvorných prvků v slitině Fe-C se uhlík váže předem na karbidotvorný prvek mající větší afinitu k uhlíku. V soustavě Fe-C-Me vznikají proto předem karbidy mající menší hodnotu volné entalpie, např. za přítomnosti V a Cr lze očekávat především tvorbu karbidu vanadu a teprve je-li vanad vyčerpán, vzniká karbid chrómu.

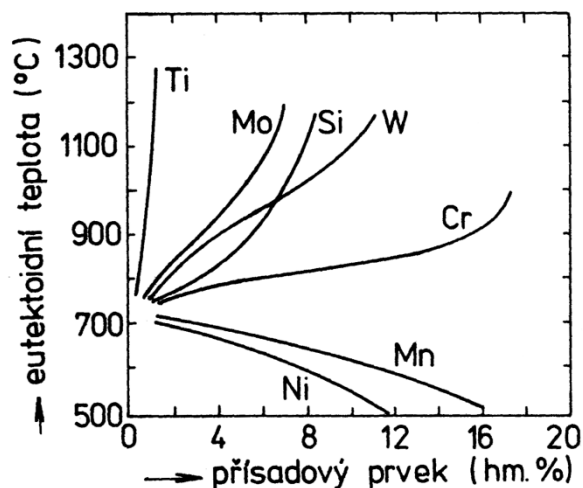
Tab. 9 Základní charakteristiky karbidů v ocelích

<i>Prvek</i>	<i>Poměr <math>\frac{r_C}{r_{Me}}</math></i>	<i>Stechiometrický vzorec</i>	<i>Typ mřížky</i>	<i>Teplota tavení nebo disociace (°C)</i>
<i>Fe</i>	0,61	Fe <sub>3</sub> C	or	1 380
<i>Mn</i>	0,60	Mn <sub>3</sub> C	or	1 600
<i>Cr</i>	0,60	Cr <sub>7</sub> C <sub>3</sub>	š	1 670
<i>W</i>	0,55	(Fe, W) <sub>3</sub> C	k.p.s	-
		W <sub>2</sub> C	š	2 750
		WC	k.t.s	2 600 (dis.)
<i>Mo</i>	0,56	(Fe, Mo) <sub>3</sub> C	k.p.s	-
		Mo <sub>2</sub> C	š	2 700
<i>V</i>	0,57	VC	k.p.s	2 810
<i>Nb</i>	0,53	NbC	k.p.s	3 490
<i>Ti</i>	0,53	TiC	k.p.s	3 160
<i>Zr</i>	0,48	ZrC	k.p.s	3 532
<i>Ta</i>	0,52	TaC	k.p.s	3 880
		Ta <sub>2</sub> C	š	-

#### 4.3.3 Vliv na mechanismus a kinetiku fázových přeměn

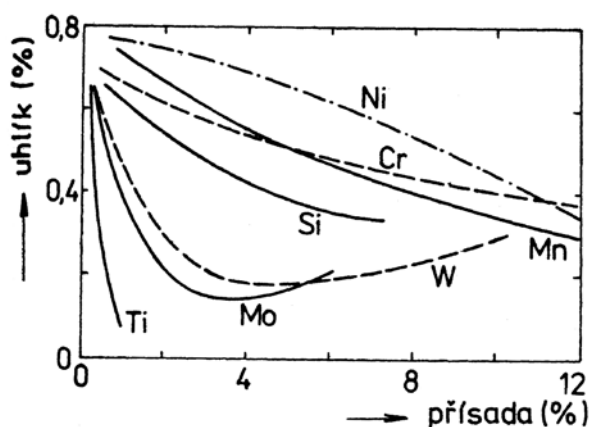
Přísadové prvky mění i mechanismus a kinetiku fázových přeměn, především přeměny eutektoidní. Všechny austenitotvorné prvky snižují teplotu eutektoidní přeměny, prvky feritotvorné ji zvyšují, jak ukazuje Obr. 86. Tyto přísady ovlivňují rovněž eutektoidní koncentraci uhlíku Obr. 87.





Obr. 86 Vliv přísadových prvků na teplotu eutektoidní přeměny v ocelích

Velmi významný a pro praxi důležitý je vliv prvků na průběh fázových přeměn. V podstatě všechny přísadové prvky (kromě kobaltu – Co) posunují křivku rozpadu austenitu k delším časům a zvětšují prokalitelnost. Nejvíce v tomto směru působí chrom, v dalším pořadí jsou prvky mangan, křemík, nikl.



Obr. 87 Vliv přísadových prvků na koncentraci uhlíku v austenitu

Vliv karbidotvorných prvků na prokalitelnost pokud jsou přítomny ve formě stabilních karbidů, se téměř neuplatňuje. Teprve jejich rozpuštění při vysokých teplotách bude mít výrazný vliv na prokalitelnost.

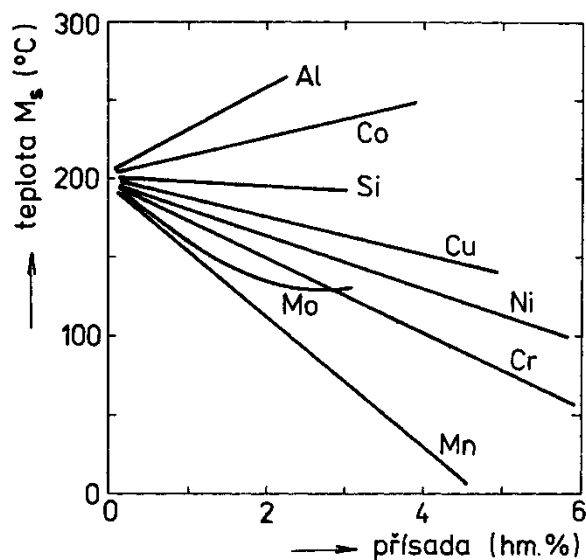
### Vliv přísadových prvků na izotermický rozpad austenitu

Velká většina prvků (Ni, Si, Cu, Al, Mn aj.) rozpuštěná ve feritu nebo v cementitu zpomaluje přeměnu austenitu – zmenšuje kritickou rychlost ochlazování. Prvky karbidotvorné mají vliv na kinetiku přeměny, rozdělují ji do dvou teplotních oblastí, a to 700 až 500 °C a 400 až 250 °C. V první oblasti proběhne přeměna na perlit,

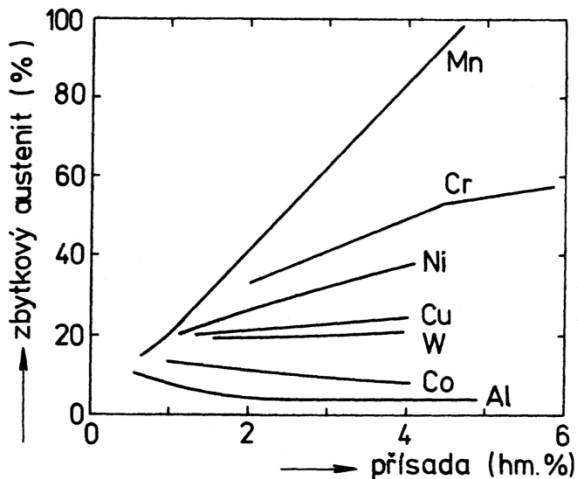
v druhé na bainit. Přeměna však neproběhne kvantitativně, určité množství austenitu zůstane po ukončení přeměny nerozpadlého – zbytkový austenit. V intervalu mezi oběma oblastmi je austenit značně stabilní a potřebuje velmi dlouhou dobu, než je přeměna zahájena.

### Vliv na martenzitickou přeměnu

Přísadové prvky mají vliv na teplotu začátku martenzitické přeměny ( $M_s$ ) i množství zbytkového austenitu, nemění však kinetiku přeměny. Vliv některých prvků na teplotu přeměny je znázorněn na Obr. 88 a množství zbytkového austenitu je znázorněn na Obr. 89. Většina prvků snižuje teplotu  $M_s$  a zvyšují obsah zbytkového austenitu. S rostoucím obsahem uhlíku v oceli se přísady uplatňují výrazněji. Vliv na teplotu  $M_s$  a na množství zbytkového austenitu je téměř lineární, takže jej lze přibližně vyjádřit číselnými součiniteli.



Obr. 88 Vliv přísadových prvků na teplotu  $M_s$



Obr. 89 Vliv některých přísadových prvků na množství zbytkového austenitu při martenzitické přeměně

### Vliv přísad na přeměny při popouštění ocelí

Příísady, zejména karbidotvorné prvky, mají podstatný vliv i na pochody probíhající při popouštění zakalené oceli. Prvky tvořící speciální karbidy mění zásadně schéma pochodů probíhajících při popouštění. Nevzniká, jako je tomu u uhlíkových ocelí, kubický martenzit a později cementit. Vlivem rozpuštěných prvků je původní martenzit i zbytkový austenit stálý do poměrně vysokých teplot.

### 4.3.4 Fázové přeměny slitin železa v tuhém stavu

Polymorfie železa, změny rozpustnosti legur spojené s fázovými přeměnami a s poklesem teplot spolu se značnou rozdílností v hodnotách difuzivit intersticiálních (C, N) a substitučních prvků jsou příčiny značné variability v možných fázových přeměnách těchto slitin. Pozitivní využití fázových přeměn představuje tepelné zpracování, kterým lze měnit vlastnosti slitin železa v širokém rozsahu, který nemá obdoby u žádné jiné slitiny. Stárnutí oceli je na druhé straně příkladem nežádoucích důsledků fázových přeměn.

#### 4.3.4.1 Segregace

**Segregace** je rozpad tuhého roztoku při pomalém ochlazení, který se děje za podmínek blízkých rovnovážným, tj. s velmi malým přechlazením. Jeho důsledkem je přednostní vylučování nové fáze na hranicích zrn tuhého roztoku  $\alpha$ .

Již při nepatrném snížení teploty pod teplotu rovnovážnou se tuhý roztok stává přesyceným v celém svém objemu. Nejvýhodnější podmínky pro zahájení vylučování

nové fáze jsou na hranicích zrn tuhého roztoku. Jsou zde totiž největší nepravidelnosti krystalové mřížky a u technických slitin je zde i dostatek vměstků, které se stávají místem pro vznik zárodků nové fáze (heterogenní nukleace) v tuhém roztoku. Pro další růst je důležitá i okolnost, že difuze po hranicích zrn probíhá rychleji než vlastním zrnem. Vznikne struktura, ve které jsou krystaly tuhého roztoku obklopeny více či méně souvislým síťovím nové fáze.

Segregace se obvykle projevuje zhoršením houževnatosti původní homogenní struktury (tuhého roztoku) a to tím větším, čím křehčí je nově vyloučená fáze a čím spjitěji je vyloučena. Výsledek segregace se proto jeví spíše jako zkřehnutí slitiny bez odpovídajícího zvýšení její pevnosti.

U technicky důležitých slitin jsou případy segregace na hranicích zrn velmi časté (segregace sekundárního cementitu na hranicích austenitických zrn nebo terciárního cementitu na hranicích feritu).

Zvláštní případ segregace je Widmannstättenova struktura, častá u svarových spojů.

#### **4.3.4.2 Precipitační rozpad tuhých roztoků**

Kontinuální precipitace nastává v tuhých roztocích ocelí (ferit, austenit, martenzit), které se stávají přesycenými v průběhu teplotních změn. V případě martenzitu a zbytkového austenitu nerovnovážný, přesycený stav vzniká v průběhu martenzitické přeměny a ke kontinuální precipitaci dochází při popouštění. V ostatních případech je přesycení důsledkem zmenšení rozpustnosti některých legur v tuhém roztoku při snižování jeho teploty. Děje se tak ve feritu polymorfních ocelí při teplotách pod  $A_1$  a ve feritu nebo v austenitu nepolymorfních vysoce legovaných ocelí.

#### **Polymorfní oceli**

V polymorfních ocelích (oceli s přeměnou mřížky) se rozpustnost uhlíku a dusíku ve feritu s klesající teplotou zmenšuje a po rychlejší ochlazení z teplot těsně pod  $A_1$  je ferit těmito prvky přesycen. Bezprostředně po rychlém ochlazení zůstávají atomy intersticiálních prvků rozloženy statisticky náhodně, ve feritu je dostatek volných dislokací (tj. atomy C a N neobsazených), a proto ocel při tahové zkoušce nevykazuje výraznou mez kluzu. Kontinuální precipitace začíná i za pokojové teploty difuzí atomů (C, N) do příznivějších poloh kolem mřížkových poruch (zejména dislokací) a po vytvoření Cottrellových atmosfér se objevuje mez kluzu. Precipitační

rozpad pokračuje segregací atomů C, N a z nehomogenního tuhého roztoku se vylučují koherentní precipitáty přechodných intersticiálních fází, bohatých uhlíkem a dusíkem ( $\text{Fe}_2\text{C}$ ,  $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$ ). V tomto stadiu vzrůstá pevnost, mez kluzu, tvrdost, zmenšuje se prodloužení a zúžení, klesá vrubová houževnatost a tranzitní teplota se zvyšuje.

Tento proces se označuje jako **stárnutí ocelí** a jeho nepříznivé důsledky jsou nejvýraznější zejména u ocelí nízkouhlíkových s obsahem uhlíku do 0,2 %, neboť při jeho vyšším obsahu jsou změny vlastností feritu překryty účinkem perlitu. Při zvýšení teploty pokračuje stárnutí porušením koherence precipitátů, jejich náhradou precipitáty stabilních fází ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Fe}_4\text{N}$ ) a jejich postupným hrubnutím.

Změny mechanických vlastností mají opačnou tendenci jako na začátku stárnutí. S růstem teploty se rychlost stárnutí zvětšuje. Tvrdost přesyceného feritu za normální teploty vzrůstá a po dosažení maxima mírně klesá. S růstem teploty se procesy stárnutí urychlují a zachycení předprecipitačních stavů je obtížné. Průběh stárnutí, tj. změny struktury feritu a změny jeho vlastností, závisí na stupni přesycení feritu atomy uhlíku a dusíku a na rozsahu a rozložení mřížkových poruch, zejména dislokací. Pro daný obsah uhlíku a dusíku je stupeň přesycení feritu dán rychlostí ochlazování z teplotní oblasti nad odpovídající křivkou změny rozpustnosti.

Hlavním zdrojem dislokací je zpravidla plastická deformace za studena. Z praktického hlediska je proto obvyklé rozlišovat tyto dva základní druhy stárnutí, i když podstata pochodů zůstává stejná:

**Stárnutí po zakalení**, nebo také **precipitační stárnutí**. Toto stárnutí vyvolává zejména uhlík, neboť koncentrace dusíku je zpravidla malá.

V soustavě Fe-C lze sled precipitace vyjádřit schématem:

přesycený tuhý roztok  $\rightarrow$  karbid  $\varepsilon$   $\rightarrow$  cementit,

v soustavě Fe-N potom:

přesycený tuhý roztok  $\rightarrow$   $\alpha'$  ( $\text{Fe}_{16}\text{N}_2$ )  $\rightarrow$   $\gamma$  ( $\text{Fe}_4\text{N}$ ).

Nukleace precipitujících fází probíhá na dislokacích a v případě značného přesycení i na vakancích (shlucích vakancí). Se stárnutím po zakalení je možné se setkat mj. i v tepelně ovlivněné zóně svarových spojů.

**Deformační stárnutí (stárnutí po tváření za studena).** Je charakterizováno značnou hustotou pohyblivých dislokací. Silně přesycený ferit se po tváření za studena rozpadá podstatně rychleji, změny vlastností jsou výraznější a mají stabilnější ráz než v případě stárnutí po zakalení. Toto stárnutí se může uskutečňovat také v průběhu tváření při teplotách odpovídajících aplikované rychlosti deformace. Při malých rychlostech deformace (tahová zkouška) je to teplotní oblast 150 až 200°C a při rychlostech deformace odpovídajících zkoušce rázem v ohybu je to interval teplot 500 - 550°C. Tento jev se označuje jako **dynamické deformační stárnutí (křehkost za modrého žáru).**

Projevy stárnutí lze také zjistit u ocelí, které jsou téměř v rovnovážném stavu, ve kterých ferit není výrazně přesycen intersticiálními prvky. Příčinou je obsazování volných dislokací vzniklých při tváření intersticiály, přičemž závažnější role se přisuzuje dusíku, zejména pro jeho větší rozpustnost v železe alfa.

### **Důsledky stárnutí ocelí**

Stárnutím se zvyšuje tvrdost a pevnostní hodnoty, klesá tažnost, kontrakce a vrubová houževnatost. Současně dochází k růstu tranzitní teploty přechodu ke křehkému lomu. Stárnutí tedy může vést k výraznému zkřehnutí oceli, zejména u zařízení pracujících za zvýšených teplot, která byla vyrobena z ocelí tvářených za studena s vyšším obsahem dusíku a dále pak v tepelně ovlivněné oblasti svaru. Hrubozrnné oceli stárnou rychleji než oceli jemnozrnné.

Základním předpokladem pro zabránění stárnutí nízkouhlíkových ocelí (tzv. nestárnoucích ocelí) je podstatné snížení obsahu dusíku a uhlíku ve feritu, čehož lze dosáhnout buď snížením obsahu těchto prvků v oceli, anebo jejich vazbou na stabilní sloučeniny. V prvním případě je vhodná výroba oceli v kyslíkovém konvertoru s následným mimopecním zpracováním vakuováním. Ve druhém případě jde o vazbu zejména dusíku na stabilní sloučeniny přísadou nitridotvorných prvků (Al, Ti, Nb) při současném zjemnění zrna feritu.

Významným představitelem *nestárnoucích ocelí* jsou jemnozrnné mikrolegované a řízeně válcované oceli. Precipitačním rozpadem přesyceného feritu se zvyšuje tvrdost a pevnostní hodnoty; vytvrzování se však u uhlíkových ocelí nepoužívá, neboť vyšší pevnosti lze snadno dosáhnout vhodnějšími způsoby. *Vytvrditelné jsou některé slitinové oceli polymorfní (např. oceli s přísadou 1 % Cu) a nitridační oceli s*

*přísadou niklu a hliníku*, u kterých se vytvrzováním v průběhu nitridace zvyšuje mez kluzu precipitací nitridů přísad. U tzv. modifikovaných chrómových kalitelných ocelí, které vedle hlavní přísady chrómu (12 % až 14 %) obsahují další feritotvorné prvky (W, Mo, V, resp. Co), se setkáváme s precipitačním rozpadem feritu, při kterém vznikají intermetalické fáze ( $\text{Fe}_2\text{Mo}$ ,  $\text{Fe}_2\text{W}$ ).

### **Nepolymorfní oceli**

Precipitační rozpad tuhých roztoků nepolymorfních (nedochází k přeměně krystalové mřížky), bohatě legovaných ocelí feritických a austenitických, má značný význam jak v kladném, tak v záporném smyslu. U obou typů ocelí vede precipitace karbidů, vyvolaná zmenšující se rozpustností uhlíku v příslušných tuhých roztocích, ke zkřehnutí a také ke snížení odolnosti vůči mezikrystalové korozi. Např. za zvýšených teplot (nad  $450^\circ\text{C}$ ) nebo při pomalém ochlazování z vysokých teplot se z tuhého roztoku vylučují karbidy (resp. nitridy) bohaté chrómem přednostně na hranicích zrn; v přilehlých oblastech-hranic klesne hladina chrómu pod kritickou hodnotu (asi 12 % Cr) a odolnost proti korozi zde klesá.

Velmi výrazného zpevnění austenitických ocelí se dosahuje precipitačním rozpadem přesyceného austenitu (po rozpouštěcím žíhání  $1100$  až  $1180^\circ\text{C}$ ) při stárnutí ( $700$  až  $780^\circ\text{C}$ ). Tyto vytvrditelné austenitické oceli obsahují vedle základních legur (Ni, Cr) další přísady (W, Mo, V, Ti, B, Al), které se podílejí na tvorbě vytvrzujících fází, resp. na substitučním zpevnění.

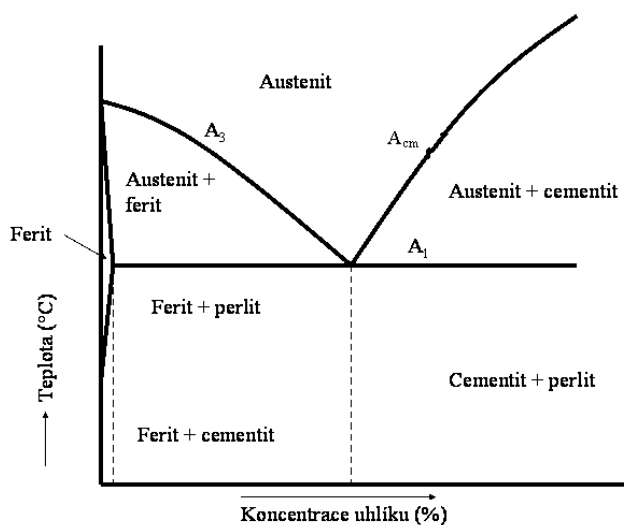
### **4.3.5 Austenitizace**

Za pokojové teploty je rovnovážná struktura uhlíkových ocelí tvořena směsí feritu a perlitu (oceli podeutektoidní) nebo perlitu a cementitu (oceli nadeutektoidní); s ohledem na složení perlitu lze tyto struktury označit společným názvem struktury feriticko-cementitické. Rovněž oceli slitinové, s výjimkou bohatě legovaných ocelí austenitických, feritických a martenzitických, mají tuto strukturu.

Základním procesem při všech postupech překrystalizačního tepelného zpracování těchto ocelí je austenitizace, tj. ohřev nad kritické teploty a přeměna feriticko-cementitické struktury na strukturu austenitickou. V průběhu austenitizace jsou z praktického hlediska důležité zejména dva pochody, a to tvorba a homogenizace austenitu a následný růst austenitického zrna.

### 4.3.5.1 Tvorba a homogenizace austenitu

Za rovnovážných podmínek probíhá přeměna feriticko-cementitické struktury na austenit v rozmezí teplot  $A_{c1}$  až  $A_{c3}$  nebo  $A_{c1}$  až  $A_{cm}$ , jak je patrné z Obr. 90. Z Obr. 90 je rovněž zřejmé, že austenitizace začíná přeměnou perlitu v austenit a je následována postupnou přeměnou feritu (sekundárního cementitu) v austenit při zvyšování teploty nad  $A_{c1}$ . Jedná se o difuzní přeměnu, která probíhá tvorbou zárodků a jejich růstem. Zárodky austenitu vznikají v perlitickém feritu heterogenní nukleací na strukturních poruchách, kterými zpravidla jsou hranice kolonií perlitu nebo fázové rozhraní ferit-cementit.



Obr. 90 Část metastabilního diagramu Fe – Fe<sub>3</sub>C

Po přeměně perlitu zůstávají v austenitu zachovány zbytky karbidů, které se postupně rozpouštějí. Lokální rozdíly koncentrací uhlíku a přísadových, zejména karbidotvorných prvků v austenitu (tzv. nehomogenní austenit) se vyrovnávají v průběhu času a při zvyšování teploty.

Homogenita chemického složení austenitu je řízená difuzní rychlostí substitučních prvků, neboť uhlík, přes podstatně vyšší difuzní rychlost, se přizpůsobuje jejich rozložení. Průběh austenitizace je ovlivňován mimo teploty a rychlosti ohřevu i výchozí strukturou a složením oceli.

Nejrychleji probíhá přeměna u ocelí se strukturou jemného sorbitu, poté následuje jemný perlit a nejpomaleji se přeměna uskutečňuje u hrubého zrnitého perlitu. S růstem obsahu uhlíku se austenitizace urychluje, přísady karbidotvorných prvků naopak doby přeměny prodlužují.



#### 4.3.5.2 Austenitické zrno a jeho velikost

Velikost austenitického zrna ovlivňuje podstatným způsobem mechanické a technologické vlastnosti ocelí .

Velikost austenitického zrna oceli o daném složení závisí na stavu výchozí struktury a na době a teplotě austenitizace, je to tedy pro určitou ocel veličina proměnná a strukturně závislá. Z rovnovážného diagramu  $Fe_3 - C$  je zřejmé, že u ocelí s obsahem uhlíku do 0,16 % vzniká austenit překrytalizací delta feritu, u ocelí s obsahem uhlíku v rozmezí 0,16 až 0,51 hm. % veškerý austenit, nebo jeho část vzniká peritektickou reakcí. V ocelích s obsahem uhlíku nad 0,51 % vzniká austenit přímo z taveniny. *Licím zrnem* se rozumí zrno fáze vznikající při krystalizaci. Zpravidla bývá hrubé a sleduje mezidendritické prostory. Pod čarami NJ a JE rovnovážného diagramu  $Fe_3 - C$  se odlitá ocel skládá ze vzájemně se protínajících dendritů a zrn austenitu.

Při dalším poklesu teplot dochází k tzv. *granulaci dendritů*. Pod účinkem teplotních pnutí a v důsledku rekrystalizace se z licích zrn vytvářejí hrubá **primární austenitická zrna** polyedrického tvaru. Primární austenitická zrna u ocelí s obsahem uhlíku nižším než 0,51 % nejsou shodná s licími zrny.

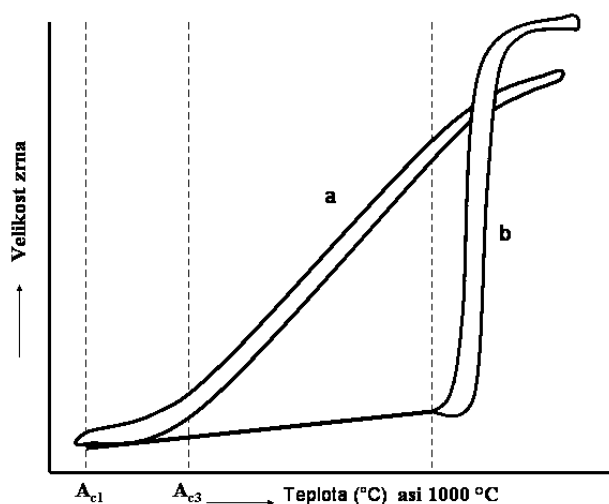
Velikost primárních austenitických zrn lze zmenšit všemi postupy vedoucími ke zjemnění dendritické struktury (např. minimalizace licí teploty, kontilití, lití do kokil atd.). Primární austenitické zrno zjemňují přísady Mo, Ti, Zr, Nb a Ta.

**Sekundárním austenitickým zrnem** se označuje zrno austenitu, který vznikl při jakékoliv i opakované překrytalizaci feriticko-karbidické struktury. Z možné časové posloupnosti sekundárních austenitických zrn je třeba odlišovat *původní austenitické zrno*, tj. zrno, které vzniklo při poslední překrytalizaci, např. při ohřevu na kalící teplotu. Skutečným zrnem se rozumí zrno existující fáze (např. feritu).

Velikost sekundárních austenitických zrn dané oceli vzniklých v průběhu tváření za tepla je určena procesy statické a dynamické rekrystalizace. Při řízeném válcování se ovládají oba tyto procesy s cílem dosáhnout jemnozrné výsledné struktury. Růst austenitických zrn v průběhu austenitizace se uskutečňuje tzv. srůstáním nebo posuvem hranic.

Při srůstání se větší počet drobných zrn spojuje v jedno velké zrn. Důsledkem tohoto mechanismu je náhlé zvětšení velikosti zrn. Postupným posuvem hranic zrn roste jejich velikost relativně pomalu. Předpokládá se, že k růstu převážně srůstáním dochází po dosažení příznivého stavu hranic zrn, např. po rozpuštění obálek minoritních fází.

Velikost sekundárních popř. původních austenitických zrn tvořících se v průběhu pouze austenitizačního ohřevu závisí na době a teplotě austenitizace, podmínkách překrytalizace a na stavu výchozí struktury.



Obr. 91 Schéma závislosti velikosti austenitických zrn eutektoidní oceli na teplotě austenitizace, a) ocel hrubozrnná, b) ocel jemnozrnná

Většinou je snaha získat homogenní a jemnozrný austenit, což jsou požadavky v podstatě protichůdné. Po překrytalizaci při ohřevu nad kritické teploty je vznikající austenitické zrn drobné. Toto zrn postupně roste v závislosti na výši teploty. Průběh jeho růstu může mít zásadně dvojí charakter. Roste-li zrn trvale rovnoměrně již při malém překročení kritické teploty (Obr. 91, křivka a), pak se ocel označuje jako *dědičně hrubozrnná*.

U oceli *dědičně jemnozrnných* zůstává velikost austenitického zrna až do tzv. kritické teploty hrubnutí bez podstatné změny a teprve po jejím překročení zrn roste, a to často velmi prudce (Obr. 91, křivka b).

Většina uhlíkových a nízko legovaných ocelí má teplotu hrubnutí kolem 950 °C. Výraz "dědičně" hrubozrnná nebo jemnozrnná ocel vyjadřuje trvalou schopnost oceli zachovat si i po opakované austenitizaci původní charakter růstu austenitického zrna. Oceli dezoxidované feromanganem a ferosiliciem jsou dědičně hrubozrnné a

oceli dezoxidované hliníkem (resp. Ti, Zr) jsou jemnozrnné. Růstu austenitického zrna za zvýšených teplot účinně brání také karbidotvorné prvky (V, W, Ti, Zr), pokud se jejich karbidy nerozpustí v austenitu. U oceli daného složení lze dosáhnout zjemnění austenitického zrna normalizací, opakovanou rychlou austenitizací a řízeným válcováním. Výrazný vliv velikosti zrn na vlastnosti všech kovových materiálů vyvolal nutnost tuto velikost kvantifikovat. Hodnocení velikosti austenitických zrn lze provádět např. podle ČSN 420463.

#### 4.3.6 Přeměny austenitu

Klesne-li teplota polymorfní oceli pod kritické teploty  $A_3$ ,  $A_m$  a  $A_1$ , dochází k přeměnám přechlazeného austenitu. Základem těchto přeměn je přeměna železa na železo  $\alpha$ , která je doprovázena značnou změnou rozpustnosti uhlíku v odpovídajících tuhých roztocích.

Výška teploty přeměny má rozhodující význam pro rozsah difuze. Poměr  $D_C/D_{Fe}$  ( $D_C$ ,  $D_{Fe}$  jsou difuzní koeficienty uhlíku a železa) nabývá hodnot  $10^2$  až  $10^7$ ; s klesající teplotou hodnoty  $D_C$  i  $D_{Fe}$  klesají, přičemž pokles hodnot  $D_{Fe}$  je rychlejší. Přeměny austenitu jsou spojeny s poklesem volné entalpie soustavy.

Teplotnímu intervalu  $A_1$  450 °C až 500 °C, ve kterém je dostatečně účinná difuze uhlíku i železa, odpovídá perlitická přeměna. V rozmezí teplot asi 500 °C až 200 °C difuze uhlíku má ještě dostatečnou rychlost, zatímco difuze železa je prakticky nulová. Bezdifuzní přeměna mřížky austenitu se kombinuje s difuzní změnou v rozdělení uhlíku. Vznikající tuhý roztok má podstatně nižší obsah uhlíku proti původnímu austenitu, což vede k současnému vylučování cementitu (karbidů) - bainitická přeměna. Při teplotách nižších než asi 200 °C prakticky není možná difuze ani železa a ani uhlíku. V tomto případě se přeměna realizuje skupinovým pohybem atomů na vzdálenosti menší než je mřížkový parametr - martenzitická přeměna.

##### 4.3.6.1 Proeutektoidní přeměny

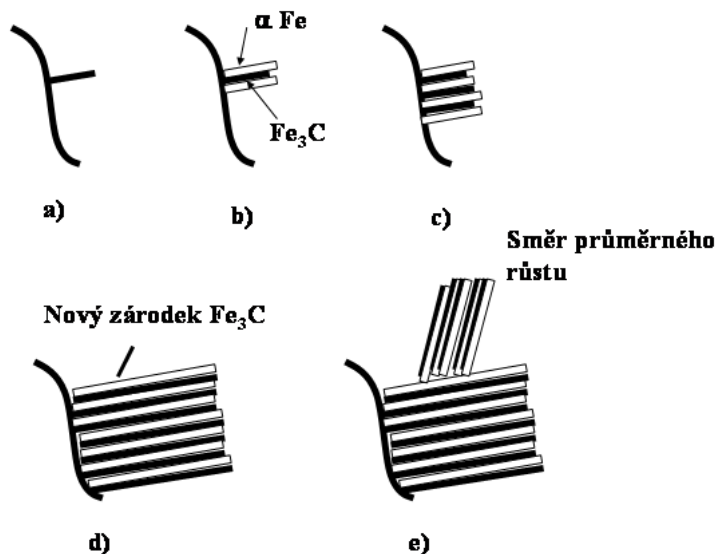
U všech ocelí, s výjimkou ocelí s eutektoidní koncentrací uhlíku, předcházejí eutektoidní (tj. perlitické) přeměně tzv. přeměny proeutektoidní. V případě podeutektoidních ocelí se jedná o vylučování feritu, u nadutektoidních ocelí proeutektoidní fází je cementit. Tyto přeměny mají výrazný vliv jak na strukturu a vlastnosti oceli, tak i na průběh následných přeměn zbylého austenitu. V ocelích

s obsahem uhlíku nižším než asi 0,02 % austenit transformuje na polyedrický ferit. Při vyšší rychlosti ochlazování dochází k transformaci austenitu na jehlicový ferit o vyšší pevnosti, tvrdosti a houževnatosti ve srovnání s polyedrickou strukturou feritu.

Místa přednostní nukleace proeutektoidních fází jsou zpravidla hranice zrn (vysoký stupeň neuspořádanosti, vysoká rychlost difuze podél hranic zrn). Zpravidla jedno mezifázové rozhraní nové fáze je semikoherentní, ostatní rozhraní jsou nekoherentní. V důsledku rozdílných mezifázových struktur a růstových mechanismů mohou vznikat v přilehlých austenitických zrnech výrazně odlišné morfologie (alotriomorfní útvary, Widmannstättenovy desky).

#### 4.3.6.2 Perlitická přeměna

Je nukleována zpravidla na hranicích zrn austenitu, kde nejprve vznikne zárodek feritu u podutektoidních ocelí nebo zárodek cementitu u ocelí nadeutektoidních, 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.



Obr. 92 Schéma nukleace a růstu perlitických nodulí, a) zárodek  $\text{Fe}_3\text{C}$ , b) destička  $\text{Fe}_3\text{C}$  a nukleace destiček feritu, c) plně vzrostlé destičky feritu, nově nukleované destičky cementitu, d) vznik zárodků cementitu odlišné orientace, e) nové zrno perlitu v pokročilém stádiu růstu

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 difuzí uhlíku v austenitu a boční růst hlavně opakovanou nukleací. Tloušťka desek (lamel) feritu je

větší než tloušťka desek cementitu a obě tloušťky či jejich mezilamelární vzdálenosti jsou přímo úměrné teplotě, při které perlit vznikl. Jedno austenitické zrn se rozpadne na více zrn perlitu.

#### 4.3.6.3 Baitická přeměna

Baitickou přeměnou vzniká směs laťkového (jehlicového) feritu a disperzního deskovitého karbidu železa, pozorovatelného jen elektronovým mikroskopem. Austenit transformuje na baitický ferit, který má tetragonální tělesně středěnou mřížku, je několikanásobně přesycen uhlíkem a jeho vznik je provázen povrchovým reliéfem. Čelní růst baitického feritu je značně rychlejší než jeho boční růst, ale je celkově pomalý, protože je řízen difuzí uhlíku od postupujícího fázového rozhraní směrem do austenitu. Horní baitit, který vzniká při vyšších teplotách, se vyznačuje laťkovou morfologií feritu a většími částicemi cementitu orientovanými do směru čelního růstu, tyto částice jsou nukleovány v uhlíkem obohaceném austenitu. Dolní baitit vzniká při nižších teplotách a má jehlicovou morfologii feritu s menšími částicemi přechodného karbidu ( $\text{Fe}_2\text{C}$ ), které svírají se směrem čelního růstu přibližně úhel  $60^\circ$ , jsou nukleovány ve feritu na poruchách krystalové mřížky.



Obr. 93 Schéma vzniku horního (vpravo) a dolního baintu (vlevo)

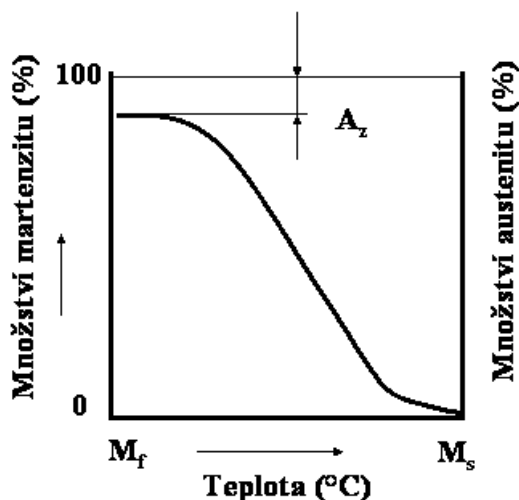
#### 4.3.6.4 Martenzitická přeměna

Mechanismus vzniku martenzitické přeměny je atermální (bezdifuzní) a je charakterizován koordinovaným přeskupením atomů železa na vzdálenost menší, než jsou velikosti parametrů krystalové mřížky, při kterém se krychlová prostorově středěná mřížka austenitu přemění na tetragonální tělesně středěnou mřížku

martenzitu, polyedrické krystalu přemění na lačkové nebo diskové krystaly martenzitu, na volném povrchu se objeví reliéf.

Struktura krystalů martenzitu závisí v ocelích na obsahu uhlíku. U nízkouhlíkových ocelí je lačková a dislokační, ale u vysokouhlíkového martenzitu je disková a dvojčatová. Fázové rozhraní mezi austenitem a martenzitem je koherentní nebo semikoherentní. Krystaly martenzitu velmi rychle rostou (řádově rychlostí  $10^3 \text{ m}\cdot\text{s}^{-1}$ ) ze zárodků, kterými jsou poruchy krystalové mřížky austenitu.

Objemová změna při austenitické přeměně je až 4,3 % (má-li ocel 1 % C), což znamená, že v austenitickém okolí rostoucího martenzitického krystalu vzniká silné napěťové pole bránící další přeměně. Martenzitická přeměna v ocelích tedy není úplná (Obr. 96), netransformovaná fáze se nazývá zbytkový austenit ( $A_z$ ). Při přerušení ochlazování se austenit stabilizuje difuzí atomů uhlíku a dusíku a jejich interakcí s dislokacemi, jejichž další pohyb, nutný k pokračování přeměny je obtížný. Velký měrný objem martenzitu a velká rychlost jeho růstu vedou k výraznému povrchovému reliéfu.



Obr. 94 Martenzitická křivka oceli

Intersticiální atomy uhlíku uzavřené v mřížce martenzitu působí silným zpevňovacím účinkem, proto se s vyšším obsahem C výrazně zvětšuje pevnost a tvrdost martenzitu. Na rozdíl od slitin Fe-C, popř. Fe-N, pro něž je vysoká tvrdost martenzitu charakteristická, mají produkty martenzitické přeměny u substitučních roztoků (např. soustavy Cu-Al, Au-Cd), popř. čistých kovů (Ti, Zr aj.) podstatně nižší tvrdost. Malou tetragonalitu mřížky a nízkou tvrdost má také martenzit ve slitinách s nízkou koncentrací intersticiální přísady (např. ocel s obsahem uhlíku do 0,2 %).

### 4.3.7 Transformační diagramy ocelí

Znalosti kinetiky přeměn austenitu jednotlivých ocelí mají značný praktický význam při jejich tepelném zpracování, neboť pouze v některých případech tohoto zpracování se děje přeměna austenitu jediným způsobem. Většinou austenit prodělává řadu přeměn, a to zejména u součástí větších rozměrů, u kterých se mohou značně lišit rychlosti ochlazování v jednotlivých oblastech průřezu. Je proto zapotřebí sledovat vzájemný vztah a souslednost přeměn austenitu, k čemuž lze využít transformačních diagramů.

Transformační diagramy austenitu znázorňují teplotní a časovou závislost průběhu přeměn přechlazeného austenitu. Konkrétní transformační diagram platí jen pro určitou ocel (určité chemické složení, nebo jeho rozmezí dané např. ČSN) a pro určité podmínky austenitizace (velikost zrn austenitu a jeho homogenita). Tyto údaje by měly být uváděny u každého transformačního diagramu.

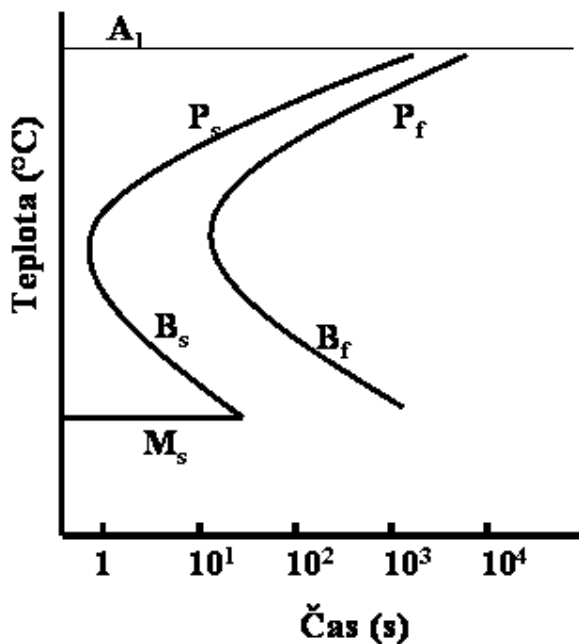
Užívané transformační diagramy jsou dvojího druhu, a to izotermické a anizotermické. *Diagramy izotermického rozpadu austenitu (IRA)* udávají dobu přeměn austenitu za izotermických podmínek, zatímco *diagramy anizotermického rozpadu austenitu (ARA)* udávají tyto doby při různých rychlostech jeho ochlazování. Diagramy IRA mají praktický význam při izotermických pochodech tepelného zpracování (izotermické žíhání a izotermické zušlechťování), diagramy ARA se uplatňují ve větším rozsahu, neboť ve většině postupů tepelného zpracování austenit transformuje při plynulém ochlazování.

Diagramy obou druhů se kreslí v osách teplota ( $T$ ) a logaritmus času ( $t$ ). Obsahují dále údaje o křivkách  $A_1$ ,  $A_3$ ,  $A_{cm}$  a polohy začátků a konců přeměny perlitické ( $P_s$ ,  $P_f$ ), bainitické ( $B_s$ ,  $B_f$ ) a martenzitické ( $M_s$ ,  $M_f$ ). Často vyjadřují také podíly produktů určité přeměny: v případě martenzitické přeměny vodorovnými čarami pod  $M_s$ , u diagramů IRA čarami, ležícími mezi liniemi  $P_s$ ,  $P_f$  a  $B_s$ ,  $B_f$ , u diagramů ARA podíl přeměny vyjadřuje číslice, umístěná v průsečíku křivky ochlazování s čarou, udávající spodní hranici příslušné transformační oblasti. ARA diagramy často mívají také hodnoty tvrdosti, příslušející výsledné struktuře po ochlazení podle odpovídající křivky ochlazování.

Transformační diagramy se konstruují z experimentálně stanovených údajů, nověji též na základě termodynamických výpočtů.

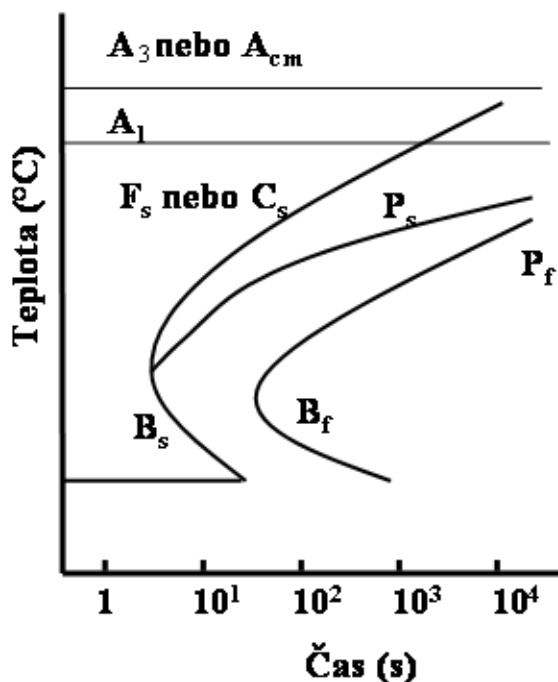
### 4.3.7.1 Diagramy izotermického rozpadu austenitu (diagramy IRA)

Křivky počátku a konce perlitické a bainitické přeměny mají v souřadnicovém systému teplota-čas přeměny tvar písmene „c“ (tzv. C-křivky). C-křivky počátku a konce perlitické a bainitické přeměny se u uhlíkových ocelí v určité oblasti překrývají (Obr. 95), diagramy IRA jsou v této oblasti nahrazeny společnou křivkou počátku i konce izotermické přeměny. Vlevo od křivky (křivek) počátku perlitické a bainitické přeměny ( $P_s$ ,  $B_s$ ) až po teplotu  $M_s$  je struktura austenitická. Vpravo od křivky (křivek) konce přeměny ( $P_f$ ,  $B_f$ ) je struktura tvořena produkty těchto přeměn.



Obr. 95 IRA diagram eutektoidní oceli





Obr. 96 IRA diagram podeutektoidní nebo nadeutektoidní oceli

V intervalu teplot  $A_1$  a tzv. nosu diagramu (asi 550°C u uhlíkových ocelí) vzniká izotermickým rozpadem přechlazeného austenitu uhlíkové eutektoidní oceli lamelární perlit. Mezilamelární vzdálenost perlitu se zmenšuje s klesající teplotou přeměny.

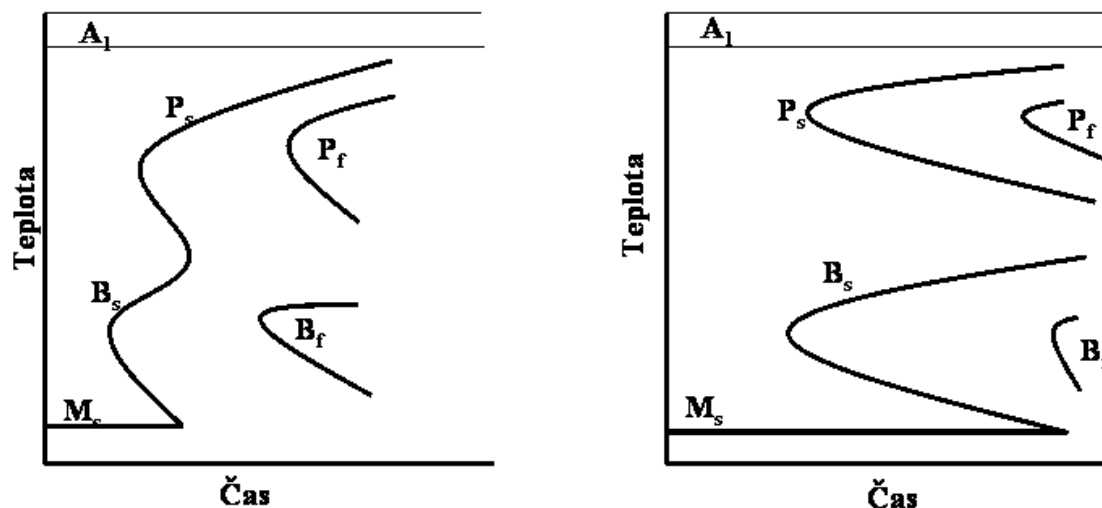
Za teplot nižších než asi 550°C postupně převládá bainitická přeměna, horní bainit se zpočátku tvoří společně s perlitem, za teplot těsně nad  $M_s$  převládá dolní bainit. Pod teplotou  $M_s$  probíhá bezdifuzní martenzitická přeměna.

S klesající teplotou přeměny vzrůstají tvrdost a hodnoty charakteristik pevnosti, avšak klesají hodnoty charakteristik tvárnosti a houževnatosti.

Velmi malá stabilita austenitu v okolí teploty 550°C a naopak jeho značná stabilita těsně pod teplotou  $A_1$  a těsně nad teplotou  $M_s$  a s tím související značné rozdíly v reakčních dobách vyžadují použití logaritmické stupnice na ose času. U ocelí o jiném složení než eutektoidním začíná přeměna austenitu vylučováním proeutektoidního feritu ( $F_s$ ,  $F_f = P_s$  Obr. 96), nebo proeutektoidního (sekundárního) cementitu ( $C_s$ ,  $C_f = P_s$ , obr. 40). Křivky  $F_s$  a  $C_s$  se asymptoticky blíží teplotám  $A_1$  resp.  $A_{cm}$ .

Tvar a poloha křivek diagramu IRA jsou ovlivněny zejména chemickým složením oceli a stavem austenitu. Všechny přísadové prvky rozpuštěné v austenitu, s výjimkou hliníku a kobaltu, zvyšují jeho stabilitu, tzn. posouvají křivky počátků a konců difuzních přeměn austenitu doprava, přičemž prvky rozpustné ve feritu (např.

Ni, Si, Cu) nemění tvar diagramu, zatímco přísady karbidotvorné (Mo, Cr, W, V ... ) současně výrazně mění i tvar diagramu. Karbidotvorné prvky totiž od sebe oddalují perlitickou a bainitickou oblast (Obr. 97), diagramy IRA ocelí legovaných uvedenými prvky se proto vyznačují dvěma nosy, odpovídajícími perlitické a bainitické přeměně.



Obr. 97 Vliv legujících prvků na diagram IRA pro nízkolegovanou a vysokolegovanou eutektoidní ocel

V komplexně legovaných ocelích se vliv přísad na polohu a tvar křivek diagramu IRA vzájemně zesiluje a projevuje se tedy výrazněji, než by odpovídalo pouhému součtu vlivu poměrně malého obsahu jednotlivých legur. Proto konstrukční oceli, u kterých se požaduje veliká prokalitelnost, jsou komplexně legovány. Větší chemická homogenita a větší zrno austenitu posouvají křivky rozpadu austenitu doprava, vměstky a nerozpuštěné karbidy či jiné minoritní fáze mají obrácený účinek.

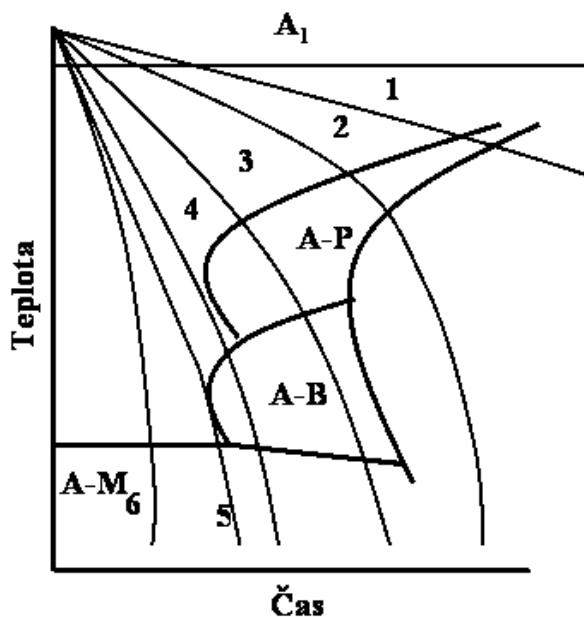
#### 4.3.7.2 Diagramy anizotermického rozpadu austenitu (diagramy ARA)

Diagramy ARA udávají rovněž v souřadnicích teplota-čas počátky a konce jednotlivých přeměn austenitu, které byly získány při jeho plynulém ochlazování různými, v diagramu vyznačenými rychlostmi, Obr. 98. Diagramy ARA je tedy nutné sledovat ve směru jednotlivých křivek ochlazování!

Z Obr. 98 je patrné, že při relativně pomalém ochlazování eutektoidní oceli, *křivky 1 a 2*, se realizuje perlitická přeměna, přičemž s rostoucí rychlostí ochlazování se posouvá začátek i konec přeměny k nižším teplotám a kratším časům. Při dosažení určité rychlosti ochlazování (např. *křivka 3*) neproběhne perlitická přeměna do konce, a zbylý austenit transformuje v oblasti bainitické, takže výsledná mikrostruktura je

tvorena perlitem a bainitem (popř. martenzitem). Pro rychlosti ochlazování větší než odpovídá *křivce 4*, začíná přeměna austenitu bainitickou transformací a pod teplotu  $M_s$  pokračuje martenzitickou přeměnou. Se vzrůstající rychlostí ochlazování se zvětšuje podíl martenzitu až od rychlosti větší než udává *křivka 5* (resp.  $v_k$ ) austenit transformuje pouze na martenzit. Rychlost  $v_k$  (kritická rychlost kalení) je nejmenší rychlostí ochlazování, kdy je výsledná struktura tvořena pouze martenzitem a jistým podílem zbytkového austenitu. Za nadkritických rychlostí ochlazování je teplota  $M_s$  konstantní, za podkritických rychlostí předchází martenzitické přeměně difuzní rozpad austenitu spojený s obohacováním netransformovaného austenitu o uhlík a s následným poklesem teploty  $M_s$ .

Vliv legujících prvků a podmínek austenitizace na polohu a tvar jednotlivých křivek diagramů ARA je obdobný jako u diagramů IRA. V přítomnosti přísad se zvětšuje tepelná hystereze, a proto je větší posun křivek v diagramech ARA směrem k nižším teplotám a delším časům ve srovnání s diagramy IRA.



Obr. 98 Schéma diagramu ARA eutektoidní oceli

#### 4.3.8 Přeměny při popouštění oceli

Popouštěním oceli se rozumí ohřev následující zpravidla bezprostředně po zakalení, při kterém obě nerovnovážné fáze, tj. martenzit a zbytkový austenit, procházejí změnami, jejichž průběh je závislý na složení oceli a na teplotě a době popouštění.

Za rozhodující fázové přeměny při popouštění lze považovat precipitační rozpad tetragonálního martenzitu, který lze popsat ve slitinách Fe – C s obsahem uhlíku vyšším než asi 0,25 hm % schématem  $M' \rightarrow \alpha + \varepsilon \rightarrow F + Fe_3C$ , ve kterém  $M'$  je tzv. kubický martenzit,  $\varepsilon$  je přechodový karbid a  $F$  označuje ferit.

Souběžně s rozpadem martenzitu dochází i k rozpadu zbytkového austenitu, k relaxaci vnitřních pnutí (zejména v intervalu teplot 300 °C až 450 °C). Ve feritické fázi pak při vyšších teplotách dochází k zotavení až rekrystalizaci.

Komplex výše uvedených fázových přeměn v uhlíkových ocelích s obsahem uhlíku vyšším než 0,25 % se obvykle dělí do čtyř stadií popouštění, přičemž teplotní hranice mezi nimi nelze jednoznačně vymezit, neboť jednotlivé pochody se mohou vzájemně překrývat.

1. *stadium popouštění* (asi do 150 °C) zahrnuje rozpad tetragonálního martenzitu na nízkouhlíkový kubický martenzit s obsahem uhlíku do 0,125 % a nerovnovážený karbid  $\varepsilon$  ( $Fe_{2,4}C$ ) s těsně uspořádanou hexagonální mřížkou. Tyto přeměny jsou spojeny se zmenšením měrného objemu.

Koherentní karbid  $\varepsilon$ , precipitující přednostně na hranicích útvarů martenzitu, má výrazný vytvrzující účinek, který z větší části kompenzuje pokles tvrdosti způsobený poklesem intersticiálního zpevnění martenzitu. Vznik *popouštěného martenzitu* je tedy obvykle doprovázen pouze mírným poklesem tvrdosti.

2. *stadium popouštění* (asi 200 °C až 300°C) lze spojovat s rozpadem zbytkového austenitu ve strukturu bainitického typu, která je podobná struktuře martenzitu popouštěného na stejnou teplotu. Tato přeměna je doprovázena růstem měrného objemu, uvolněním tepla a snížením úrovně vnitřních pnutí. Důsledkem rozpadu zbytkového austenitu je buď zmenšení poklesu tvrdosti oceli nebo její vzrůst, to však jen v případě jeho vysokého obsahu.

3. *stadium popouštění* (nad 300 °C) zahrnuje zejména tvorbu cementitu za současného rozpadu nízkouhlíkového martenzitu na ferit. Koherentně nukleované precipitáty cementitu postupně rostou za souběžného rozpouštění částic  $\varepsilon$ -karbidů a postupného snižování obsahu uhlíku v matici. Původně tyčinkové útvary cementitu, přednostně nukleované na hranicích martenzitických desek, hrubnou s rostoucí teplotou popouštění, při postupném porušování jejich koherence a změně tvaru na tvar zrnitý (globulární). Současně dochází k poklesu obsahu uhlíku v matici a její

morfologie se mění z jehlicovité na polyedrickou v důsledku postupujícího zotavování a rekrytalizace.

Odrzem uvedených změn je výrazný monotónní pokles tvrdosti a pevnosti, za současného zvýšení tvárnosti a houževnatosti. Dále klesá vnitřní pnutí a zmenšuje se měrný objem. Výsledkem pochodů ve 3. stadiu popouštění je jemná feriticko-cementitická struktura nazývaná *sorbit*.

4. *stadium popouštění* (nad asi 500 °C) zahrnuje v případě uhlíkových ocelí hrubnutí částic cementitu v důsledku jeho postupující koalescence a sferoidizace a rekrytalizaci a hrubnutí feritických zrn. Zhrublá sorbitická struktura vzniklá za nejvyšších popouštěcích teplot (pod  $A_1$ ) se nazývá *zrnitý perlit*, jehož tvrdost je menší než tvrdost perlitu lamelárního. V nízkolegovaných ocelích může docházet ve 4. stadiu popouštění k obohacování cementitu o karbidotvorné prvky, zejména o chrom a mangan, místo  $Fe_3C$  se používá označení  $M_3C$  ( $M = Fe, Mn, Cr, \dots$ ). V případě legovaných ocelí pak dochází ke vzniku speciálních karbidů s mřížkou odlišnou od cementitu, např.  $M_7C_3$  a  $M_{23}C_6$  ( $M = Cr, Fe, Mn, \dots$ ),  $V_4C_3$ ,  $Mo_6C$ ,  $Mo_2C$  apod. Precipitace těchto karbidů je podmíněna difuzí substitučních prvků, kterými jsou tyto karbidy tvořeny. Tato difuze je dostatečně účinná až od teplot vyšších než 500 °C až 600°C.

Za charakteristické kritérium změn vlastností ocelí při popouštění se nejčastěji považují změny tvrdosti, kterým lze přiřadit jednotlivé děje, jejichž realizace při popouštění postupně eliminuje zdroje zpevnění vzniklé při zakalení oceli.

Přísadové prvky zpomalují průběh difuzních přeměn při popouštění, což se projeví mírnějším poklesem tvrdosti.

Precipitace speciálních karbidů ve 4. stadiu popouštění může vést u legovaných ocelí (např. žárupevných CrMoV) k zvýšení tvrdosti při teplotách popouštění kolem 600 °C. Na tomto jevu, označovaném jako *sekundární tvrdost*, a doprovázeném poklesem houževnatosti, se může podílet i rozpad zbytkového austenitu.

Podstatně složitější a ve svých důsledcích výraznější je průběh přeměn zbytkového austenitu ve vysoce legovaných ocelích s vyšším obsahem uhlíku (viz např. rychlořezné oceli). Zbytkový austenit v těchto ocelích je značně tepelně stabilní a jeho přeměny začínají až za teplot nad 500 °C, kdy z přesyceného austenitu precipitují karbidické fáze, což vede k ochuzení austenitu o uhlík a karbidotvorné

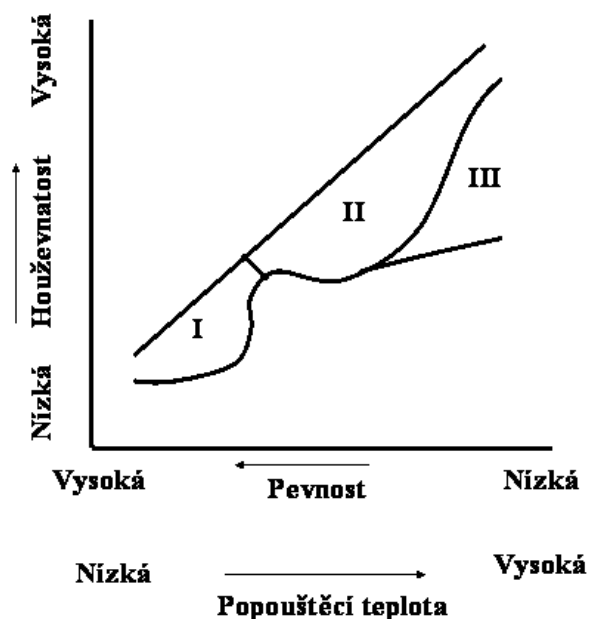
prvky. Tento ochuzený austenit je méně stabilní, má vyšší teplotu  $M_s$ , a během ochlazování z popouštěcí teploty může transformovat na martenzit (tzv. *sekundární*), při výrazném zvýšení tvrdosti po popouštění. Při nižších teplotách popouštění (asi do 400 °C) se může zbytkový austenit po delším čase izotermicky přeměnit v bainit.

#### 4.3.8.1 Popouštěcí křehkost

Reálné závislosti hodnot houževnatosti jednotlivých ocelí na teplotě popouštění se mohou výrazně odchylovat od obecné tendence jejich růstu s rostoucí teplotou popouštění, jak je patrné z Obr. 99.

Rozvoj popouštěcí křehkosti v oceli zpravidla vede k poklesu hodnot vrubové a lomové houževnatosti, zvýšení tranzitní teploty, zvýšení náchylnosti ke koroznímu praskání, k vodíkovému zkřehnutí atd.

Podle teplotních a časových podmínek popouštění se rozlišují tři druhy popouštěcí křehkosti, označené na Obr. 99 oblastmi I až III. Za izotermických podmínek se vyvíjí popouštěcí křehkost ve dvou teplotních intervalech. Při nízkých teplotách, většinou v rozmezí 350 °C až 450 °C, vzniká tzv. *nízkoteplotní popouštěcí křehkost* - NTPK (oblast I). Za relativně vysokých popouštěcích teplot, s maximálním poklesem houževnatosti v okolí teploty 550 °C, se vyvíjí *vysokoteplotní popouštěcí křehkost* - VTPK (oblast II). Při pomalém ochlazování z popouštěcí teploty může dojít ke zkřehnutí v důsledku rozvoje tzv. *anizotermické složky VTPK* (oblast III).



Obr. 99 Schéma teplotních oblastí výskytu popouštěcí křehkosti oceli

Náchylnost ocelí k vývoji jednotlivých složek popouštěcí křehkosti se výrazně liší a je dána jejich chemickým složením, zejména pak obsahem tzv. *povrchově aktivních prvků* jako jsou P, S, Sn, As, Sb aj.

Výskyt NTPK je zpravidla spojen s transkrystalickým štěpným porušováním na lomových plochách vzorků po zkoušce rázem v ohybu a její příčina spočívá v nevhodné velikosti, tvaru a distribuci částic cementitu. V případě interkrystalické dekoheze podél původních austenitických zrn je spojován výskyt NTPK se segregací povrchově aktivních prvků na tyto hranice již v průběhu austenitizačního ohřevu a se současnou precipitací karbidů v těchto oblastech. Někteří autoři spojují výskyt NTPK s rozpadem zbytkového austenitu.

NTPK se označuje jako neodstranitelná, neboť úpravou běžných podmínek popouštění ji nelze výrazně ovlivnit.

VTPK se vyvíjí jako izotermická nebo anizotermická. Za hlavní příčinu rozvoje VTPK se považuje segregace povrchově aktivních prvků na hranice původních austenitických zrn zejména v průběhu popouštění či pomalého ochlazování z popouštěcí teploty. Segregace povrchově aktivních prvků je zesilována současnou segregací (tzv. kosegregace) většiny legujících prvků, zejména Ni, Mn, Cr a Si. Legováním molybdenem, v menším rozsahu wolframem, vede k částečnému potlačení rozvoje VTPK, proto je přísada Mo důležitá u ocelí používaných k výrobě součástí o velikém průřezu, nebo u součástí, které jsou trvale vystaveny uvedeným kritickým teplotám (např. součásti parních turbín, tlakové nádoby apod.). Většinou se předpokládá, že segregace uvedených prvků vede ke snížení kohezní pevnosti hranic zrn. Degradální účinky VTPK se projevují výrazněji u hrubozrnných ocelí s vysokou mezí kluzu. Obě složky VTPK jsou vratné, tj. lze je odstranit novým kalením a popouštěním (kratší doba popouštění, rychlé ochlazení z popouštěcí teploty).

#### **4.4 Rozdělení a značení technických slitin železa**

Technické slitiny železa se nejobecněji dělí na oceli a litiny, nebo na slitiny železa určené k tváření a slitiny železa určené k výrobě odlitků. Ke tváření se až na výjimky používají oceli. Jen malá část oceli je určena k výrobě odlitků. Litiny jsou naopak určeny výhradně k výrobě odlitků.

Z hlediska technické praxe je důležité rozdělení slitin železa podle technických norem. Nové české normy, které jsou v souladu s evropskými předpisy, mají označení ČSN EN a číslo příslušné evropské normy. Česká republika je členem CEN od 1. dubna 1997.

**System značení slitin železa je uveden v příloze (příloha 1) skript „Nauka o materiálu“.**

#### 4.4.1 Oceli ke tváření

Definice a rozdělení ocelí ke tváření obsahuje česká norma ČSN EN 10020 – Definice a rozdělení ocelí. Jako oceli k tváření jsou označovány ocelové materiály, jejichž hmotnostní podíl železa je větší než kteréhokoliv jiného prvku a které všeobecně vykazují méně než 2 % C a obsahují jiné prvky. Některé chromové oceli obsahují více než 2 % C, avšak hodnota 2 % C je všeobecně považována za mezní hodnotu pro rozlišení mezi ocelí a litinou.

Rozdělení ocelí ke tváření:

Oceli ke tváření	Nelegované oceli	Obvyklé jakosti Nelegované jakostní Nelegované ušlechtilé
	Legované oceli	Legované jakostní Legované ušlechtilé

**Nelegované oceli** jsou ty, jejichž určující obsahy jednotlivých prvků v žádném případě nedosahují mezních obsahů uvedených v Tab. 10 a v jejich poznámkách pro prvky, případně kombinace prvků. Pro jednotlivé oceli se vychází z minimálních předepsaných obsahů pro jednotlivé prvky. Pokud je pro posuzovanou ocel předepsána u některého prvku jeho maximální hodnota, pak pro rozdělení mezi nelegované a legované oceli se použije 70 % této hodnoty. Pro mangan v tomto případě platí poznámka v Tab. 10. U vícevrstvých a plátovaných materiálů je rozhodující složení základního materiálu.

**Legované oceli** jsou ty, jejichž obsahy jednotlivých prvků minimálně v jednom případě dosahují nebo překračují mezní obsahy uvedené v Tab. 10 a jejich poznámek pro prvky, případně kombinace prvků.



**Tab. 10 Mezní obsahy legovacích prvků pro rozdělení ocelí na nelegované a legované (obsahy jednotlivých prvků v tabulce jsou uvedeny v hmotnostních procentech)**

Al	hliník	0,10	Ni	nikl <sup>1)</sup>	0,30
B	bór	0,0008	Pb	olovo	0,40
Bi	vismut	0,10	Se	selen	0,10
Co	kobalt	0,10	Si	křemík	0,50
Cr	chróm <sup>1)</sup>	0,30	Te	telur	0,10
Cu	měď <sup>1)</sup>	0,40	Ti	titan <sup>2)</sup>	0,05
La	lanthanidy	0,05	V	vanad <sup>2)</sup>	0,10
Mn	mangan <sup>3)</sup>	1,65	W	wolfram	0,10
Mo	molybden	0,08	Zr	zirkon <sup>2)</sup>	0,05
Nb	niob	0,06		ostatní (vyjma C, P, S, N) vždy	0,05

<sup>1)</sup> Pokud jsou pro ocel předepsány dva, tři nebo čtyři prvky označené touto poznámkou a jejich určující obsahy jsou menší než uvedené v tabulce, pak je pro rozdělení nutné vzít v úvahu dodatečně mezní obsah, který činí 70 % součtu mezních obsahů těchto dvou, tří nebo čtyř prvků.

<sup>2)</sup> Pravidlo uvedené v poznámce 1 platí odpovídajícím způsobem také pro prvky označené poznámkou 2.

<sup>3)</sup> Pokud je pro obsah Mn udána pouze nejvyšší hodnota, platí jako mezní obsah 1,80 hm. procenta.

#### **4.4.1.1 Hlavní skupiny jakosti nelegovaných ocelí podle ČSN EN 10020**

Nelegované oceli rozděluje norma ČSN EN 10020 do tří hlavních skupin:

*Oceli obvyklých jakostí* jsou nelegované oceli, které splňují níže uvedené podmínky:

- Oceli nejsou určeny pro tepelné zpracování (z hlediska této normy se za tepelné zpracování nepovažuje žíhání k odstranění pnutí, žíhání na měkko nebo normalizační žíhání).
- Požadavky, které je nutno dodržet podle norem nebo dodacích podmínek v tepelně nezpracovaném stavu nebo normalizačně žíhaném stavu splňují hodnoty uvedené v Tab. 11.
- Další zvláštní kvalitativní charakteristiky (jako způsobilost k hlubokému tažení, profilování za studena atd.) nejsou předepsány.
- S výjimkou křemíku a manganu nejsou předepsány žádné další obsahy legujících prvků.

**Tab. 11 Mezní hodnoty pro oceli obvyklých jakostí**

Požadavek			
Druh	Platný pro tloušťky (mm)	Zkoušení dle EU	Mezní hodnota
min. pevnost v tahu $R_m$	< 16	2 nebo 11	< 690 MPa
min. mez kluzu $R_e$	< 16	2 nebo 11	< 360 MPa
min. tažnost $A_5$ <sup>1)</sup>	< 16	2 nebo 11	< 26%
min. průměr trnu při zk. lámavosti	< 3	6	> a <sup>2)</sup>
min. nárazová práce při zkoušce v ohybu KV při 20 °C	> 10 < 16	45	< 27J
max. obsah C v tavně			> 0,10 %
max. obsah P v tavně			> 0,045 %
max. obsah S v tavně			> 0,045 %

<sup>1)</sup> Pokud se požadavky příslušné normy nebo dodacích podmínek nevztahují na měřenou délku  $L_0 = 5,65 \cdot \sqrt{S_0}$ , je nutno zde uvedené hodnoty přepočítat dle ISO 2566 na tuto měřenou délku.

<sup>2)</sup> a = tloušťka vzorku.

*Nelegované jakostní oceli* jsou všechny nelegované druhy ocelí, které nejsou zahrnuty mezi oceli obvyklých jakostí a oceli ušlechtilé. U těchto ocelí není předepsána rovnoměrná reakce na tepelné zpracování (pro tepelné zpracování se získávají oceli s dobrou reprodukovatelností vlastností) a nejsou předepsány žádné požadavky na stupeň čistoty, pokud se týká nekovových vměstků. Oproti ocelím obvyklých jakostí jsou na ně kladeny vyšší nároky při namáhání, kterým jsou vystaveny, např. ohledně náchylnosti ke křehkému lomu, velikosti zrna, tvažitelnosti atd.

*Nelegované ušlechtilé oceli* jsou oceli, které na rozdíl od jakostních ocelí vykazují vyšší stupeň čistoty, obzvláště pokud se týká nekovových vměstků. Jsou určeny většinou pro zušlechťování nebo povrchové kalení a vyznačují se rovnoměrnější reakcí na toto zpracování. Mají přesně stanovené chemické složení a často zvláštní podmínky výroby.

K nelegovaným ušlechtilým ocelím patří:

- oceli s požadavky na nárazovou práci v zušlechtěném stavu,
- oceli s požadavky na hloubku zakalené vrstvy nebo povrchovou tvrdost v zakaleném nebo povrchově zakaleném a popř. popuštěném stavu,

- oceli s požadavky na zvlášť nízké obsahy nekovových vměstků,
- oceli s předepsaným nejvyšším obsahem fosforu a síry menším nebo rovno 0,020 % v tavbě (0,025 % v hotovém výrobku),
- oceli s minimálními hodnotami nárazové práce KV většími než 27J na podélných vzorcích při -50 °C,
- oceli pro jaderné reaktory se současným vymezením obsahů Cu ≤ 0,10 %, Co ≤ 0,05 %, V ≤ 0,05 % v hotovém výrobku,
- oceli s předepsanou minimální hodnotou elektrické vodivosti větší než 9 Sm.mm<sup>-2</sup>,
- feriticko-perlitické oceli s předepsaným minimálním obsahem uhlíku v tavbě rovným nebo větším než 0,25 %, které po vytvrzení při řízeném ochlazování z teploty tváření za tepla obsahují ještě pro nelegované oceli přípustné obsahy jednoho nebo více mikrolegujících prvků (např. vanadu, niobu apod.),
- oceli pro předepínací výztuž do betonu.

#### 4.4.1.2 Hlavní skupiny jakosti legovaných ocelí podle ČSN EN 10020

*Legované jakostní oceli* jsou určeny pro podobné použití jako nelegované jakostní oceli. Do této skupiny patří:

- svařitelné jemnozrnné oceli pro ocelové konstrukce včetně tlakových nádob a potrubí, pro tloušťky rovné nebo menší 16 mm je předepsána hodnota  $R_e \leq 380 \text{ MPa}$ , obsahy legujících prvků leží nad mezními hodnotami uvedenými v Tab. 10 a hodnota KV při -50 °C je větší nebo rovna 27J,
- oceli legované křemíkem, nebo křemíkem a hliníkem se zvláštními požadavky na magnetické a elektrické vlastnosti,
- oceli určené pro výrobu kolejnic, štetovnic a důlních výztuží,
- oceli na ploché výrobky válcované za tepla nebo za studena, určené pro nejnáročnější tváření za studena legované (B, Nb, Ti, V, Zr),
- oceli legované pouze mědí.

*Legované ušlechtilé oceli* jsou oceli, u nichž je dosaženo požadovaných zpracovacích a užitných vlastností přesným stanovením chemického složení a zvláštními podmínkami výroby a zkoušení. Do této skupiny patří všechny legované oceli vyjma legovaných jakostních ocelí.

Podle určujících prvků se dělí na legované ušlechtilé oceli na následující podskupiny:

- nerezavějící oceli s obsahem uhlíku menším nebo rovným 1,2 % a obsahem chromu větším nebo rovným 10,5 %,
- rychlořezné oceli s obsahem uhlíku větším nebo rovným 0,60 % a obsahem chromu 3 až 6 %, které dále obsahují mimo jiné minimálně dva z následujících tří prvků: Mo, W, V s celkovým obsahem větším nebo rovným 7 %,
- ostatní legované ušlechtilé oceli.

#### **4.4.2 Konstrukční oceli**

##### **4.4.2.1 Oceli válcované za studena z hlubokotažných ocelí k tváření za studena (ČSN EN 10130)**

Oceli se dodávají jako pásy nebo plechy. Vyjma jedné značky je výrobce povinen dodávat ocel dezoxidovanou. Aby se předešlo vzniku deformačních čar, výrobky se po žíhání lehce převálcují za studena. Sklon ke vzniku deformačních čar se může při pozdějším zpracování obnovit. Proto se doporučuje zpracovat výrobky v co nejkratším čase. U většiny značek výrobce zaručuje hodnotu součinitele normálové anizotropie a exponentu deformačního zpevnění. Pro obě zkoušky je postup zkoušení předepsán v normě. Oceli jsou vhodné ke svařování běžnými postupy.

##### **4.4.2.2 Oceli pro ocelové konstrukce**

**Nelegované jakostní oceli** (ČSN EN 10025+A1) jsou určeny pro výrobu plochých a dlouhých výrobků. Norma předepisuje pro tyto oceli minimální hodnoty  $R_e$ ,  $R_m$ ,  $A$  a  $KV$  ( $KV$  pro teplotu zkoušení 20°C, 0 °C a - 20°C). Oceli jsou určeny pro tváření za studena (ohýbání, profilování a tažení), případně i za tepla. Norma ČSN EN 10025 + A1 uvádí celkem 3 typy ocelí této skupiny, které se liší hodnotami  $R_e$  (235 - 355 MPa pro tloušťky do 16 mm) a  $R_m$ . Všechny značky jsou vyráběny jako uklidněné. Na zařízení plynulého odlévání se odlévají uklidněné oceli. Výroba neuklidněných ocelí

se výrazně snížila a neuklidněné oceli ztratily svůj původní význam. Podle objednávky mohou být tyto oceli dodávány ve stavu normalizovaném. Normalizovaný stav se může dosáhnout jednak tepelným zpracováním jednak normalizačním válcováním (konečné deformace se provádí v určité teplotní oblasti, což vede ke stavu ekvivalentnímu normalizačnímu žhání). Ke svařování jsou vhodné tyto oceli, pouze pokud jsou dodány v jakostním stupni JR, JO, J2, K2. Svařitelnost vzrůstá od jakostního stupně JR ke stupni K2 a s klesající hodnotou uhlíkového ekvivalentu:

$$C_{ev} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (4.22)$$

**Tab. 12 Příklady nelegované jakostní oceli (ČSN EN 10025+A1)**

Označení	C	Mn	Si	S	P	Cu	R <sub>e</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A (%)
S235J0	max. 0,17	max. 1,4	-	max 0,040	max. 0,040	-	min. 235	360- 510	-
S275J0	max. 0,2	max. 1,5	-	max. 0,040	max. 0,040	-	min. 275	430- 580	min. 14
S355J0	max. 0,2	max. 1,6	max. 0,55	max. 0,040	max. 0,040	-	min. 355	510- 630	-

**Svařitelné jemnozrné konstrukční oceli (ČSN EN 10025-3 a 4)** jsou dodávány jako plechy, pásy nebo dlouhé výrobky válcované za tepla. Jsou určeny pro vysoce namáhané svařované konstrukce např. mosty, vrata plavebních komor zásobníky, nádrže na vodu, výrobu profilů apod. Výrobky se dodávají buď ve stavu normalizovaném (normalizačně válcovaném) nebo ve stavu termomechanicky válcovaném. Podle pevnostních charakteristik jsou normalizovány čtyři typy ocelí této skupiny s R<sub>e</sub>, (275 - 460 MPa pro tloušťky do 16 mm). Dobré svařitelnosti se dosahuje nižšími obsahy uhlíku a omezením pro obsah Cr, Mo a Cu, což se projeví na nízké hodnotě C<sub>ev</sub>. Obsahy uhlíku se pohybují obvykle v rozmezí 0,13 až 0,20 %. Vyšších pevnostních hodnot se dosahuje tepelným nebo termomechanickým zpracováním. Oceli bývají mikrolegované prvky, které tvoří stabilní nitridy (Nb, V, Al, Ti). Jednotlivé typy ocelí mají předepsány minimální hodnoty nárazové práce KV pro teploty 20°C až - 50 °C.

Při obsahu Cu nad 0,35 % musí obsah niklu činit minimálně polovinu obsahu mědi. Oceli obsahují dále max. 0,05 % Nb, max. 0,020 % Al, max. 0,03 % Ti, max. 0,30 %

Cr, max. 0,10 % Mo a obsah dusíku je omezen na 0,015 % pro S275, S355 a 0,025 % pro S420, S460.

**Konstrukční oceli odolné atmosférické korozi** (ČSN EN 10025-5) mají ve vhodných atmosférických podmínkách odolávat korozi bez povrchové ochrany, a to na základě přidání určitého množství legujících prvků jako P, Cu, Cr, Ni, Mo. Vlivem těchto prvků a povětrnostních podmínek se vytváří na povrchu základního materiálu ochranná vrstva oxidů. Oceli jsou uklidněné případně s přísadou prvků, které váží dusík (Al, Nb, V, Ti). Oceli se dodávají jako ploché nebo dlouhé výrobky případně trubky.

U ocelí se pro potřeby svařování předepisuje výrobci  $C_{ev}$ .

**Oceli pro tlakové nádoby** (ČSN EN 10028) jsou určeny pro výrobu plochých a dlouhých výrobků používaných pro konstrukci tlakových nádob. Tyto oceli se vedle chemického složení a mechanických vlastností zkouší ještě vnitřní jakost.

**Oceli pro výztuž do betonu** (ČSN EN 10080) jsou normovány dvě oceli B500A a B500B, které mají stejné chemické složení. Předepsaný uhlíkový ekvivalent činí 0,50 %. Oceli mají předepsanou mez únavy 180 MPa. Obě oceli se liší hodnotou poměru  $R_m/R_e$ . pro jakost B500A je poměr 1,05 a pro jakost B500B 1,08 při  $R_m=500$  MPa.

**Oceli pro kolejnice** jsou perlitické nelegované, legované manganem nebo chromem. U ocelí se požaduje dobrá odolnost proti kontaktní únavě.

**Automatové oceli** (ČSN EN 10087) obsahují více než 0,10 % síry. Vyšší obsah síry nebo olova zlepšuje obrobiteľnosť. Automatové oceli lze podle normy rozdělit do tří skupin:

1. tepelně nezpracované oceli,
2. pro cementování,
3. k zušlechtění.

**Oceli k cementování** (ČSN EN 10084) jsou oceli s nízkým obsahem uhlíku, které jsou určeny k povrchovému nauhličení nebo k nitrocementaci s následným kalením. Po takovém zpracování se tyto oceli vyznačují tvrdou povrchovou vrstvou a houževnatým jádrem. Všechny oceli určené k cementaci musí být dezoxidovány. Celkem je normováno 35 značek cementačních ocelí, které se rozdělují do 6 skupin:

1. nelegované ušlechtilé,
2. chromové oceli,
3. chrommanganové,
4. chrommolybdenové,
5. chromniklové,
6. chrom-molybden-niklové oceli.

Legující prvky ovlivňují obsah uhlíku v povrchové cementační vrstvě, její tloušťku a tvrdost. Nikl a mangan zvyšují houževnatost jádra.

**Tab. 13 Příklady ocelí k cementování (ČSN EN 10084)**

Značka	Č. mat.	C	Mn	Cr	Mo	Ni
C16E	1.1148	0,12-0,18	0,60-0,90			
28Cr4	1.7030	0,24-0,31	0,60-0,90	0,90-1,20		
20MnCr5	1.7147	0,17-0,22	1,10-1,40	1,00-1,30		
20MoCr2	1.7321	0,17-0,23	0,70-1,00	0,30-0,60	0,40-0,50	
17CrNi6-6	1.5918	0,14-0,20	0,50-0,90	1,40-1,70		1,40-1,70
18CrNiMo7-6	1.6587	0,15-0,21	0,50-0,90	1,50-1,80	0,25-0,35	1,40-1,70

**Oceli k nitridaci** (ČSN EN 10085) jsou určeny pro tepelné zpracování, které obsahují kontrolovaný obsah dvou nebo více nitridotvorných prvků Al, Cr, Mo, V, a jsou proto vhodné pro nitridování. Pokud není dohodnuto jinak, jsou tyto oceli dodávány v tepelně nezpracovaném stavu po válcování za tepla.

**Tab. 14 Příklady ocelí k nitridaci (ČSN EN 10085)**

Značka	Č. mat.	C	Cr	Mo	V	R <sub>m</sub> (MPa)	R <sub>e</sub> (MPa)	A min. (%)	KV min. (J)
31CrMo12	1.8519	0,28-0,35	2,8-3,30	0,30-0,50	-	1030-1230	835	10	25
31CrMoV9	1.8519	0,27-0,37	2,3-2,7	0,15-0,25	0,1-0,2	1100-1300	900	9	25
34CrAlNi7	1.8550	0,30-0,37	1,5-1,8	0,15-0,25	-	900-1000	680	10	30
41CrAlMo7	1.8509	0,38-0,45	1,5-1,8	0,20-0,35	-	950-1150	750	11	25
39CrMoV13-9	1.8523	0,36-0,43	3-3,5	0,7-1	0,15-0,25	950-1100	750	11	25
34CrAlMo5	1.8507	0,30-0,37	1-1,3	0,15-0,25	-	800-1000	600	14	35

Všechny značky mají předepsaný stejný režim pro zušlechtní. Kalí se z teploty 870 až 930 °C do vody nebo oleje, popouštění při 580 až 700 °C a nitridují se při teplotě 480 až 570 °C.

#### 4.4.2.3 Pružinové oceli (ČSN EN 10132-4)

Pružinové oceli jsou dodávány jako oceli uklidněné ve stavu žíhaném na měkko, válcovaném za studena nebo zušlechtěném. Pro ocel je předepsána zkouška na nekovové vměstky a na velikost zrna. Hloubka oduhlíčení měřeno ve vzdálenosti 5 mm od hrany plechu nebo pásu nesmí překročit u jakostí s Si 0,3 %, u ostatních jakostí 0,2 % z tloušťky pásu. Podle chemického složení je možné rozdělit tyto oceli na tři skupiny:

1. ušlechtilé nelegované oceli,
2. legované oceli křemíkem,
3. legované oceli chrómem, chrómem a vanadem nebo niklem.

Tab. 15 Příklady pružinových ocelí (ČSN EN 10132-4)

Značka	Č. mat.	C	Si	Mn	Cr	Žíháno na měkko				zušlechtěno
						R <sub>p0,2</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A <sub>80</sub> min (%)	HV max.	R <sub>m</sub> max. (MPa)
C55S	1.5026	0,52-0,60	0,15-0,35	0,60-0,90	max. 0,40	500	625	14	195	1100-1700
C125S		1,20-1,30	0,15-0,35	0,30-0,60	max. 0,40	600	750	10	230	1200-2100
55Si7		0,52-0,60	1,60-2,00	0,60-0,90	0,80-1,20	600	740	12	230	1200-1700
80CrV2		0,75-0,85	0,15-0,35	0,30-0,50	0,40-0,60	580	720	12	225	1200-1800
102Cr6		0,95-1,1	0,15-0,35	0,20-0,35	1,35-1,6	590	750	11	235	1300-2100

U oceli 80CrV2 je předepsán obsah vanadu 0,145 až 0,25 %. Podobný obsah vanadu je i u značky 52CrV4. u všech ocelí je maximální obsah síry 0,025 % a max 0,025 P, max. 0,10 % Mo, max. 0,40 % Ni. U nelegovaných ocelí je max. 0,40 % Cr. Značky v jednotlivých skupinách se liší především obsahem uhlíku.

#### 4.4.2.4 Oceli k zušlechtování (ČSN EN 10083)

Oceli jsou převážně určeny k výrobě strojních součástí, které se tepelně zpracovávají zušlechtováním nebo izotermickým zušlechtováním, popřípadě jsou používány ve stavu normalizovaném. Všechny oceli musí být uklidněné, dodávané ve stavu tepelně nezpracovaném. Všechny oceli jsou obrobitelné ve stavu žíhaném na měkko.



**Tab. 16 Příklady ocelí k zušlechťování (ČSN EN 10083)**

Značka	Č. mat.	C	Mn	Cr	Mo	Ni
C22E	1.1151	0,17-0,24	0,40-0,70	max. 0,40	max. 0,10	max. 0,40
C60E	1.1221	0,57-0,65	0,60-0,90	max. 0,40	max. 0,10	max. 0,40
38Cr2	1.7003	0,35-0,42	0,50-0,80	0,40-0,60	-	-
41Cr4	1.7035	0,38-0,45	0,60-0,90	0,90-1,2	-	-
50CrMo4	1.7228	0,46-0,54	0,50-0,80	0,90-1,2	0,12-0,30	-
36NiCrMo16	1.6773	0,32-0,39	0,30-0,60	1,60-2,00	0,25-0,45	3,6-4,10

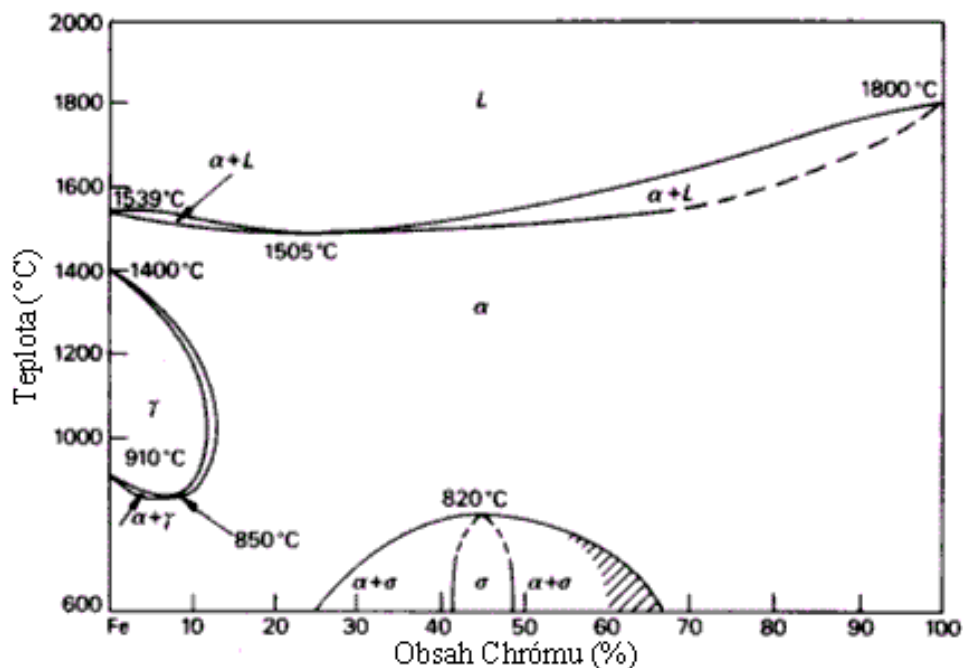
Oceli k zušlechťování obsahují do 0,40 % Si, do 0,035 % P a do 0,035 % S.

Nelegované oceli k zušlechťování mají odstupňovaný obsah uhlíku od značky C22E po značku C60E. součet Cr+Mo+Ni je omezen hodnotou 0,63 %.

#### 4.4.3 Korozivzdorné oceli (ČSN EN 10088)

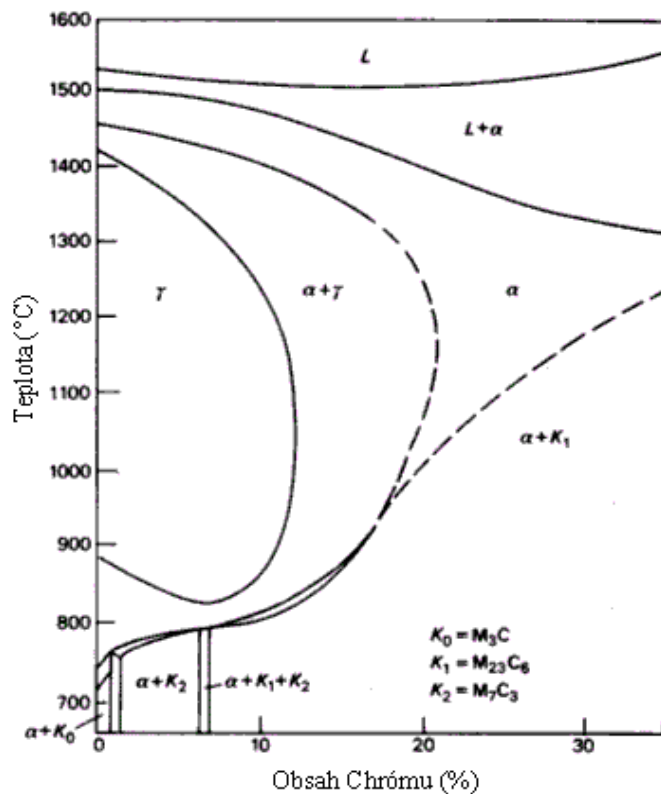
Základním prvkem ve vysokolegovaných ocelích je chróm. Korozivzdorné oceli jsou schopné pasivace, která dává těmto ocelím odolnost proti elektrochemické korozi v oxidačním prostředí. Podmínkou pasivace je obsah chrómu v tuhém roztoku vyšší než 11,5 %. Obsah chrómu v tuhém roztoku, který zajišťuje korozivzdornost, závisí i na obsahu uhlíku, neboť tvoří s chrómem karbidy.

Pro korozivzdorné oceli je charakteristický nízký obsah uhlíku, obvykle nižší než 0,10 %. Uhlík snižuje obsah chrómu v tuhém roztoku tvorbou karbidů. Uhlík má vyšší difuzní rychlost než chróm, proto vznik karbidů může být spojen se vznikem heterogenity tuhého roztoku. Místa ochuzená o chróm mají nižší korozivzdornost než ostatní matrice. Vyloučení karbidů chrómu na hranicích zrn působí mezikrystalickou korozi. Mezikrystalová koroze se vyskytuje obzvláště po svařování v tepelně ovlivněné zóně. Ochrana proti mezikrystalové korozi spočívá buď ve snížení obsahu uhlíku pod koncentraci 0,03 %, která se rovná nebo je nižší než je rozpustnost uhlíku v matrici při které se ještě vylučují karbidy, nebo legováním oceli prvky s vyšší afinitou k uhlíku než má chróm. Nejčastěji se pak jedná o tantal, titan a niob, které se přidávají v takové koncentraci, která odpovídá stechiometrickému obsahu karbidů TiC, TaC či NbC. Při teplotách pod 820 °C se vylučuje až do teplot 500 °C při pomalém ochlazování křehká metastabilní fáze  $\sigma$  (Obr. 100).



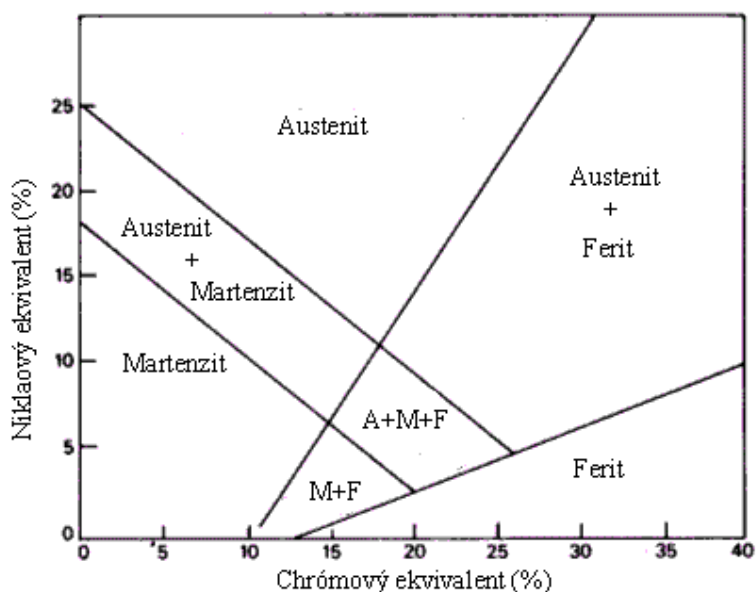
Obr. 100 Rovnovážný diagram soustavy Fe-Cr

Při obsahu chrómu okolo 12 % se uzavírá oblast  $\gamma$ . Slitiny s vyšším obsahem chrómu proto při chladnutí nepřekrystalizují a jejich struktura je tvořena feritem a karbidy. Oceli s obsahem chrómu nižším než je uvedených 12 % jsou samokalitelné a austenit se transformuje za obvyklých výrobních podmínek na martenzit. Austenitotvorné prvky Ni, C, N a Mn rozšiřují oblast  $\gamma$  a snižují teplotu martenzitické přeměny. Oceli vysokolegované Cr-Ni mohou mít austenitickou strukturu. Nikl přispívá ke korozivzdornosti a je vedle chrómu druhým nejdůležitějším prvkem v korozivzdorných ocelích.



Obr. 101 Část diagramu Fe-Cr

Struktura nerezavějících ocelí závisí na obsahu prvků, které zužují nebo rozšiřují oblast  $\gamma$ . Pro skupinu prvků, které tuto oblast uzavírají, se zavádí pojem ekvivalent chromu ( $Cr_{ek}$ ), který udává ekvivalentní působení prvků na rozsah oblasti  $\gamma$  k obsahu chromu. Pro austenitotvorné prvky se zavádí pojem ekvivalent niklu ( $Ni_{ek}$ ). Zavedení těchto pojmů umožňuje vyjádřit vliv chemického složení na strukturu korozivzdorných ocelí v Schäfflerově diagramu na Obr. 102.



Obr. 102 Schäfflerův diagram

#### 4.4.3.1 Chromové a chromniklové martenzitické a feritické oceli

**Martenzitické oceli**, aby mohly obsahovat více než 11,5 % Cr a byly tedy korozivzdorné, musí obsahovat prvky rozšiřující oblast  $\gamma$ . Snižování obsahu uhlíku v těchto ocelích je omezeno koncentrací asi 0,08 % C. nejvýše přípustný obsah feritu v těchto ocelích je 20 %. Snížení obsahu uhlíku pod uvedenou hranici je nutné kompenzovat zvýšeným množstvím niklu. Nad 5 % Cr jsou tyto oceli samokalitelné. Popouštěním na 450 až 550 °C se vylučují z martenzitu karbidy, korozní odolnost klesá a oceli křehnou.

Tab. 17 Příklady chromových a chromniklových martenzitických ocelí

Značka	Č. mat.	C	Si	Mn	Cr	Cu	Mo	Ni
X12Cr13	1.4006	0,08-0,15	1	1,5	11,5-13,5	-	-	max. 0,75
X20Cr13	1.4021	0,16-0,25	1	1,5	12-14	-	-	max. 0,75
X70CrMo15	1.4109	0,65-0,75	0,7	1	14-16	-	0,40-0,80	-
X3CrNiMo13-4	1.4314	max. 0,05	0,7	1	12-14	-	0,30-0,70	3,5-4,5
X5CrNiCuNb16-4	1.4542	max. 0,07	0,7	1,5	15-17	3-5	max. 0,6	3-5

Tepelné zpracování martenzitických ocelí se skládá z kalení na vzduchu a z popouštění. Kalící teploty jsou okolo 900 až 1 050 °C, popouštěcí se pak volí v závislosti na požadovaných vlastnostech. Před kalením hmotnějších výrobků se provádí homogenizační žíhání.

**Feritické oceli** obsahují do 30 % Cr a do 0,08 % C. při tuhnutí těchto ocelí se vylučuje z taveniny chrómový ferit, který se již dále netransformuje. Rozpustnost uhlíku v chrómovém feritu je nižší než 0,1 %, proto se přítomný uhlík vylučuje ve formě karbidů. Feritické oceli s vyššími obsahy uhlíku jsou křehké a používají se jako žáruvzdorné.

**Tab. 18 Příklady chrómových a chrómníkových feritických ocelí**

Značka	Č. mat.	C	Si	Mn	Cr	N	Mo	Ni
X22CrNi12	1.4003	0,030	1	1,5	10,5-15,5	0,030	-	0,3-1
X6Cr13	1.4000	0,080	1	1	12-14	-	-	-
X2CrMoTi29-4	1.4592	0,025	1	1	28-30	0,045	3,5-4,5	-

U značek stabilizovaných niobem nebo titanem je obsah stabilizujícího prvku vázán na obsah uhlíku v oceli.

#### 4.4.3.2 Austenitické oceli

Přísada niklu, manganu, popř. dusíku, ke slitinám železa s chromem ve vhodně vyváženém množství vytváří základ austenitických ocelí, protože si zachovávají austenitickou strukturu za normální teploty i za velmi nízkých teplot. Nepřítomnost fázových přeměn činí tyto oceli citlivými k růstu zrna za vysokých teplot, jako je tomu u feritických ocelí, bez možné regenerace tepelným zpracováním. Zhrubnutí zrna však nevede u austenitických ocelí ke zkřehnutí. Tažnost a houževnatost austenitických korozivzdorných ocelí je jejich velmi významnou vlastností.

Tyto oceli obsahují nejčastěji 18 až 20 % Cr a 8 až 11 % Ni. Rozpustnost uhlíku v austenitu těchto ocelí je 0,03 %. Při vyšším obsahu uhlíku je nutné tyto oceli homogenizačně žíhat při teplotě asi 1050 °C a z této teploty chladit ve vodě. Rychlým ochlazením se potlačí difuze uhlíku a získá se austenitická struktura. Mohou obsahovat 9 až 19 % manganu, v kombinaci s možnou přísadou dusíku (až 0,5 %) jako náhradu niklu.

Oceli legované manganem a dusíkem lze použít za zvláštních podmínek (prostředí chloridů a sirných sloučenin nebo syntéze močoviny). Za účelem získání různých vlastností se základní složení oceli upravuje co do obsahu základních a doprovodných prvků a přidávaných slitinových prvků s cílem zvýšení:

- celkové korozní odolnosti (Cr, Mo, Cu, Si, Ni),
- odolnosti proti mezikrystalové korozi (Ti, Nb),

- mechanických vlastností (N),
- obrobiteľnosti (S, Se, P, Pb, Cu),
- odolnosť proti praskavosti svarů (Mn),
- odolnosť proti bodové a štěrbinové korozi (Mo, Si, N),
- odolnosť proti koroznímu praskání (omezení obsahu P, As, Sb, Sn),
- pevnosti při tečení (Mo, Ti, Nb, B),
- žáruvzdornosti (Cr, Al, Si, Ni, vzácné zeminy).

Desítky typů austenitických korozivzdorných ocelí lze podle obsahu základních slitinových prvků rozdělit na:

**Chrómniklové** oceli s 12 až 25 % chrómu, 8 až 38 % niklu, 0,01 až 0,15 % uhlíku, popř. legované dále dusíkem a molybdenem, mědí, křemíkem, popř. stabilizované titanem a niobem pro zvýšení mechanických vlastností a korozivzdornosti.

**Chrómmanganové** oceli s 10 až 18 % chrómu, 14 až 25 % manganu, 0,02 až 0,08 % uhlíku, dále legované dusíkem, molybdenem, mědí, popř. stabilizované titanem a niobem.

**Chrómmanganniklové** oceli s 12 až 22 % chrómu, 5 až 12 % manganu, 3 až 8 % niklu, 0,02 až 0,15 % uhlíku, dále též legované dusíkem, molybdenem a mědí, popř. stabilizované titanem a niobem s vyššími mechanickými vlastnostmi a odolností proti korozi za specifických podmínek.

Slitinové prvky v austenitických ocelí je třeba rozlišovat podle jejich vlivu na strukturu – austenitotvorné a feritotvorné – a na mechanické, korozní a jiné vlastnosti.

**Chróm** – feritotvorný prvek, je základní přísadou všech korozivzdorných ocelí pro dosažení pasivovatelnosti a odolnosti proti oxidaci za vyšších teplot. Zvyšuje výrazně korozní odolnost v oxidačních prostředích.

**Nikl** – austenitotvorný prvek, stabilizuje austenit za normální teploty, za nízkých teplot a za plastické deformace. Zvyšuje korozní odolnost v redukčních kyselinách.

**Mangan** – austenitotvorný prvek asi nad 3 % přispívá k potlačení praskání svarů. Úloha manganu při vyšších obsahách v korozivzdorných ocelích je odlišná od niklu, neboť nerozšiřuje austenitickou oblast za vysokých teplot. Hranice oddělující oblasti

austenitu a austenitu s feritem při teplotě 1000 °C, která leží mezi 13 až 15 % chrómu, nezávisí na obsahu manganu. Naopak zvýšení obsahu niklu dovoluje zvýšit obsah chrómu a tak dosáhnout čistě austenitickou strukturu. Není proto možné získat čistě austenitickou strukturu pro chrómmanganovou ocel s obsahem chrómu vyšším než 15 %. Přísada manganu však stabilizuje po ochlazení strukturu existující za tepla, takže například ocel se 13 % chrómu a 0,1 % uhlíku, která se stává martenzitickou při ochlazení z 1000 °C a při běžném obsahu manganu, je austenitickou jakmile jeho obsah dosáhne 15 %. Za přítomnosti 3 až 7 % niklu a 0,15 až 0,25 % dusíku, dvou austenitotvorných prvků rozšiřující oblast austenitu k vyšším obsahům chrómu, dovoluje přísada 5,5 až 10 % manganu udržet čistě austenitickou strukturu s obsahem chrómu do 19 %, přičemž mangan zvyšuje rozpustnost dusíku.

**Uhlík** – silně austenitotvorný prvek zvyšuje pevnostní vlastnosti a stabilizuje austenit po deformaci za studena. Vyvolává však náchylnost k mezikrystalové korozi, čímž se stává nežádoucím.

**Dusík** – silně austenitotvorný prvek zvyšující pevnostní charakteristiky, aniž by však snižoval odolnost proti mezikrystalové korozi při obsazích do 0,2 %. Stabilizuje austenit při tváření za studena. Spolu s molybdenem zvyšuje odolnost proti bodové a štěrbinové korozi.

**Křemík** – feritotvorný prvek vyvolávající praskavost svarů a snižující odolnost ocelí ve vroucí 65 % kyselině dusičné. V množství 3 až 4 % odstraňuje náchylnost k mezikrystalové korozi a zvyšuje odolnost proti celkové korozi ve vroucí vysoce koncentrované kyselině dusičné (více než 80 %) a v prostředcích této kyseliny s přísadou oxidačních látek.

**Molybden** – feritotvorný prvek podporující tvorbu intermediálních fází zvyšuje výrazně korozní odolnost ve všech prostředích s výjimkou vroucích roztoků kyseliny dusičné, především pak proti bodové a štěrbinové korozi. Zvyšuje žárupevnost, což nelze říci o žáruvzdornosti.

**Měď** – slabě austenitotvorný prvek zvyšuje odolnost v prostředí kyseliny sírové. Při obsazích 3 až 4 % zlepšuje obrobitelnost.

**Titan a niob** – karbidotvorné prvky vázající uhlík a potlačující náchylnost k mezikrystalové korozi. Oba prvky zvyšují žárupevnost, niob vyvolává praskavost svarů.

**Hliník** – feritotvorný prvek a vydatný dezoxidační prostředek, zvyšuje žáruvzdornost.

**Síra, selen, fosfor, olovo** – doprovodné prvky při zvýšených obsazích zvyšují obrobiteľnosť, avšak za cenu snížení korozivzdornosti.

**Bór** – přidává se ve velmi malých množstvích (20 až 40 ppm), zlepšuje tvařitelnost a zvyšuje žárupevnost, avšak v koncentracích nad 40 ppm tvařitelnost zhoršuje a vyvolává praskavost svarů.

Struktura austenitických korozivzdorných ocelí není pro všechna chemická složení zcela stabilní. Vedle precipitačních pochodů z přesyceného tuhého roztoku uhlíku, popř. dusíku, může dojít ke dvěma případům přeměny austenitu na martenzit. Rozhodujícími je pro tuto přeměnu obsah niklu a manganu, ale také chrómu a intersticiálně rozpuštěných prvků, uhlíku a dusíku, jejichž vliv je neméně významný, neboť podobně jako nikl a mangan ovlivňují stabilitu austenitu.

Austenit může prodělat martenzitickou přeměnu v důsledku:

1. poklesu teploty pod teplotu  $M_s$ ,
2. deformace za studena, přičemž k martenzitické přeměně dochází pak pod teplotou označovanou  $M_d$ .

Z hlediska mechanických vlastností a korozní odolnosti jsou významné i další sekundární fáze v korozivzdorných austenitických ocelích. Jsou to karbidy  $M_{23}C_6$ , MC (u stabilizovaných ocelí),  $M_6C$ ,  $M_7C_3$ , nitridy, boridy, fosfidy, fáze sigma a Lavesovy fáze.

#### **4.4.3.3 Austeniticko-feritické oceli**

Podíl feritu ve struktuře oceli, jehož množství je především dáno poměrným zastoupením feritotvorných prvků, se pohybuje podle typu oceli mezi 30 až 50 %. Skupina těchto dvoufázových (duplexních) ocelí má některé dříve zmíněné podstatné výhody oproti ocelím austenitickým.

Tyto oceli obsahují 20 až 24 % Cr a 4 až 6 % Ni. Mají vyšší mez kluzu než oceli austenitické, jsou lépe obrobiteľné než austenitické při dobré houževnatosti a plastických vlastnostech.

Slitinové prvky v těchto ocelích nejsou rozděleny rovnoměrně mezi oběma fázemi. Obecně lze říci, že feritotvorné prvky se soustřeďují ve feritu a naopak.



#### 4.4.3.4 Žáruvzdorné oceli (ČSN EN 10095)

Žáruvzdorné oceli mají vysokou odolnost proti oxidační korozi a dlouhodobě stálé vlastnosti v horkých plynech. Odolnost proti oxidaci za vysokých teplot získávají legováním Cr, Si, Al, Ni. Jejich fázové složení je podobné jako u korozivzdorných ocelí. Podle struktury se rozdělují na feritické, austenitické a feriticko-austenitické. Obsahují pod 0,12 % C a jsou tedy svařitelné.

Značka	Č. mat.	C	Si	Cr	Ni	HB	R <sub>p0.2</sub> (MPa)	R <sub>m</sub> (MPa)	A min. (%)
X10CrAlSi7	1.4713	0,12	0,5-1	6-8	-	192	220	420-620	20
X10NiCrAlTi32-21	1.4876	0,12	1	19-23	30-34	192	200	450-680	30
X15CrNiSi25-4	1.4821	0,1-0,2	0,8-1,5	24-26	3,5-5,5	235	400	600-850	16

#### 4.4.4 Nástrojové oceli

Jedním z nákladů výroby jsou náklady na nástroj, připadající na měrnou jednotku vyráběného zboží. Při návrhu nástroje, technologie jeho výroby a volbě materiálu je nutno brát na zřetel jednak požadovanou životnost nástroje, náklady na výrobu nástroje a množství vyráběných nástrojů. Životnost nástroje ovlivňuje mnoho činitelů, které lze rozdělit do čtyř hlavních skupin:

##### Vyráběný předmět

- Tvar a velikost předmětu vyráběného nástrojem, požadované tolerance vyráběného předmětu, jakost povrchu aj.
- Materiál vyráběného předmětu a jeho mechanické vlastnosti, tvar a rozměr výchozího polotovaru a stav jeho povrchu.

##### Pracovní operace

- Povaha vlastní pracovní operace vykonávané nástrojem (odlévání, tváření za tepla či studena, stříhání, obrábění aj.).
- Příprava nástroje na funkci (předehřívání, čištění aj.).
- Mazání nebo chlazení nástroje za provozu.
- Mazání nebo chlazení polotovaru.

## Pracovní stroj

- Druh, velikost a technický stav pracovního stroje.
- Pracovní podmínky dané strojem (pracovní rychlost, přesnost vedení aj.).
- Ustavení nástroje ve stroji, tuhost a přesnost uložení nástroje aj.

## Nástroj

- Konstrukce nástroje.
- Materiál použitý na výrobu nástroje a jeho části.
- Technologie výroby nástroje a jakost jeho provedení.
- Způsob tepelného zpracování nástroje.
- Seřízení nástroje.
- Udržování nástroje v provozu, jeho kontrola, obnova.

Při volbě materiálu na určitý nástroj se musí uvážit podmínky jeho provozu v co nejširší míře. Kromě vlastní povahy nástroje a jeho funkce je nutné brát na zřetel předpokládané množství výrobků, které se má navrhovaným nástrojem vyrábět a všechny ostatní vlivy. Poněvadž každá ocel má vyhraněné vlastnosti, může nepatrný rozdíl způsobit, že určitý druh oceli bude k danému účelu použití mnohem vhodnější než jiný.

Pokud nejsou při volbě vhodného materiálu na nástroj dostatečné vlastní nebo jiné spolehlivě získané zkušenosti, je vhodné položit si otázku „je možno k danému účelu použít uhlíkové oceli?“ Důvody podmiňující zápornou odpověď (náročná práce za tepla, velké opotřebení aj.), jsou ukazateli pro volbu správného materiálu nástroje. Hlavním důvodem pro použití uhlíkových ocelí na výkonné nástroje bývá požadavek tvrdé povrchové vrstvy a houževnatého jádra.

Rozdíl mezi uhlíkovou a slitinovou ocelí je především v rozdílné prokalitelnosti. Legující prvky umožňují však dosáhnout též některých zvláštních vlastností. Obsah uhlíku ovlivňuje nejvíce kalitelnost, ale na prokalitelnost působí jen omezeně. Proto uhlíkové oceli s nízkým obsahem manganu mají ze všech používaných nástrojových ocelí nejmenší prokalitelnost.

Zjištění, zda nástroj pracuje za studena nebo za tepla, podstatně ovlivňuje volbu nástrojového materiálu. Po rozhodnutí, zda jde o práci za studena nebo za tepla musíme také uvážit, jaké jsou podmínky opotřebení. Velká odolnost oceli proti opotřebení ani proti účinkům zvýšených teplot není nic platná, jestliže houževnatost nástroje je nedostatečná, takže nástroj brzy praská.

Ocelí pro práci za studena se užívá na takové nástroje, při jejichž funkci se podstatně nezvyšuje teplota, takže nevzniká nebezpečí zmenšení jejich tvrdosti.

Nástroje pro práci za tepla musí být odolné proti poklesu tvrdosti za zvýšených teplot, ale musí odolávat též opotřebení i mechanickým a tepelným rázům.

#### **4.4.4.1 Ruční nástroje a nářadí**

Jedná se o ruční nástroje a nářadí pro všeobecné použití, tyto nástroje se vyrábějí většinou z uhlíkových nebo nízkolegovaných nástrojových i některých konstrukčních ocelí. Drobné nástroje, jejichž základním požadavkem je odolnost proti opotřebení se zakalí na nejvyšší dosažitelnou tvrdost a pak se popouštějí na tvrdost asi 55 HRC i vyšší. Aby se zabránilo praskání při použití těchto nástrojů, nemá-li se zmenšovat tvrdost dosažená zakalením, popouštějí se tyto oceli obvykle v rozmezí 150 °C až 190 °C.

Z uhlíkových a nízkolegovaných ocelí se nejčastěji vyrábějí nejrůznější ruční nástroje jako kladiva, kleště, šroubováky, sekáče, dláta, sekery, nože nebo různé zemědělské nástroje.

#### **4.4.4.2 Řezné nástroje**

V posledních letech jsou řezné nástroje z nástrojových ocelí nahrazovány nástroji s ostřím ze slinutých karbidů a keramických materiálů.

Nejdůležitější vlastností charakterizující materiál řezných nástrojů je tvrdost, kterou je nástroj schopen si udržet na břitu za teplot při řezání. Volbu vhodného materiálu na řezné nástroje pro obrábění ovlivňuje mnoho činitelů:

- jakost obráběného materiálu a z toho plynoucí řezné podmínky, namáhání nástroje apod.
- povaha obráběcí operace a z toho plynoucí způsob namáhání, velikost a množství rázů, rozsah rozměrových tolerancí obráběného předmětu apod.

- předpokládané množství výrobků
- konstrukce nástroje a jeho tuhost
- obráběcí stroj, jeho konstrukce, příkon, tuhost, vibrace aj.
- cena navrhovaného materiálu nástroje
- obrobiteľnosť materiálu nástroje

**Nelegované nástrojové oceli pro řezné nástroje** se používají pro výrobu menších méně namáhaných nástrojů (nástroje opracovávající dřevo, závitníky, pilky na kov aj.). Obsahují nejčastěji 0,5 % až 1,5 % C, s obsahem manganu do 0,40 % a obsahem křemíku do 0,40 %.

Oceli se kalí u podeutektoidních ocelí z teplot nad  $A_3$  a u nadeutektoidních nad  $A_1$ . po kalení má martenzit stejný obsah uhlíku jako austenit při kalicí teplotě. Zvyšování kalicí teploty u nadeutektoidních ocelí způsobuje vyšší obsah uhlíku v austenitu, který již nepůsobí na zvyšování tvrdosti martenzitu, ale zvyšuje obsah zbytkového austenitu. Po kalení se oceli popouštějí na 160 °C, až 280 °C. dosažená tvrdost činí 56 až 60 HRC. Martenzitická struktura je mimo drobné nástroje jen v povrchových vrstvách, jádro je tvořeno jemnou perlitickou strukturou. Při tepelném zpracování vždy musíme chránit nástroj proti oduhličení povrchu.

**Legované nástrojové oceli pro řezné nástroje** se používají k podobným účelům jako nelegované. Mají však vyšší prokalitelnost, vyšší tvrdost (60 až 64 HRC) a menší pokles tvrdosti při popouštěcích teplotách. Bývají legovány chromem, wolframem a molybdenem a vanadem. Součet legujících prvků obvykle nepřesahuje 3 až 5 %. Všechny uvedené prvky zvyšují stabilitu karbidické fáze, snižují pokles tvrdosti při popouštění a zvyšují tvrdost a odolnost nástrojů proti opotřebení. Prokalitelnost roste s koncentrací legujících prvků za předpokladu, že při kalicí teplotě jsou tyto prvky rozpuštěny v austenitu.

Legované nástrojové oceli se kalí do oleje nebo na vzduchu. Legující prvky posouvají eutektoidní koncentraci i maximální rozpustnost uhlíku v austenitu k nižším koncentracím uhlíku. Kalicí teploty se volí podle legování oceli a jsou obvykle vyšší než u nelegovaných ocelí. Výsledná tvrdost závisí na teplotě popouštění. Teploty popouštění se volí nejčastěji do 250 °C.

Zvláštní skupinou legovaných nástrojových ocelí jsou vysokolegované chromové ledeburitické oceli obsahující 11 až 13 % Cr a i přes 2 %C. Vzhledem k tomu, že tyto oceli mají oblast sekundární tvrdosti mezi 500 až 520 °C, lze tyto oceli nitridovat. Používají se pro zhotovování nástrojů ke tváření jako protahovací a protlačovací trny, průvlaky, válce apod.

**Rychlořezné oceli** se vyznačují odolností proti poklesu tvrdosti, až do teplot okolo 550 °C. Jedná se o ledeburitické oceli vysoce legované s obsahem uhlíku nad 0,7 %. Základním legujícím prvkem v rychlořezných ocelích je wolfram, který bývá částečně nahrazen polovičním množstvím molybdenu. Typické složení rychlořezné oceli je 0,75 %C, 4 %Cr, 18 %W, 1 %V. Úsporné varianty mají snížený obsah wolframu na 10 % a zvýšený obsah vanadu na 2 až 4 %. Rychlořezné oceli se kalí z teplot 1 250 až 1 280 °C. Popouštějí se na sekundární tvrdost při teplotě okolo 560 °C. Popouštění se třikrát opakuje, načež dosáhneme tvrdosti kolem 65 HRC.

#### **4.4.4.3 Nástroje na stříhání**

Materiály používané na nástroje pro stříhání musí mít vysokou odolnost proti opotřebení, protože opotřeбенý nástroj bez ostré střížné hrany potřebuje k prostřížení materiálu až o 100 % větší sílu než neopotřeбенý. Pro zvýšení povrchové vrstvy se používá vedle tepelného zpracování i kombinace nitridování popř. nitrocementování.

Navíc tyto materiály musí být odolné vůči mechanickým rázům.

#### **4.4.4.4 Oceli pro lisování a ražení za studena**

Na tyto nástroje se používají nelegované nebo nízkolegované oceli, které posuzujeme především podle odolnosti proti opotřebení. Opotřeбенí nástroje je ovlivňováno stupněm deformace při ohýbání a počtem požadovaných výlisků a také druhem tvářeného materiálu, jakostí povrchu a rozměrovými tolerancemi výlisku. Materiály jsou legované především chromem, kterého obsahují kolem 12 %.

#### **4.4.4.5 Kovací a lisovací zápustky pro práci za tepla**

Oceli určené na zápustky pro práce za tepla musí být dostatečně houževnaté a musí mít přiměřenou tvrdost. Musí být odolné proti měknutí za zvýšených teplot, odolné

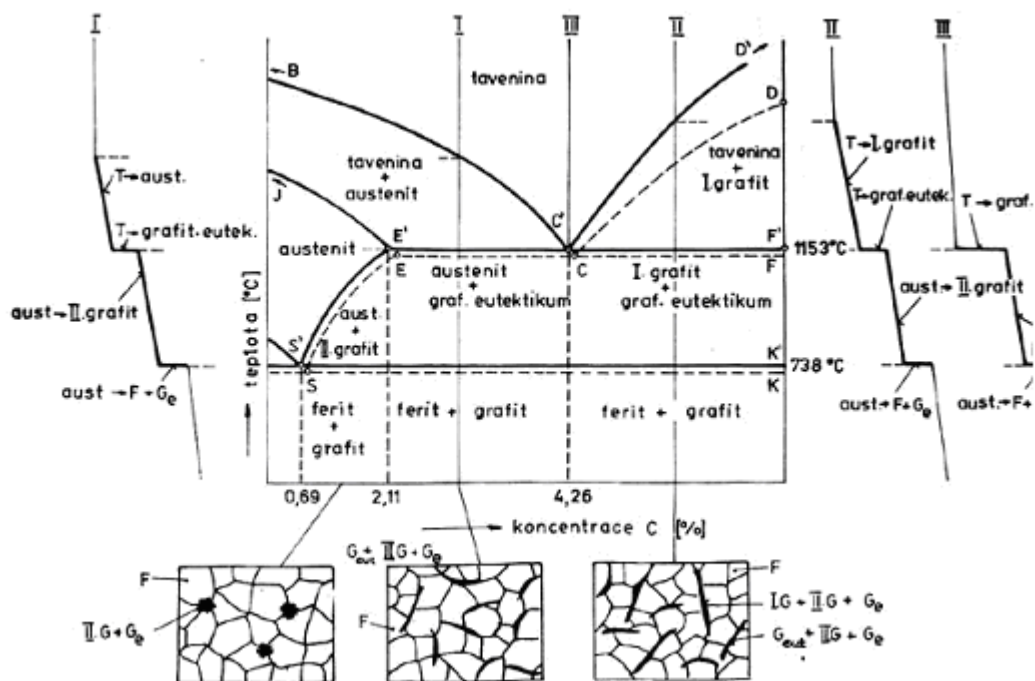
proti opotřebení i tepelné únavě. Oceli pro tyto aplikace obsahují 0,5 až 1 %C, 5 %Cr někdy navíc wolfram a molybden pro vyšší tvářecí teploty.

Specifikace skupiny materiálů	Příklad značek ocelí
<i>Nástrojové nelegované oceli pro práci za studena</i>	C45U, C70U, C80U, C90U, C105U a C120U.
<i>Nástrojové legované oceli pro práci za studena</i>	105V, 50WCrV8, 102Cr6, 21MnCr5, 90MnCrV8, X100CrMoV5, X153CrMoV12, X210Cr12, X210CrW12
<i>Nástrojové oceli pro práci za tepla</i>	55NiCrMoV7, X38CrMoV5-3, X40CrMoV5-1, X30WCrV9-3, X35CrWMoV5, 38CrCoWV18-17-17
<i>Nástrojové oceli rychlořezné</i>	HS0-4-1, HS1-4-2, HS18-0-1, HS6-5-3, HS6-5-2-5, HS10-4-3-10

## 4.5 Litiny

Jako litiny označujeme slitiny železa s uhlíkem, křemíkem a dalšími přísadovými prvky, které tvoří ve struktuře eutektikum. Obsah C převyšuje jeho mezní rozpustnost v austenitu za eutektické teploty. Vedle vyššího obsahu C litiny obsahují i vyšší množství příměsí. Zejména Si, manganu (Mn), fosforu (P) a síry (S), nežli je tomu u oceli. K nejdůležitějším přísadám patří Si, pohybující se v rozmezí 0,3-4%. Litiny proto bývají považovány za ternární slitiny Fe-C-Si. K popisu procesů, které probíhají při chladnutí taveniny a jejich následných změn v tuhém stavu se používá graf stabilní soustavy Fe-C (Obr. 103).

Je tvořen složkami železa a grafitu, slouží jako pomůcka pro popis krystalizace a překrystalizace litin s lupínkovým grafitem, surových želez i k popisu grafitizačních pochodů. Tento rovnovážný diagram se uplatňuje u slitin Fe s obsahem C více jak 2,11%, přičemž stabilní složkou je zde grafit.



Obr. 103 Rovnovážný diagram stabilní soustavy Fe-C (plně), metastabilní diagram Fe – Fe<sub>3</sub>C (čárkovaně), část diagramu vztahující se k litinám

### 4.5.1 Druhy litin

Struktura litin je tvořena primární fází a eutektikem. Při tuhnutí podle stabilního systému vzniká grafické eutektikum, které je tvořeno austenitem a uhlíkem, jenž je vyloučený v některé z morfologických forem grafitu. Tyto litiny se nazývají litiny grafické. Při tuhnutí podle metastabilního systému je eutektikem ledeburit. Ve struktuře není přítomen volný grafit a takové litiny se nazývají bílé neboli karbidické, jenž jsou základem pro výrobu temperované litiny.

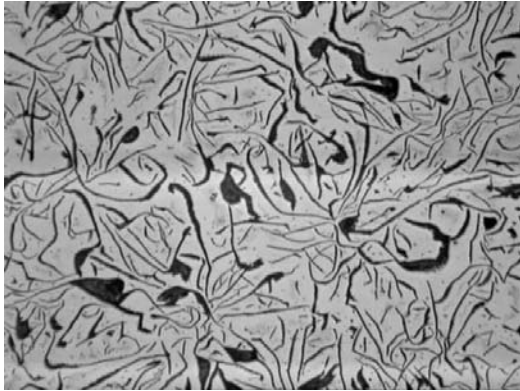
#### 4.5.1.1 Grafické litiny

Základním kritériem pro určení druhu litin je zejména tvar vyloučeného grafitu. Názvy jednotlivých druhů litin, značky a číselné označení zde uvedené, respektují normu ČSN EN 1560.

Podle tvaru grafitu se dělí litiny na následující třídy:

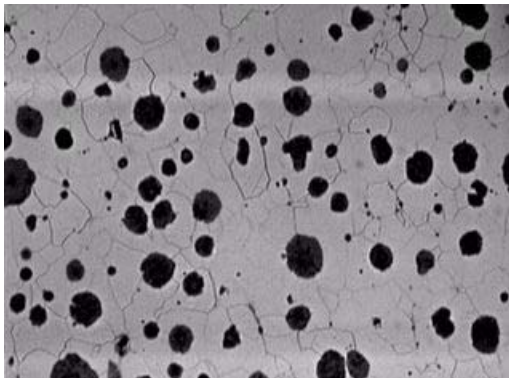
1) Litiny s lupínkovým grafitem – GJL (LLG). Dříve nazývané jako šedé litiny, obsahují grafit ve tvaru prostorových útvarů, které se na metalografickém výbrusu

jeví jako lupínky. Jejich délka je podstatně větší, než je jejich tloušťka, konec lupínků je ostrý. Oblast připadající jednomu prostorovému útvaru grafitu se nazývá eutektická buňka. Tento typ litiny je nejobvyklejším typem litiny (Obr. 104).



**Obr. 104 Mikrostruktura grafitické litiny s lupínkovým grafitem**

**2)** Litina s kuličkovým grafitem – GJS (LKG). Dříve nazývaná jako litina tvárná, obsahuje grafit ve formě kuliček (Obr. 105). Z hlediska vlastností litiny je ideálním tvarem dokonalá kulička grafitu. Často se však vyskytují podoby grafitu jako „nedokonale zrnitý“. Eutektická buňka je oblast příslušející právě jednomu útvaru grafitu – jedné kuličce.



**Obr. 105 Mikrostruktura litiny s kuličkovým grafitem**

**3)** Litina s červíčkovým grafitem – GJV. Nazývaná také jako litina vermikulární. Červíčkový grafit má podobnou morfologii jako grafit lupínkový. Ve srovnání s GJL jsou však útvary grafitu kratší, tlustší a jejich konec bývá zaoblený. Vermikulární litina obvykle obsahuje též určité množství lupínkového nebo kuličkového grafitu. Vermikulární litina se modifikuje nízkým obsahem Mg.



4) Temperovaná litina – GJM, se dělí na litinu s bílým lomem GJMW a s černým lomem GJMB. Grafit v litině s černým lomem, případně i v litině s bílým lomem má tvar vloček.

Litiny s lupínkovým, kuličkovým a červíčkovým grafitem tuhnou podle stabilního systému, kdy grafit krystalizuje při tuhnutí eutektika. Lupínkový grafit vzniká obvykle bez jakýchkoliv metalurgických zásahů.

Pro získání litiny s kuličkovým grafitem a červíčkovitým grafitem je nutno provádět modifikaci litiny.

**Modifikací** ovlivňujeme tvar grafitu při jeho krystalizaci tak, že grafit lupínkový se mění působením modifikátoru na tvar kuličkový. Tyto vlastnosti lze docílit v litém stavu nebo tepelným zpracováním. V současné době se používá jako modifikátoru hutnicky čistý Mg (99,5 % Mg) a tzv. nosné prvky (Si, Ni, Cu, Fe) a doprovodné prvky jsou Ca, Al, Ce, Y, La, Hf či kovy vzácných zemin.

Modifikační účinek má sice u litin řada prvků, prakticky se však používá jen již zmíněný hořčík. Teplota tavení Mg je 650 °C a jeho hustota je 1 740 kg·m<sup>-3</sup>. Modifikace probíhá postupným rozpouštěním hořčíkových par, které probublávají sloupcem modifikované litiny. Je proto nutné, aby dráha hořčíkových bublin byla pokud možno dlouhá a jejich vyplouvání pomalé a klidné.

Naproti tomu **očkování** je vnášení očkovadla do taveniny za účelem zvýšení počtu cizích grafitizačních zárodků a dosáhnout tak zjemnění vyloučeného grafitu. Očkování podporuje heterogenní nukleaci při grafitizaci.

Očkování je při výrobě GJS naprosto nutná metalurgická operace. Hořčík zvyšuje sklon ke tvorbě karbidů a neočkovaná litina s kuličkovým grafitem by ztuhla obvykle bíle.

Pro očkování litiny s kuličkovým grafitem se používá převážně FeSi s obsahem 60 – 75 % Si, 0,5 až 1,25 % Al a 0,6 až 1,0 %Ca.

Při jednostupňovém očkování se očkovadlo přidává k modifikačnímu prostředku a oba procesy probíhají současně. Při dvoustupňovém zpracování následuje očkování až po modifikaci.

Cílem očkování (grafitizačního) je odstranění zákalky v odlitcích. Rovnoměrně vyloučený grafit typu A v celém průřezu odlitku, zjemnění struktury a tím zvýšení mechanických vlastností.

Vermikulární litina (s červíčkovitým grafitem) není normalizována a chemické složení je cca eutektické

C = 3,2 - 3,6 %

Si = 2,4 - 2,9 %

Mn = 0,2 - 0,4 %

Obsah P a S co nejmenší

### 5) Legované litiny

Tvoří jen malou část produkce litin cca 5 %. Dělí se na:

- nízkolegované (hliníkové litiny legované hliníkem získáme čistě perlitickou strukturu a bainitické litiny).
- vysokolegované
  - a) žáruvzdorné
  - b) korozivzdorné
  - c) otěruvzdorné
  - d) se zvláštními fyzikálními vlastnostmi

### Grafit

Grafit je krystalická forma uhlíku, krystalizuje v hexagonální soustavě s mřížkovými parametry 0,264 a 0,691 nm. Poloměr atomu je 0,077 nm. Základny mřížky se nazývají bazální roviny. Směr růstu grafitu v bazálních rovinách se označuje „a“ [1010]. Při vytváření nových bazálních rovin se jedná o růst ve směru „c“ [0001]. Obvod šestihranu tvoří prismové roviny. Hustota grafitu se udává 2 220 kg•m<sup>-3</sup>. Teplota tání je 3 700 °C. Grafit má velmi dobrou tepelnou vodivost. Pevnost a tvárnost jsou nepatrné.

### O tvaru grafitu v litinách rozhodují následující faktory:

- druh, struktura a tvar zárodku,
- mechanické faktory,

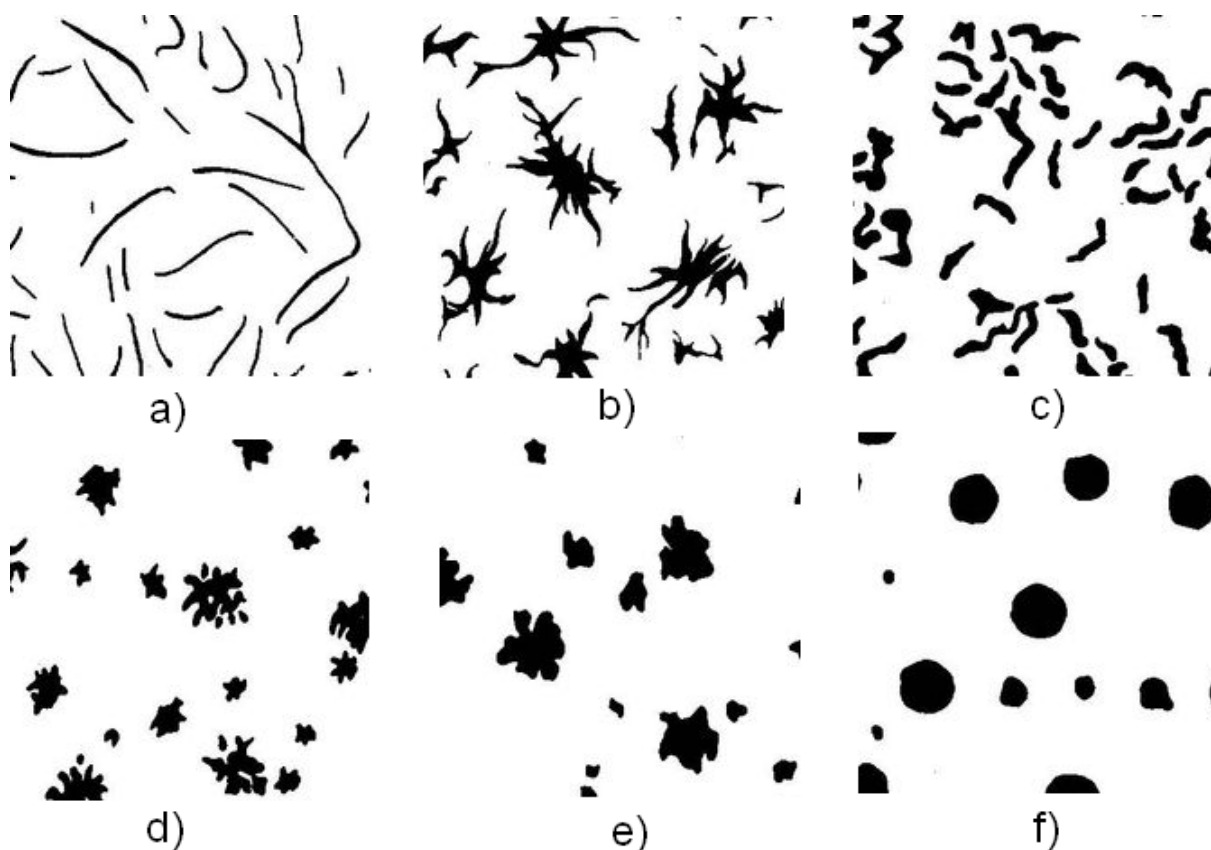
- poměry jednotlivých stěn krystalu grafitu při jeho růstu.

Podle názorů na vliv druhu, struktury a tvaru zárodku na tvar grafitu působí na tvoření zrnitého grafitu příznivě nekovové vměstky s krychlovou (kubickou) krystalovou mřížkou (MgO, MgS), zatímco zárodka lupínkového grafitu (SiO<sub>2</sub>, SiC) tvoří vměstky s hexagonální a jinou mřížkou, ačkoliv obě formy grafitu mají stejnou hexagonální krystalovou mřížku.

### **Tvar grafitu**

Tvar grafitu se hodnotí podle normy ČSN EN ISO 945 (Obr. 106), která původně jako norma ČSN 420461, zařazuje grafit do 6- ti tříd.

- I – lupínkový grafit (Obr. 106 a)
- II – pavoučkový grafit (Obr. 106 b)
- III – červíkovitý grafit (Obr. 106 c)
- IV – vločkový grafit (Obr. 106 d)
- V – nedokonale kuličkový grafit (Obr. 106 e)
- VI – pravidelně kuličkový grafit (Obr. 106 f)



Obr. 106 Tvar grafitu dle ČSN EN ISO 945

### Rozložení grafitu

Grafit může být ve struktuře rozložen ve formě pravidelných, stejnoměrně velkých útvarů, nebo nerovnoměrně, kdy tvoří nestejně velké nebo mírně nahromaděné útvary. Rozložení grafitu podle normy ČSN EN 945 se hodnotí podle etalonové řady.

A – rovnoměrně rozložené

B – růžicovité

C – smíšené

D – mezidendriticky neusměrněné

E – mezidendritické usměrněné

Z hlediska vlastností litin je optimální rozložení typu A - grafit rovnoměrně rozložený, se stejnoměrnou velikostí. Nepravidelné rozložení a výskyt hrubých grafitových útvarů je příčinou nehomogenního rozložení napětí a horších mechanických vlastností.

Typy grafitu D a E se nazývají též jako přechlazený grafit, vznikají při nedostatku krystalizačních zárodků a při rychlém ochlazení a jsou přechodem od stabilního k nestabilnímu tuhnutí.

Tvar a rozložení grafitu mají zásadní vliv na mechanické vlastnosti litin. Samotný grafit má velmi malou pevnost. Proto grafit tím, že zmenšuje nosný průřez základní kovové hmoty, snižuje pevnost litiny. Současně na koncích útvarů grafitu dochází ke koncentraci napětí - grafit působí vrubovým účinkem. Čím ostrohrannější je zakončení útvarů grafitu, tím větší je vrubový účinek.

Z tohoto hlediska je nejméně výhodný lupínkový grafit, naopak nejpříznivější je grafit kuličkový. Proto má litina s kuličkovým grafitem podstatně vyšší mechanické vlastnosti, než litina s lupínkovým grafitem. Litina s červíkovým a vločkovým grafitem svými vlastnostmi leží mezi těmito krajními body.

### **Litina s lupínkovým grafitem**

Litina s lupínkovým grafitem je slitina na bázi železa a uhlíku, přičemž uhlík je přítomen jako grafit převážně ve tvaru lamelárních částic. Definici této litiny je uvedena v ČSN EN 1561.

*Značky litin uvedené v normě ČSN EN 1561 mají nejbližší ekvivalent v litinách, normalizovaných v ČR.*

Značka litiny dle ČSN EN	Číslo litiny	Značka litiny normalizované v ČR	Pevnost v tahu $R_m$ (MPa)
EN-GJL-100	EN-JL1010	ČSN 42 2410	100 - 200
EN-GJL-150	EN-JL1020	ČSN 42 2415	150 - 250
EN-GJL-200	EN-JL1030	ČSN 42 2420	200 - 300
EN-GJL-250	EN-JL1040	ČSN 42 2425	250 - 350
EN-GJL-300	EN-JL1050	ČSN 42 2430	300 - 400
EN-GJL-350	EN-JL1060	ČSN 42 2435	350 - 450

*Tvrdość podle Brinella na odlitcích z litiny s lupínkovým grafitem je rovněž dána směrodatnou tloušťkou stěny odlitku v mm. Více v ČSN EN 1561.*

Litina značkou	Číslem	Stěna od	do	Tvrдост min.	max.
EN-GJL-HB155	EN-JL2010	40	80	-	155
		20	40	-	160
		10	20	-	170
		5	10	-	185
		2,5	5	-	210
EN-GJL-HB175	EN-JL2020	40	80	100	175
		20	40	110	185
		10	20	125	205
		5	10	140	225
		2,5	5	170	260
EN-GJL-HB195	EN-JL2030	40	80	120	195
		20	40	135	210
		10	20	150	230
		5	10	170	260
		4	5	190	275
EN-GJL-HB215	EN-JL2040	40	80	145	215
		20	40	160	235
		10	20	180	255
		5	10	200	275
EN-GJL-HB235	EN-JL2050	40	80	165	235
		20	40	180	250
		10	20	200	275
EN-GJL-HB255	EN-JL2060	40	80	185	255
		20	40	200	275

*Tabulka mechanických vlastností LLG a struktura původních českých LLG:*

Označení	Rm min [MPa]	HB max [MPa]	Struktura
<b>42 2410</b>	100	180	F + P + G
<b>42 2415</b>	150	200	F + P + G
<b>42 2420</b>	200	220	F + P + G
<b>42 2425</b>	250	240	P + (F) + G
<b>42 2430</b>	300	260	P + (G)
<b>42 2435</b>	350	270	P + (G)
<b>42 2456</b>		190 – 240	P + (G)

## Temperovaná litina

Litina k temperování je podeutektická slitina Fe, C a Si s malým množstvím dalších prvků, je tvořena perlitem, ledeburitem a sekundárním cementitem (karbidická litina).

Výchozí složení pro litinu s černým lomem má obsahovat nižší C (2,4 - 2,8%), zvýšenou koncentraci Si (0,9 - 1,5 %) a obsah S pod 0,15%.

Výchozí složení pro litinu s bílým lomem má obsahovat vyšší C (2,8 - 3,4 %), snížený obsah Si (0,4 - 0,8 %) a nízký obsah Mn proti zvýšené koncentraci síry (Mn: 0,2 - 0,4 %, S: 0,15 - 0,25 %).

Temperovaná litina tuhne podle metastabilního systému a vločkový grafit ve struktuře vzniká až při následujícím tepelném zpracování – temperování, rozpadem cementitu.

Temperovaná litiny se vyrábí tepelným zpracováním bílé litiny. Tedy s chemickým složením silně podeutektickým s nízkým koeficientem grafitizace. Požadované struktury temperované litiny se dosáhne žiháním. Při něm se dosáhne buď oduhličení (v oxidační atmosféře při teplotě 1050 °C) – litina s bílým lomem, nebo ke grafitizaci (v neutrální atmosféře) – litina s černým lomem.

Základním pochodem při výrobě temperované litiny s černým lomem je žihání k rozpadu cementitu na temperový uhlík. Větší množství temperového grafitu vyvolává tmavohnědý vzhled lomové plochy vytemperovaného odlitku. Žihání probíhá v neutrální atmosféře.

Průběh grafitizace má 5 časových úseků. Po ohřevu následuje prodleva (300 °C na 5-8 hodin) pro zvyšování počtu grafitizačních zárodků. Nejdůležitější změny struktury probíhají v prvním a v druhém stupni grafitizace, kdy nastává rozpad cementitu. Podle toho, jaký je vlastní průběh temperovacího žihání, lze dosáhnout v základní kovové hmotě buď samotný ferit, nebo ferit a perlit, popř. perlit nebo sorbit.

Rozpad ledeburitického cementitu na grafit a austenit probíhají za teplot mezi eutektoidním a eutektickým pásmem v neutrálním prostředí ochranné atmosféry pece.

Grafitizace ve druhém stupni může probíhat izotermicky v rozmezí teplot 730 °C – 720 °C nebo plynule pomalým ochlazováním (25 °C•h<sup>-1</sup>), přičemž se přeměňuje

austenit na ferit a temperovaný uhlík. S rostoucí rychlosti ochlazování roste podíl perlitu na úkor feritu.

Temperování na bílý lom je velice dlouhodobý proces žíhání (až 140 h), který můžeme rozdělit na dvě fáze:

- žíhání na teploty 1 050 °C až 950 °C za postupného oduhličení
- žíhání v rozsahu teplot 740 °C až 600 °C pro vznik perlitické struktury.

Stálé oduhličování povrchu odlitků vede k nepřetržitému rozpouštění cementitu a odvodu uhlíku ze středu odlitku směrem k povrchu.

V hlubších vrstvách pod povrchem se cementit rozpadá na složky stabilní rovnováhy, austenit a grafit. Ukončené temperování je charakterizováno na povrchu odlitku feritem s chudým obsahem uhlíku, poněkud hlouběji, kde je již obsah C v austenitu větší, se vyloučí perlit a ferit a střed stěny je tvořen směsí grafitu a perlitu.

*Temperovaná litina (TL) s černým (ČL), bílým (BL) a temper. litina perlitická (P),*

<b>Druh litiny</b>	ČSN	R <sub>m</sub> min	R <sub>p0,2</sub>	A min	Tvrdość min
		[MPa]	[MPa]	[%]	[HB]
<b>TLČL</b>	42 2531	300		6	180
	42 2532	320	170	8	180
	42 2533	330	180	10	160
	42 2534	350	190	12	160
<b>TLBL</b>	42 2536	350		4	220
	42 2540	400	220	6	220
<b>TLP</b>	42 2545	440	260	7	200
	42 2550	490	300	5	230
	42 2555	540	330	4	240



*Mechanické vlastnosti temperovaných litin s bílým lomem*

Značka	Průměr zkušební tyče	Pevnost $R_m$ (MPa)	Tažnost A (%)	Mez kluzu $R_p$ (MPa)	Tvrдость HB
EN-GJMW-350-4	6	270	10	-	max. 230
	9	310	5	-	max. 230
	12	350	4	-	max. 230
	15	360	3	-	max. 230
EN-GJMW-360-12	6	280	16	-	max. 200
	9	320	15	170	max. 200
	12	360	12	190	max. 200
	15	370	7	200	max. 200
EN-GJMW-400-5	6	300	12	-	max. 220
	9	360	8	200	max. 220
	12	400	5	220	max. 220
	15	420	4	230	max. 220
EN-GJMW-450-7	6	330	12	-	max. 220
	9	400	10	230	max. 220
	12	450	7	260	max. 220
	15	480	4	280	max. 220
EN-GJMW-550-4	6	-	-	-	max. 250
	9	490	5	310	max. 250
	12	550	4	340	max. 250
	15	270	3	350	max. 250

*Mechanické vlastnosti temperovaných litin s černým lomem*

Značka	Průměr zkušební tyče	Pevnost $R_m$ (MPa)	Tažnost A (%)	Mez kluzu $R_p$ (MPa)	Tvrдость HB
EN-GJMB-300-6	12 nebo 15	300	6	-	max. 150
EN-GJMB-350-10	12 nebo 15	350	10	200	max. 150
EN-GJMB-450-6	12 nebo 15	450	6	270	150 - 200
EN-GJMB-500-5	12 nebo 15	500	5	300	165 - 215
EN-GJMB-550-4	12 nebo 15	550	4	340	180 - 230
EN-GJMB-600-3	12 nebo 15	600	3	390	195 - 245
EN-GJMB-650-2	12 nebo 15	650	2	430	210 - 260
EN-GJMB-700-2	12 nebo 15	700	2	530	240 - 290
EN-GJMB-800-1	12 nebo 15	800	1	600	270 - 320

## Litina s kuličkovým grafitem

Vlastnosti odlitku z grafitické litiny jsou určeny jednak vlastnostmi kovové matrice, jednak tvarem, rozložením a množstvím grafitu, jež je určujícím strukturním znakem pro rozdělení grafitických litin na jednotlivé druhy, protože zvlášť významným způsobem ovlivňuje jejich vlastnosti.

Grafitická litina, u níž je po ztuhnutí vyloučen grafit ve tvaru kulových zrn se dříve nazývala tvárná litina. Dnes podle tvaru zrn, litina s kuličkovým grafitem. Jejím objevitelem byl v roce 1924 H. Morrogh.

Takto vyloučený grafit nejméně porušuje spojitost matrice a má příznivé vrubové účinky. Příznivého tvaru grafitu se dosahuje modifikováním, nejčastěji očkováním čistým hořčíkem v autoklávu nebo předslitiny (Ni-Mg, Cu-Mg, Fe-Si-Mg) v pánvi, případně přímo ve formě. Po tomto sferoidizačním očkování následuje ještě grafitizační očkování ferosiliciem (Fe-Si), které má eliminovat stabilizační účinek Mg. Všechny tyto přísady obsahující složky, které ovlivňují krystalizaci grafitu ve fázi růstu krystalu tak, že vzniká grafit s větším stupněm globularity.

Litina s kuličkovým grafitem bývá většinou eutektická, někdy i podeutektická. Její charakteristické chemické složení se nachází v obvykle v intervalech:

Uhlík C (3,2 – 4,0) %

Křemík Si (1,5 – 4,0) %

Mangan Mn (0,4 – 0,8) %

Fosfor P (max. 0,1) %

Síra S (max. 0,05) %

Hořčík Mg (0,05 – 0,1) %

Doporučené chemické složení litiny LKG závisí i na tloušťce stěny odlitku:

Tloušťka stěny	Struktura perlitická	Struktura feritická
8	3,8 % C, 2,7 % Si	3,8 % C, 2,9 % Si
12	3,7 % C, 2,4 % Si	3,6 % C, 2,6 % Si
25	3,6 % C, 2,3 % Si	3,5 % C, 2,5 % Si
50	3,5 % C, 2,2 % Si	3,4 % C, 2,4 % Si
75	3,4 % C, 2,2 % Si	3,3 % C, 2,4 % Si
100	3,4 % C, 2,1 % Si	3,3 % C, 2,3 % Si

Obsah Mn u litiny perlitické 0,4 - 0,6 % Mn, u litiny feritické 0,1 - 0,3% Mn. V normách ČSN jsou uvedeny třídy litin s kuličkovým grafitem označené 42 2303, 42 2304, 42 2305, 42 2306 a 42 2307, které se vyznačují pevností v tahu 370, 420, 500, 600 a 700 MPa, jakož i tvrdostí podle Brinella v celkové rozmezí 140 až 300 HB. Litina s kuličkovým grafitem může mít matici perlitickou nebo feritickou případně bainitickou či sorbitickou. Perlitická litina se vyznačuje vyšší pevností v tahu (500 až 650 MPa), menší tažností (3 až 5 %) a tvrdostí 230 až 280 HB.

Mechanické vlastnosti nelegovaných LKG (GJS) naměřených na odděleně litych zkušebních kusech dle ČSN EN 1563

Označení materiálu	Pevnost R <sub>m</sub> (MPa)	Mez pevnosti R <sub>p0,2</sub> (MPa)	Tažnost (%)	Tvrdost HB 4)	Struktura	Pozn.
EN-GJS-350-22	350	220	22	< 160	F	1)
EN-GJS-400-18(15)	400	250	18 (15)	130 – 175	F	2)
EN-GJS-450-10	450	310	10	160 – 210	F	
EN-GJS-500-7	500	320	7	170 – 230	F + P	
EN-GJS-600-3	600	370	3	190 – 270	P + F	
EN-GJS-700-2	700	420	2	225 – 305	P	
EN-GJS-800-2	800	480	2	245 – 335	P, S	
EN-GJS-900-2	900	600	2	270 - 360	B, S	3)

1) Dále varianty se zaručenými vlastnostmi za nízkých teplot

2) Varianty s tažností 15 až 18 % a dále varianty se zaručenými vlastnostmi za nízkých teplot

3) Lze dosáhnout pouze tepelným zpracováním a/nebo legováním

4) Tvrdost na přilítných zkušebních tělesech

Struktura: F – Ferit, P – Perlit, S – Sorbit, B – Bainit

*Tabulka mechanických vlastností litiny s kuličkovým grafitem dle původních ČSN*

Označení	R <sub>m</sub> min (MPa)	R <sub>p0,2</sub> (MPa)	A min (%)	Tvrdość (HB)	Struktura
42 2303	370	230	17	140-180	F + G
42 2304	420	250	12	150 - 200	F + G
42 2305	500	320	7	170 - 240	F + P + G
42 2306	600	370	3	190 - 270	F + P + G
42 2307	700	420	2	230 - 300	P + G

Podíl feritu lze zvýšit zvýšením přísady Si a snížením obsahu Mn, avšak při vyšším obsahu Si roste tvrdost a křehkost feritu, proto se více využívá žíhání, jehož produktem je měkčí materiál s nižší pevností v tahu (400 až 500 MPa) a podstatně vyšší tažností (5 až 15 %). Modul pružnosti u této litiny se pohybuje v mezích 160 000 až 180 000 MPa. Schopnost útlumu je menší a vrubová citlivost při únavovém namáhání větší než u LLG. Naopak výhodou je vysoký poměr  $R_{p0,2}/R_m$ , který je asi 0,70.

Ve srovnání s oceli si LKG (GJS) zachovává výhodné vlastnosti grafitických litin jako je větší schopnost útlumu, menší vrubová citlivost, lepší slévatelnost a třecí vlastnosti. LKG je v současné době důležitým konstrukčním materiálem a její výroba i použití se stále rozšiřuje. Je jí možné využít pro odlévání mnoha součástí, které byly dříve vyráběny jako odlitky nebo výkovky z ocelí.

Pro hodnocení litin se používají:

**a)** Uhlíkový ekvivalent Ce:

$$Ce = C + 0,3(Si + P)$$

eutektická litina má hodnotu 4,25.

**b)** Stupeň eutektičnosti Se:

$$Se = C / (4,25 - 0,3(Si + P))$$

Se = 1 eutektická litina

Colaudův vztah:

$$R_m = 1\,000 - 809 Se,$$

kde R<sub>m</sub> je mez pevnosti v tahu a Se je stupeň eutektičnosti.

$$HB = 100 + 0,438 R_m \text{ pro } R_m \text{ větší jak } 196 \text{ MPa}$$

$HB = 44 + 0,724 Rm$  pro  $Rm$  menší jak 196 MPa

#### **4.5.1.1.1 Krystalizace litin**

U litin je vznik příslušných struktur vysvětlován přeměnami, které probíhají při jejich tuhnutí a následném ochlazení. Průběhem tuhnutí taveniny je dána i následná chemická nehomogenita matrice a to zejména u litin s vyšším podílem přísadových prvků.

Tuhnutí litin obsahuje dva po sobě jdoucí procesy – krystalizaci primární fáze a eutektickou fází krystalizace. Krystalizace eutektika není pokračováním krystalizace primární fáze, nýbrž se jedná o zcela samostatný proces, který je ovšem primární fází ovlivněn - např. vymezením prostoru pro vznik eutektika, obohacením zbylé taveniny o minoritní prvky v důsledku segregace z primární fáze apod. Každý z těchto krystalizačních dějů je zahájen nukleací příslušné fáze a jejím následným růstem.

Každý z těchto procesů se sestává z nukleačního a růstového procesu, které jsou pozorovatelné na křivce chlazení. Křivka chlazení zaznamenaná během tuhnutí termočlánky je přímou odezvou na změnu teploty, která je ovlivněna latentním teplem vyvíjeným během tuhnutí a rozptylem tepla ve formě.

U nadeutektických litin je primární fází tzv. primární grafit. V pomalu tuhoucích průřezích odlitků jej charakterizuje tvar a velikost. Lupínky grafitu jsou velké a tlusté ve srovnání s grafitem vyloučeným v další etapě chlazení.

U podeutektických litin se jako primární fáze vylučuje austenit. Čím nižší je uhlíkový ekvivalent, tím více se vylučuje austenit.

#### **4.5.1.1.2 Nukleace a růst grafitu**

Grafit v litině představuje křehkou, málo pevnou a porézní složku struktury, která oslabuje mechanické vlastnosti kovové základní hmoty. Grafit v litině představuje asi 8 % celkového objemu. Jakýkoliv krystal, tedy i grafit, začíná růst na krystalizačním zárodku.

Nukleace může být buď homogenní, nebo heterogenní. Při homogenní nukleaci se tvoří zárodky v objemu tuhajícího kovu a při tomto mechanismu se uplatňuje zejména koncentrační a teplotní nehomogenita taveniny. Při heterogenní nukleaci se k aktivaci zárodků využívá přítomnosti cizích částic, které snižují energii, nutnou k

vytvoření nového mezifázového rozhraní. Jako heterogenní zárodky slouží především vměstky, ale také například stěna formy. Nejdůležitějším způsobem ovlivnění stavu a množství heterogenních krystalizačních zárodků litin je grafitické očkování litin. Prvky, které aktivitu uhlíku zvyšují (např. Si, Al, P), podporují vznik grafitu, naopak prvky, které aktivitu C snižují (např. Mn, Cr, V), omezují grafitizaci.

Grafit krystalizuje v hexagonální soustavě a atomy tvoří výrazné roviny (vrstvy). Krystaly grafitu rostou nejnáze ve směru těchto rovin, proto má grafit sklon vytvářet ploché, deskovité krystaly. Povaha vazby grafitu se projevuje náznaky některých kovových vlastností, na rovinách rovnoběžných se základní má kovový lesk a svou elektrickou vodivostí se řadí mezi kovy a typické polovodiče (elektrický odpor je  $13,75 \text{ m}\Omega\cdot\text{m}$  při  $0 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Jeho tvárnost a pevnost v tahu jsou však ve srovnání se železem nepatrné.

U podeutektické litiny s kuličkovým grafitem je krystalizace zahájena tvorbou primárních dendritů austenitu. Osy dendritů se obohacují grafitotvornými prvky, karbidotvorné prvky difundují do mezidendritických prostorů a do zbytkové taveniny. Tak dojde k tomu, že tavenina připravená k eutektické krystalizaci je ve srovnání s nominálním složením litiny ochuzena o prvky grafitotvorné a naopak obohacena prvky karbidotvornými.

Optimální průběh modifikování, zabezpečující požadovaný tvar grafitu, je základní podmínkou výroby litin s kuličkovým grafitem. Rozhodující význam pro modifikační proces mají vlastnosti samotného modifikátoru, kde se vychází ze zásad fyzikální metalurgie. Je možné předpokládat, že účinnost přísad závisí od jejich chemického a fázového složení.

Základní používanou aktivní složkou jsou globulizátory grafitu Mg, Ce popř. Y. Globulizační účinek těchto prvků spočívá v tom, že zvyšují při krystalizaci grafitu povrchové napětí a podporují tak vyloučení grafitu ve formě s menším povrchem. Tento účinek je zejména v počáteční fázi zřejmě nepřímý a vyplývá z jejich eliminace vlivu síry a kyslíku, které působí deglobulizačně.

Přísady používané na výrobu litin s kuličkovým grafitem, kde se požaduje úplná globulizace grafitu, obsahuje jako vlastní aktivní složku Mg, který je nejintenzivnějším globulizátorem. Výskyt zrnitého grafitu podporují zejména přísady odsiřujících a odkysličujících prvků (Ce, Mg, Ca, Li, Ba, K, Na). Dalšími vlastnostmi mohou být i

čistota taveniny a rychlost ochlazování. Z toho vyplývá, že výskyt zrnitého grafitu je podmíněn dostatečným přechlazením taveniny.

Snaha o získání globulárního grafitu byla završena teprve po 2. světové válce. Dnes se vyrábí litina očkováním taveniny určitého chemického složení těsně před odléváním slitinami Mg. Aby vznikl globulární grafit, musí být průměrný zbytkový obsah Mg v litině pod 0,07 %.

#### **4.5.1.1.3 Krystalizace litiny s kuličkovým grafitem**

Nejprve začíná vylučování prvních krystalů austenitu z taveniny a volný růst grafitu v tavenině na vhodném zárodku a vytváří sferolity vyrůstající ze společného zárodku. Přitahuje k sobě uhlík a vytěsňuje železo, popřípadě i v něm rozpuštěné prvky, do taveniny. Vrstva taveniny kolem zrna grafitu má velký sklon k tuhnutí, neboť je vlivem sníženého obsahu uhlíku silně konstitučně přechlazená a v určitém stadiu růstu z ní vznikne austenitická obálka zrna grafitu. Její tloušťka závisí na rychlosti tuhnutí. Při pomalém tuhnutí může uhlík difundovat ze vzdálenějších míst taveniny a ochuzená vrstva (austenitická obálka) se vytvoří později, tím je umožněn vznik relativně velkých zrn grafitu. Jako zárodky slouží krystalograficky vhodné cizí částice. Tak se vytvoří austenitické obálky kolem zrn grafitu, které se obohatí grafitotvornými prvky.

Za eutektické teploty dosáhne austenit mezní koncentrace, je v rovnováze s taveninou a probíhá eutektická přeměna, při které se tvoří stabilní eutektikum ve tvaru buněk, v jejichž středu roste z krystalizačních zárodků zrno grafitu. Vznikající eutektická směs austenitu a eutektického grafitu se nazývá grafitické eutektikum a vyplňuje prostor mezi primárně vzniklými dendrity austenitu.

Poté začíná druhé stádium eutektické krystalizace. V něm se růst grafitu značně zpomalí, neboť je umožněn pouze difuzními přesuny atomů uhlíku z taveniny přes austenitickou obálku, která se za těchto podmínek také málo zvětšuje. Při velkém počtu grafitotvorných zrn a malé vzdálenosti mezi nimi je v tomto stadiu dokončeno celé tuhnutí.

Vytvoří-li se však vlivem metalurgických faktorů nebo vlivem velkého průřezu odlitku malý počet grafitových zrn značně od sebe vzdálených, je třeba počítat ještě s třetím stádiem tuhnutí, během něhož vykazuje austenitická obálka silný růst. To vede k dalším přesunům přísadových prvků - grafitotvorných z taveniny do austenitu a karbidotvorných postupně do zbývající taveniny.

Po ukončení eutektické krystalizace probíhá další ochlazování, kdy dochází k postupným přeměnám, které se týkají hlavně základní kovové hmoty. Mezi eutektickým a eutektoidním intervalem teplot se z austenitu vylučuje uhlík a jako sekundární grafit se připojuje na již existující částice eutektického nebo i primárního grafitu.

Za konstantní teploty probíhá eutektoidní přeměna, kdy se austenit mění na ferit a grafit a to podle rovnováhy stabilní (za vzniku základní feritické kovové hmoty), metastabilní (za vzniku perlitické základní kovové hmoty), nebo z počátku přeměny dle stabilní a v dalším průběhu podle metastabilní (vzniká tak feriticko-perlitická základní kovová hmota). V technické praxi se u litiny s kuličkovým grafitem vyskytuje po odlití většinou základní kovová hmota feriticko-perlitická nebo perlitická.

Z hlediska mechanických vlastností je u všech typů litin výhodný jemnozrný grafit, vyloučený ve formě drobných lupínků nebo kuliček. Zejména přítomnost hrubých lamel grafitu významně snižuje mechanické vlastnosti litiny. Dispersita grafitu se hodnotí metalograficky. Velikost lupínků se hodnotí její délkou, dispersita kuličkového grafitu podle kuliček na  $\text{mm}^2$  plochy výbrusu. Vyhodnocení se provádí obvykle opět pomocí etalonů, uvedených v normě.

Perlit je eutektoid vzniklý rozpadem austenitu podle metastabilního systému. Vedoucí fází perlitické přeměny je cementit, vedle něhož pak vznikají lamely feritu. Z jednoho zrna austenitu obvykle vzniká několik zrn perlitu s rozdílnou orientací lamel. Morfologie perlitu může být lamelární perlit (obvyklý forma) nebo globulární perlit, který vzniká sbalením lamel perlitu při sferodizačním žíhání, nebo velmi pomalém ochlazování. Takové litiny mají lepší obrobiteľnosť. Ve srovnání s feritem má perlit vyšší pevnost a tvrdost, horší plastické vlastnosti, horší obrobiteľnosť a vyšší odolnosť proti opotrebení.

Chemická mikronehomogenita matrice, která se vytváří v průběhu primární a eutektické krystalizace, má zásadní vliv na strukturu a vlastnosti odlitků. Ve struktuře po odlití způsobuje nahromadění atomů grafitotvorných prvků tvorbu feritických dvorců kolem grafitu. S rostoucí vzdáleností od nich přibývá atomů karbidotvorných prvků, které podporují vznik perlitu, jehož mezilamelární vzdálenost se směrem k hranicím buněk zmenšuje. Obohacení hranic eutektických buněk a zbytkové taveniny o uhlík a karbidotvorné prvky může vést ke tvorbě nežádoucích ledeburitických



karbidů. Obohacení periferních oblastí eutektických buněk antiglobulačními prvky může následně vést k tvorbě jiného než zrnitého grafitu.

Ukazuje se, že teorie usměrněného odmíšení přísadových prvků v ternárních slitinách Fe – C – Si, vypracovaná původně pro dendritickou segregaci v ocelích, platí i pro pochody probíhající v LKG, kde jsou procesy složitější. Bylo rovněž analyzováno rozložení přísadových prvků v matici nelegované a nízkolegované LKG v průběhu eutektické přeměny, kdy dochází k odměšování přísad podle jejich vztahu k uhlíku. Prvky zvyšující účinek uhlíku (karbidotvorné) jako Cr, Mn, Cu, Mo se soustřeďují v tuhé fázi. Prvky, které snižují aktivitu uhlíku, zůstávají v tavenině, přesouvají se v průběhu krystalizace k hranicím eutektických buněk a do zbytkové taveniny (Cu, Ni). Při růstu útvarů se mění množství prvků i vlivem časového průběhu odmíšení. Omezení jeho vlivu se provede snížením obsahu prvků, nebo zmenšením objemu buněk.

Rozsah chemické mikronehomogenity ovlivňuje také i nerovnovážnou transformaci přechlazeného austenitu, neboť pro takto ovlivněná místa platí různé typy IRA a ARA diagramů.

Obsah prvků (C, Si, Mn, S atd.) přirozeně ovlivňuje tavení vsázky, tavící metodu a zpracování taveniny kovu spolu s grafitizačním potenciálem a s úrovní nukleace. Jev očkování taveniny litiny je zřejmý z rychlosti ochlazování. Když je poměr vyšší, Mn a S nejsou v rovnováze a litina je očkována jen spoře. Obě teploty, jak přechlazení, tak i rekalescence TEU (eutektická teplota) a TER (teplota eutektické reakce), jsou nízké a grafitické vločky jsou typu D.

S klesajícím poměrem Mn ku S vzrůstá počet nukleačních zárodků, teploty TEU a TER také vzrůstají a vločková morfologie se postupně mění na typ A. Avšak, nízký poměr Mn:S nechává volnou síru v tavenině, čímž podporuje tvorbu bílé litiny. Očkování zvyšuje úroveň nukleace a vzrůstají všechny eutektické teploty v rozsahu závislosti na množství a typu očkování. Každá morfologie je vytvářena rozdílnou rychlostí přechlazení. Tyto rozdíly v tuhnutí jsou dobře zobrazeny v rozdílných tvarech křivek chladnutí pro litinu s vločkovým, spojitým síťovým a kuličkovým grafitem.

#### **4.5.1.1.4 Mechanické vlastnosti grafitických litin**

Mechanické vlastnosti litin závisí především na obsahu perlitu ve struktuře, hrubozrnnosti struktury a na disperzitě grafitu. Zvýšení podílu perlitu lze u nelegovaných litin nejnáze dosáhneme snížením stupně eutektičnosti. Tato metoda však není spolehlivé, neboť v oblasti s nízkým obsahem síry dochází ke značnému rozptylu dosahovaných mechanických vlastností a zvyšuje se nebezpečí zákalky a zvyšuje se stahování litin.

Zjemnění struktury je další cesta ke zvýšení mechanických vlastností. Při zvýšení počtu eutektických buněk se zvyšuje homogenita struktury, zvyšuje se pevnost, tvrdost a dynamické vlastnosti litin. Obecně litiny s hustým, jemnozrnným perlitem dávají nejlepší mechanické vlastnosti. Obsah perlitu závisí v první řadě na rychlosti ochlazování při perlitické transformaci. Čím větší rychlost ochlazování, tím větší je podíl perlitu. Legování tyto tendence dále podporuje.

U litiny s kuličkovým grafitem závisí vlastnosti především na druhu základní kovové hmoty. Legování slouží obvykle k tomu, aby bylo spolehlivě dosaženo požadované struktury. Při požadavku na vyšší pevnost GJS je nutné dosáhnout čistě perlitické nebo jehlicovité struktury (za jehlicovitou strukturu se považuje struktura bainitická, sorbitická nebo martenzitická). Pro dosažení perlitické struktury se používá obvykle legování mědi do 1 až 1,5 %.

**Bainitická litina** – struktura bainitu v této litině má být tvořena jehlicovitým feritem a stabilizovaným vysokouhlíkovým austenitem. Perlit, bainitické karbidy a martenzit jsou nežádoucí. Principem výroby bainitické litiny je takový způsob ochlazování z oblasti austenitu, při němž se neprotne perlitický nos v diagramu ARA. Toho lze dosáhnout tepelným zpracováním z teplot nad 830 °C až 900 °C. Kalení provádíme většinou izotermicky v solných lázních.

Jednou z možností jak dosáhnout požadovaných vlastností litin je tzv. sekundární metalurgie. Ta se někdy označuje i jako pánvová metalurgie. Jako důležité pochody označujeme a) očkování a b) modifikaci.

### 4.5.1.2 Karbidické litiny

Nelegované karbidické litiny slouží k výrobě litin temperovaných, také se však používají pro odlitky, které mají odolávat abrazivnímu opotřebením. Tyto karbidické litiny se používaly v litém stavu. Později byly vyvinuty pro abrazivzdorné odlitky nelegované karbidické litiny s vyšším obsahem uhlíku a nižším obsahem křemíku, které však nejsou vhodné pro výrobu temperovaných litin. Základní fází ve struktuře nelegovaných karbidických litin je tvrdý karbid železa -  $\text{Fe}_3\text{C}$  (cementit) a relativně měkký perlit nebo ferit. Nelegované nebo nízkolegované karbidické litiny se používají i dnes, protože jsou levné. Podíl karbidických fází je jedním z hlavních faktorů, které určují ořezavzdornost, pevnost a další vlastnosti karbidických litin.

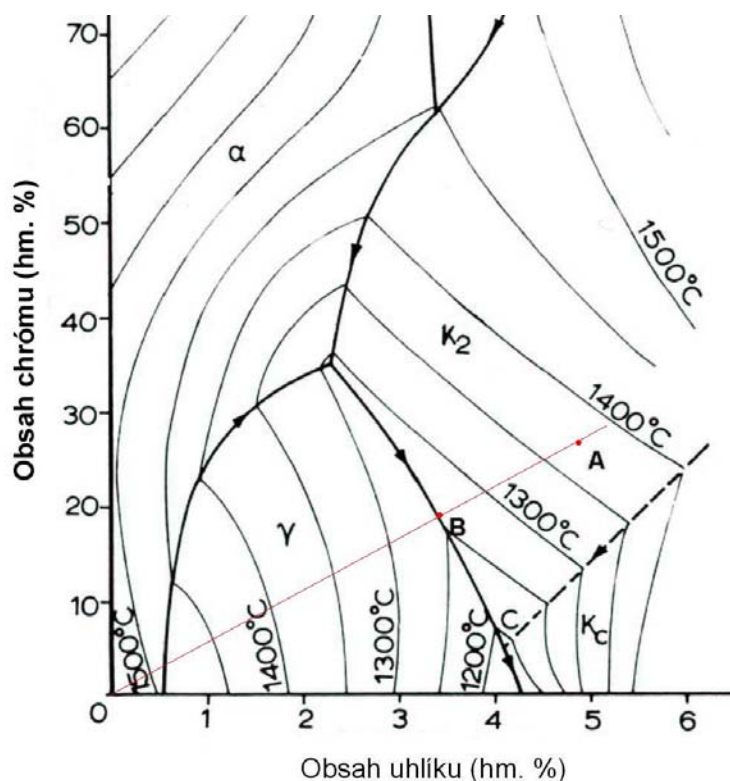
V první polovině minulého století se začaly používat legury do karbidických litin, což vedlo k vývoji martenzitických karbidických litin, ve kterých perlit nebo ferit byl nahrazen martenzitem a zbytkovým austenitem. Při vhodném složení karbidické litiny se vytváří směs martenzitu a austenitu již při ochlazování odlitku ve formě nebo na vzduchu. Různým tepelným zpracováním se snižuje vnitřní pnutí nebo transformuje zbytkový austenit na martenzit či dolní bainit. Postupně byly vyvinuty i další bílé litiny legované chromem nebo kombinací chromu a molybdenu, případně dalšími prvky.

Karbidické litiny lze rozdělit na tyto hlavní skupiny:

1. Nelegované karbidické litiny, které obsahují 2,1 až 5 % uhlíku a až 5 % křemíku.
2. Legované karbidické litiny, kde hlavní legurou je chrom na základě systému Fe-Cr-C a Fe-Cr-C-M (kde M je další legující prvek W, V, Mo, Nb, Ti či jejich kombinace).
3. Legované karbidické litiny, kde je uhlík nahrazován bórem.

#### 4.5.1.2.1 *Chrómové karbidické litiny*

Struktura chromových karbidických litin je tvořena maticí a karbidy. Množství, tvar, rozměry i rozložení primárních i eutektických karbidů v odlitcích jsou určeny procesem krystalizace. Strukturu matrice je možno regulovat legováním a tepelným zpracováním, kdežto karbidická fáze se nemění od ztuhnutí odlitku.



Obr. 107 Metastabilní soustava Fe-Cr-C podle Jacksona.  $K_c$  reprezentuje  $(Fe, Cr)_3C$  karbid,  $K_2$  pak reprezentuje karbid  $(Fe, Cr)_7C_3$  nebo  $M_7C_3$

Hlavní legující přísadou je chrom, jehož množství se pohybuje v rozmezí 11 – 40 %. Výřez z ternárního diagramu Fe-Cr-C je na Obr. 107. V této soustavě mohou v závislosti na chemickém složení karbidické litiny při chladnutí odlitku vylučovat z taveniny tyto fáze: primární ferit, primární austenit, cementit a primární komplexní karbid typu  $M_7C_3$ .

Při vysokém obsahu chromu a nízkém obsahu uhlíku bude primárně z taveniny vyloučen ferit a ze zbylé taveniny vznikne karbidické eutektikum. Takové chromové karbidické litiny mají vysokou odolnost proti korozi, avšak zároveň nízkou odolnost proti abrazivnímu opotřebení.

Při obsahu chromu mezi 11 až 30 % a obsahu uhlíku mezi 1,5 až 3,5 % vzniká primární austenit a zbylá tavenina zkrystalizuje do karbidického eutektika. Tyto litiny mají zachovány velmi dobrou korozivzdornost a mají vyšší otěruvzdornost. Dalším dolegováním těchto litin např. titanem je možné získat jemnější dendritickou strukturu, čímž se zvyšuje otěruvzdornost této litiny.

Při obsahu chromu mezi 15 až 40 % a obsahu uhlíku mezi 3,5 až 5,5 % se vylučuje z taveniny karbid  $M_7C_3$  jenž v chromových karbidických litinách má vzorec  $(Fe,$

$\text{Cr}_7\text{C}_3$ . tento trigonální karbid má výraznou anizotropii mechanických vlastností, která souvisí s charakterem vazeb mezi atomy – kovalentní vazba ve směru podélné osy  $c$  a kovová v příčném směru os  $a$  a  $b$ . Rychlost růstu krystalu tohoto karbidu je podél osy  $c$  mnohem vyšší a proto nabývá tvaru šestibokého hranolu. Zbývá tavenina se přeměnit na karbidické eutektikum a austenit. Podmínky krystalizace mají velký vliv na primární strukturu karbidických litin. Nejvýznamnější faktor je rychlost ochlazování, která závisí na tloušťce odlitku, na materiálu formy a na lící teplotě. Rychlost ochlazování ovlivňuje velikost primárních karbidů i velikost karbidů v eutektických útvarech. Významný vliv na krystalizaci má směr odvodu tepla, protože ovlivňuje orientaci krystalů a následně mechanické vlastnosti.

#### **4.5.1.2.2 *Chrómniklové karbidické litiny***

V chrómniklových karbidických litinách je nikl základní legující prvek v obsahu 3 – 7 %. Nikl efektivně zabraňuje transformaci austenitu na perlit, takže se zajistí vytvoření tvrdé martenzitické struktury (obvykle obsahuje významné množství zbytkového austenitu) při ochlazování ve formě. Chrom v rozmezí 1,4 až 4 % zajišťuje, že se v litině vytvoří karbidy ( $\text{M}_3\text{C}$ ) a zároveň působí proti grafitizačnímu účinku niklu. Tyto karbidické litiny jsou v praxi známi pod názvem Ni-hard.

#### **4.5.1.2.3 *Chrómvanadové karbidické litiny***

Legování vysokochrómových karbidických litin vanadem zjemňuje strukturu. Přitom se mění objemový podíl eutektických karbidů, ve kterém se vanad rozpouští. Nižší koncentrace vanadu v litině brání perlitické transformaci a austenit převážně transformuje na bainit. Při vyšším obsahu vanadu než 4 %, dochází k precipitaci sekundárních karbidů VC v austenitu, což je příznivé pro martenzitickou transformaci. Při obsahu nad 5 % vanadu ve vysokochrómových litinách je pak matrice feritická, což se projeví výrazným poklesem tvrdosti a otěruvzdornosti.

#### **4.5.1.2.4 *Chrómmolybdenové karbidické litiny***

Chrómmolybdenové karbidické litiny obsahují 11 až 23 % Cr a do 3 % Mo a mohou být dodávány jako lité s matricí austenitickou nebo austeniticko martenzitickou či tepelně zpracované s martenzitickou matricí. Molybden významně ovlivňuje morfologii karbidického eutektika.

#### 4.5.1.2.5 *Chrómnioobové karbidické litiny*

Základní soustavou těchto litin je systém Fe-Cr-C s přidavkem dalších legujících prvků. Obsah chrómu bývá v rozmezí 15 až 25 % a obsah uhlíku 3,5 až 6,5 %. Velmi častou přísadou je niob v obsahu 3 až 10 %, který umožňuje vznik karbidu NbC. Vzhledem k vyšší teplotě krystalizace karbidu NbC oproti karbidu  $(Fe, Cr)_7C_3$  krystalizuje při ochlazování taveniny karbid NbC, který výrazně ochuzuje taveninu o uhlík. Po vyloučení karbidu NbC zbylá tavenina krystalizuje podle soustavy Fe-Cr-C. Při nízkém obsahu uhlíku je tedy litina tvořena primárním karbidem NbC a maticí složenou z austenitu a karbidického eutektika. Pro vznik eutektické matrice je nutné zvýšit obsah uhlíku v závislosti na obsahu niobu. Má-li litina mít strukturu nadeutektickou a tedy obsahovat primární karbidy  $M_7C_3$  je nutné úměrně zvyšovat obsah uhlíku až na 6 %.

Dalšími legujícími prvky mohou být wolfram, vanad, molybden či titan. Většinou tyto litiny obsahují 1 až 10 % těchto legur. Tyto prvky pak významně ovlivňují především morfologii eutektika, velikost primárních karbidů  $M_7C_3$  či velikost dendritů.

Obsahuje-li karbidická litina bór je možné ve struktuře této litiny vytvořit velmi tvrdé boridy železa. Tento druh litiny obsahuje snížený nebo velmi nízký obsah chrómu. Uhlík je buď částečně, nebo zcela nahrazen bórem.

**Tab. 19 Tvrdost karbidů a boridů v karbidických litinách**

Struktura	Tvrdost (HV)
$M_7C_3$	1 225 – 1 840
$M_3C$	1 120 – 1 740
$M_{23}C_6$	1 049 – 1 314
$M_3B$	1 120 – 1 605
$M_2B$	1 369 – 1 789
$M_{23}B_6$	1 197 – 1 605

## 5 Tepelné úpravy

### 5.1 Základní pojmy

Tepelné úpravy kovových materiálů se uskutečňují na výrobcích určitého tvaru, velikosti i hmotnosti, v neutrálním nebo aktivním prostředí. Tepelná úprava probíhá v zařízení, na které lze nazírat buď jako na části (podsoustavy) tvořící celkovou technickou soustavu nebo jako na uzavřené či otevřené termodynamické soustavy.

*Tepelná soustava* je množina prvků, které jsou spojeny navzájem a s okolím tepelnými ději, které závisejí na jejich charakteristických vlastnostech a účelových funkcích. Při ohřevu výrobků v peci dochází mezi podsoustavami (výrobky – pecní atmosféra – pec) k přenosu tepla, jehož účelem je ohřát vsázku na požadovanou teplotu.

*Tepelně mechanická soustava* je analogicky k tepelné soustavě charakterizována tím, že její prvky a podsoustavy jsou spojeny nejen tepelnými, ale i mechanickými ději, které mohou probíhat souběžně nebo následně. Jedná se nejen o plastickou deformaci výrobků za tepla, ale i o deformace a zbytková napětí vyvolaná tepelnými poli a fázovými přeměnami v soustavě.

*Chemicko tepelná soustava* je charakterizována současným přenosem tepla a hmoty mezi jejími podsoustavami. V této soustavě jsou mechanické děje následkem dějů tepelných a chemických.

*Přenosem tepla* se mění stav tepelné soustavy, neboť se mění její volná entalpie. Přenos tepla se uskutečňuje třemi způsoby – vedením, prouděním a zářením (sáláním). Klasická teorie přenosu tepla je deterministická, protože vychází ze základních fenomenologických vztahů, ve kterých žádná proměnná nemá náhodný charakter. Předností tohoto matematického modelu je jeho jednoduchost a jednoznačnost, nedostatkem je opomíjení náhodných dějů (pohltivost, sálavost), které mohou vést k místním extrémům v teplotním poli, což může být příčinou porušení celistvosti výrobku. Stochastický přístup k matematickému popisu přenosu tepla je v technické praxi neobvyklý, je však třeba přihlížet ke vlivu přenosu tepla na kinetiku fázových přeměn.

## 5.2 Ohřev a ochlazování výrobků v celém objemu

Při stanovení technologických parametrů tepelného zpracování výrobků v celém objemu s přihlédnutím k jejich tvaru, velikosti a hmotnosti je vhodné uvážit charakter vzniklého teplotního pole. Lze-li předpokládat rovnoměrné rozložení teploty v příčném průřezu výrobku ve směru hlavního tepelného toku, jak je tomu při malém součiniteli přenosu tepla  $\alpha$  a malém charakteristickém příčném lineárním rozměru  $b$  výrobku, ale při jeho velké tepelné vodivosti  $\lambda$ , je matematický model kinetiky ohřevu a ochlazování značně jednodušší než v opačném případě. Pro tento účel proto lze rozdělit výrobky na ty, které mají malý příčný průřez (slabostěnné) s rovnoměrným rozložením teploty a na výrobky s velkým příčným průřezem (silnostěnné) s nerovnoměrným rozložením teploty. Protože toto rozdělení závisí také na tepelných charakteristikách výrobku a přenosového prostředí, je vhodným dělicím kritériem Biotovo číslo

$$Bi = \frac{\alpha \cdot b}{\lambda}, \quad (6.1)$$

kde  $b = \frac{V}{S}$  vyjadřuje nejen velikost, ale částečně i tvar výrobku, který má objem  $V$  a povrch  $S$ .

### 5.2.1 Výrobky s malým příčným průřezem

O výrobcích, pro které při jejich tepelném zpracování platí  $Bi \leq 0,25$ , předpokládáme, že mají v každém časovém okamžiku  $t$  stejnou teplotu  $T$  v celém jejich objemu. Při výpočtu kinetiky ohřevu se rozlišují dva případy:

- ohřev v peci se stálou teplotou -  $T_Z = konst.$
- ohřev s rostoucí teplotou pece -  $T_Z = T_Z(t).$

Při ohřevu za stálé teploty pece vyjádříme předpoklad, že tepelný tok procházející povrchem výrobku přemění ve zvýšení jeho entalpie:

$$q \cdot S \cdot dt = V \cdot \rho \cdot c_p \cdot dT \quad (6.2)$$

kde  $q = \alpha \cdot (T_Z - T_V)$  je hustota tepelného toku,  $T_Z$  je teplota pece,  $T_V$  je teplota výrobku,  $\rho$  – hustota,  $c_p$  – měrná tepelná kapacita při stálém tlaku vztažená na jednotku hmotnosti,  $V$  – objem výrobku. Potom tedy platí, že



$$\alpha \cdot \int_0^t dT = b \cdot c_p \cdot \rho \cdot \int_{T_{V0}}^{T_{Vt}} \frac{dT}{(T_Z - T_V)} \quad (6.3)$$

Po dobu ohřevu  $t$ , kterou potřebujeme ke zvýšení teploty výrobku z  $T_{V0}$  na  $T_{Vt}$  získáme vztah

$$t = \frac{b \cdot c_p \cdot \rho}{\alpha} \cdot \ln \left( \frac{T_Z - T_{V0}}{T_Z - T_{Vt}} \right) \quad (6.4)$$

ze kterého je zřejmé, že teplota výrobku  $T_{Vt}$  nemůže dosáhnout teploty pece  $T_Z$ . Úpravou vztahu (1.4) obdržíme pro teplotu výrobku, který před vložením do vyhřáté pece měl teplotu  $T_{V0}$ , po uplynutí doby  $t$

$$T_{Vt} = T_Z - (T_Z - T_{V0}) \cdot e^{\left( -\frac{\alpha \cdot t}{b \cdot c_p \cdot \rho} \right)} \quad (6.5)$$

Zavedeme-li pro poměrnou změnu teploty výrobku při jeho ohřevu teplotní simplex

$$\Theta = \frac{T_{Vt} - T_{V0}}{T_Z - T_{V0}} \quad (6.6)$$

a s použitím Fourierova čísla, které charakterizuje nestacionární pole

$$F_0 = \frac{a \cdot t}{b^2} \quad (6.7)$$

kde  $a$  je měrná teplotní vodivost, přejde (6.5) do tvaru

$$\Theta = 1 - e^{(-Bi \cdot Fo)} \quad (6.8)$$

Při ohřevu kdy teplota v peci postupně roste lineárně s rostoucím časem  $t$ , a tedy stálou rychlostí  $\dot{T}_Z$ , je jeho okamžitá teplota

$$T_{Zt} = T_{Z0} + \dot{T}_Z \cdot t \quad (6.9)$$

kde  $T_{Z0}$  je počáteční teplota pece. Pak lze řešením (6.2) vyjádřit teplotu výrobku s malým příčným průřezem nebo dobu potřebnou k dosažení určité jeho teploty

$$T_{Vt} = T_{Z0} + \dot{T}_Z \cdot \left( t - \frac{b \cdot c_p \cdot \rho}{\alpha} \right) - \left( T_{Z0} - T_{V0} - \dot{T}_Z \cdot \frac{b \cdot c_p \cdot \rho}{\alpha} \right) \cdot e^{(-Bi \cdot Fo)} \quad (6.10)$$

Pro delší časy  $t > 4 \cdot Bi \cdot Fo$  je teplota výrobku trvale nižší než teplota pece o konstantní hodnotu

$$T_{Zt} - T_{Vt} = \dot{T}_Z \cdot Bi \cdot Fo \quad (6.11)$$

Obecně může být rychlost ohřevu funkcí času  $\dot{T}_Z = \dot{T}_Z(t)$  a potom je možné použít (6.10) pro vhodné velké časové intervaly, které vzniknou, když závislost  $T(t)$  nahradíme lomenou čarou.

**Ochlazování** při stálé teplotě prostředí je v provozních podmínkách obtížně dosažitelné, ale předpoklad, že ochlazovací prostředí má stálou teplotu, může být v prvním přiblížení přijatelný. K určení teploty výrobku nebo potřebné doby ochlazování potom opět můžeme vycházet z rovnice (6.2) a použít řešení (6.4) a (6.5) s tím, že teplotu zařízení (pece) nahradíme teplotou ochlazovacího prostředí  $T_P$ . Zavedeme-li pak vhodný teplotní simplex, bude platit

$$\Theta' = \frac{T_{Vt} - T_P}{T_{V0} - T_P} = e^{(-Bi \cdot Fo)} \quad (6.12)$$

Ve skutečnosti jsou u časové závislosti (6.8), (6.9) a (6.10) komplikovány tím, že fyzikálně – tepelné charakteristiky výrobku ( $c_p$  a  $\lambda$ ) i přenosového prostředí ( $\alpha$ ) závisejí na teplotě, s čímž se při integraci (6.2) nepočítalo. Při ochlazování ve vodě a v oleji je tato skutečnost vzhledem ke vzniku a pozdějšímu zhroucení parního polštáře zvláště významná. Ke zmírnění zjednodušujících předpokladů proto do výše uvedených vztahů dosazujeme hodnoty fyzikálně – tepelných charakteristik, které odpovídají určité střední teplotě výrobku.

## 5.2.2 Výrobky s velkým příčným průřezem

### Problémy přenosu tepla a jejich řešení

Předpokladem pro formulaci a řešení každého problému souvisejícího s přenosem tepla je ujasnění vztahů mezi fyzikální podstatou přenosu a jeho matematickým

modelem, což platí zejména pro výrobky s velkým příčným průřezem. Pro určitý matematický model se pak volí různé metody řešení tepelného problému.

Problémy přenosu tepla lze rozdělit do těchto skupin:

1. **Přímé** problémy hledají odezvu jedné tepelné podsoustavy (zpravidla výrobku) na podnět přicházející z jiné podsoustavy, který je vyjádřen okrajovými podmínkami a počáteční podmínkou. Výsledkem řešení je určení teplotního pole v analyzované podsoustavě s danými fyzikálními charakteristikami (tepelné, rozměrové, aj.). Přímé problémy se dělí na ustálené a neustálené, podle okrajových podmínek na jednoduché a složité.
2. **Nepřímé** problémy hledají pro známé chování jedné tepelné podsoustavy (např. výrobku) odpovídající podnět přicházející z jiné podsoustavy vyjádřený okrajovými podmínkami a/nebo počáteční podmínkou, mohou se hledat také vlastní fyzikální charakteristiky či vlastní tvar podsoustavy.
3. **Identifikační** problémy usilují o určení nebo jen o zpřesnění matematického modelu přenosu tepla tím, že hledají vztahy mezi výstupy a vstupy přenosu v dané podsoustavě, přičemž její teplotní pole, fyzikální charakteristiky či tvar nemusejí být známy.
4. **Optimalizační** problémy se zabývají optimalizací tepelné soustavy nebo tepelného procesu, jsou charakterizovány tím, že vedle okrajových podmínek a počáteční podmínky přistupují ještě omezující podmínky jako např. maximální teplota, rychlost ohřevu apod. Optimalizační problémy lze řešit různými variantami přímých problémů, což bývá nejjednodušší, ale zdlouhavé.

Metody řešení problémů přenosu tepla se dělí:

1. **Analytické** metody dávají řešení ve tvaru závislosti teploty na prostorových souřadnicích a času. K nalezení analytického řešení se obvykle používají matematické modely, které se musí zjednodušit např. o teplotní závislosti některých fyzikálních veličin.
2. **Numerické** metody umožňují získat řešení problému v konečném počtu míst (uzlových bodů) sledované podsoustavy pomocí metody sítí, konečných prvků, Monte Carlo, okrajových prvků.

3. **Analogové** metody hledají pro základní diferenciální rovnici technicky realizovatelný ekvivalent. Řešení rovnice se dosáhne na základě výsledků měření na elektrických, hydraulických nebo difuzních modelech. Používají se při existenci vnitřních zdrojů tepla nebo při uvažování teplotních závislostí fyzikálních charakteristik podsoustavy.
4. **Experimentální** metody mapují teplotní pole buď přímo na výrobku nebo na jeho modelu. K měření teploty na povrchu se používá pyrometrů nebo detektorů infračerveného záření, které ve spojení s televizní kamerou umožňují zachytit časový průběh změn teploty na obrazovce. K měření teploty pod povrchem a v jádře výrobku se používají termočlánky.

### 5.2.2.1 Teplotní pole

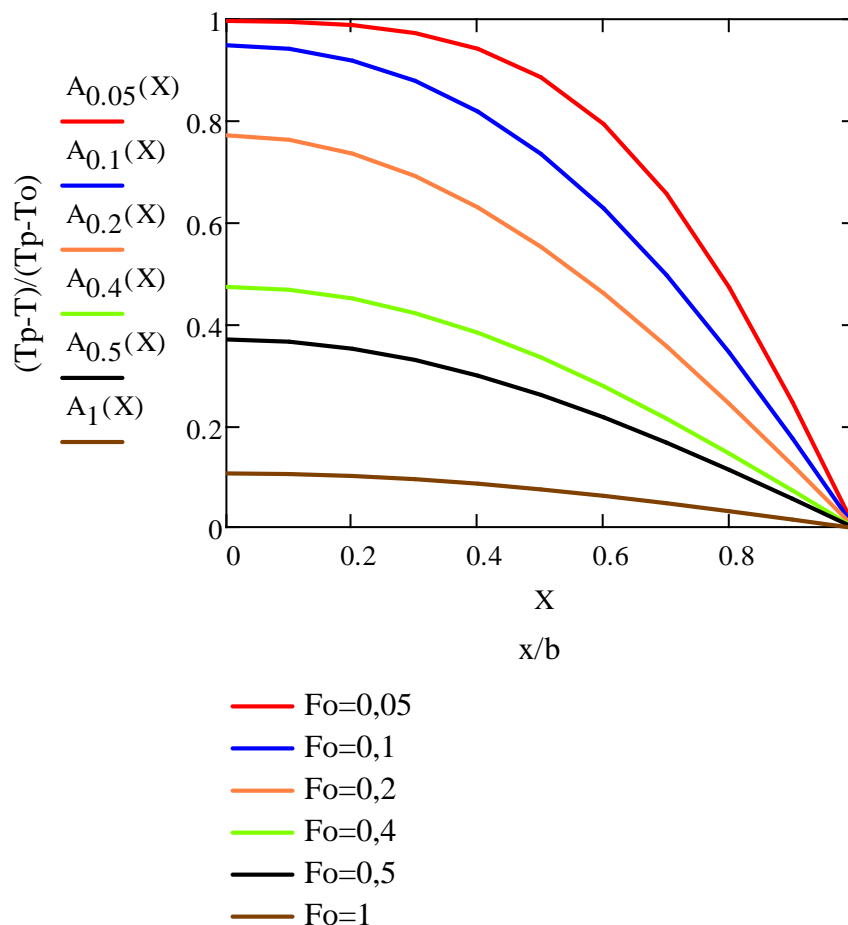
Když pro zpracovávaný výrobek v určitém prostředí platí  $Bi \geq 0,25$ , není již možno předpokládat, že jeho teplota je v celém průřezu stejná. Ve výrobku existuje nezanedbatelné časově proměnné teplotní pole. V každém místě teplotního pole je určitý gradient, na kterém závisí nejen tepelný tok, ale i tepelná napětí a strukturní napětí, jejichž rozložení se během tepelné úpravy mění, až se při teplotě okolí ustálí na zbytková napětí. Při volbě technologického postupu tepelné úpravy mohou být tato napětí v některých slitinách omezujícím činitelem, neboť nesmí dojít k velkým deformacím nebo dokonce k trhlinám. Rychlost teplotních změn při ohřevu nebo ochlazování závisí však také na struktuře požadované na povrchu a v jádře výrobku, které zabezpečí dosažení jeho určitých vlastností. V souladu s anizotermickými nebo izotermickými kinetickými diagramy daného materiálu pak určujeme optimální rychlost teplotních změn (dobu prodlevy), která se v různých místech průřezu masivního výrobku může lišit.

#### Teplotní pole v tlusté desce a válci

Pro ilustraci analytických metod řešení problémů přenosu tepla vedením je výpočet nestacionárního teplotního pole při ohřevu tlusté desky. Neohraničená deska má tloušťku  $2b$ , takže pokud počátek souřadnicové soustavy je ve středu desky, mají oba povrchy desky souřadnice  $x_p = \pm b$ . Deska má počáteční teplotu  $T_0$  a v čase  $t=0$  se teplota povrchů okamžitě zvýší na  $T_p$ , na níž se oba povrchy trvale udržují. Řešením je vztah

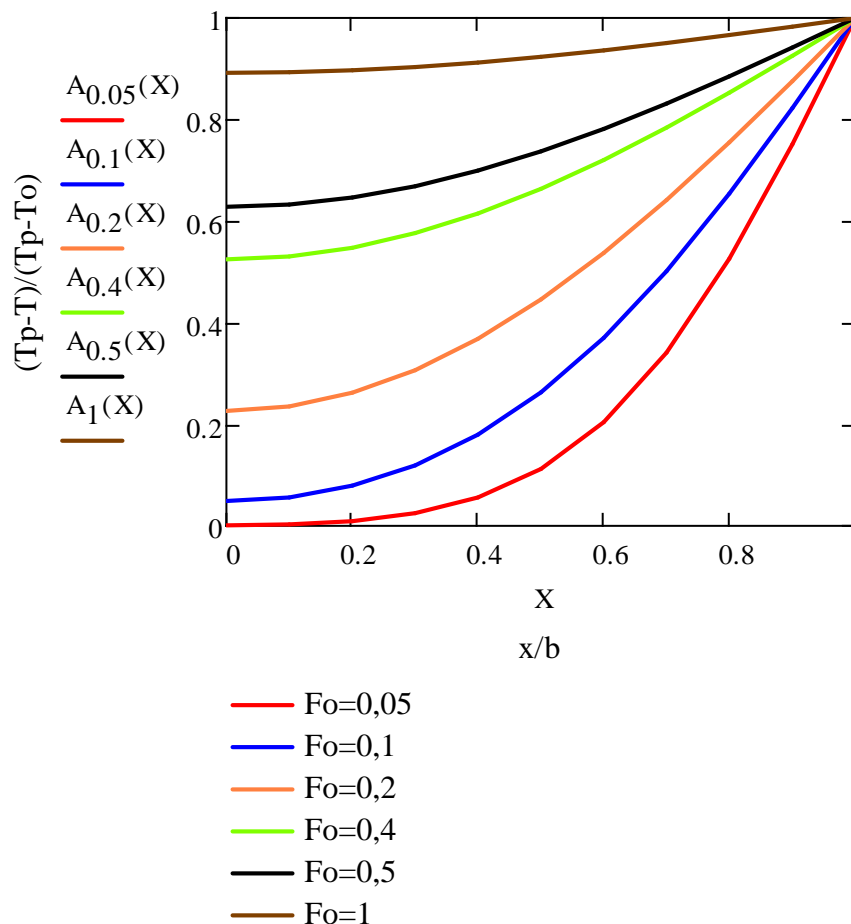
$$\frac{T_p - T}{T_p - T_0} = 2 \sum_{n=0}^{\infty} \frac{-1^n}{\pi(n + \frac{1}{2})} \cdot e^{\left[ -\left(n + \frac{1}{2}\right)^2 \pi^2 \cdot Fo \right]} \cdot \cos\left[\left(n + \frac{1}{2}\right)\pi \cdot \frac{x}{b}\right] \quad (6.13)$$

S nekonečnými řadami, které jsou často řešením neustáleného přenosu tepla, se při použití analytických metod lze setkat často. Pro velmi krátké časy řady konvergují pomalu, ale pro velké hodnoty  $Fo$  konvergují rychle. Rovnice (6.13) je graficky znázorněna na Obr. 108.



**Obr. 108 Neustálené teplotní pole při ohřevu tlusté desky**

Pro ochlazování tlusté desky je možné použít (6.13) s tím, že přijmeme předpoklad, že po jejím ponoření do ochlazovacího prostředí oba povrchy okamžitě nabydou jeho teplotu, která se v dalším průběhu ochlazování nemění. Teplotní pole se tedy bude lišit jen teplotním simplexem a odpovídající grafické znázornění je na Obr. 109.



**Obr. 109 Neustálené teplotní pole při ochlazování tlusté desky**

Pro popis teplotního pole během ochlazování válce platí podobná úvaha jako pro

desku s tím, že  $\frac{x}{b} = \frac{r}{R}$ .

### Teplota povrchu a jádra výrobků

Z technologického hlediska je důležité znát časovou závislost změn teploty obvykle jen na povrchu a v jádře výrobku při jeho tepelném zpracování. Teploty v těchto oblastech výrobku totiž představují extrémní měnícího se teplotního pole, které umožňují předvídat rozdílný průběh strukturních přeměn a rozmezí užitečných vlastností. Omezení teplotního pole v krajním případě až na dvě místa dává možnost značně zjednodušit prezentaci řešení problému, která bývá obvykle grafická. V nejjednodušším zobrazení jde alternativně o jádro nebo povrch výrobku, teplotní simplex je nahrazen poměrem dvou teplot a podmínky přenosu tepla se nemění.

## Výdrž na teplotě a doba prohřevu

Ohřev výrobku končí, když jeho povrch dosáhl jmenovité teploty zvolené tepelné úpravy. Následuje výdrž na jmenovité teplotě, která trvá až do doby, kdy výrobek nabude žádaného stavu v celém objemu. Kritériem žádaného stavu obvykle bývá vyrovnání teploty jádra s teplotou povrchu výrobku, dosažení určitých fázových nebo strukturních přeměn, dosažení určitých změn chemického složení, snížení zbytkových napětí, apod. Uvedené děje mohou probíhat souběžně, ale vzhledem k jejich rozdílné kinetice, je doba nutná pro splnění kritéria žádaného stavu rovněž rozdílná. Pro určení doby výdrže na teplotě je rozhodující nejdelší doba potřebná pro splnění některého z kritérií žádaného stavu výrobku.

Postupné vyrovnávání teploty mezi jádrem a povrchem výrobku, když povrchová teplota  $T_{VP}$  se rovná teplotě přenosového prostředí  $T_p$  a je větší než teplota jádra  $T_{Vj}$ , nazýváme prohřevem výrobku. Kritériem pro dosažení prohřátého stavu je stupeň prohřevu  $\delta_p$  definovaný jako poměr rozdílů teplot mezi povrchem a jádrem výrobku na konci prohřevu k témuž teplotnímu rozdílu na konci ohřevu:

$$\delta_p = \frac{\Delta T_{t_p}}{\Delta T_{t_0}} = \frac{(T_{VP} + T_{Vj})_{t_p}}{(T_{VP} + T_{Vj})_{t_0}} \quad (6.14)$$

Doba ohřevu  $t_p$  je pak úměrná zvolenému stupni prohřevu podle vztahu

$$t_p = A_p \cdot \delta_p \cdot b^2 \cdot \frac{1}{a} \quad (6.15)$$

kde  $a$  je tepelná difuzivita,  $b$  – charakteristický příčný rozměr výrobku,  $A_p$  – konstanta závislá na  $\delta_p$  a na tvaru výrobku (Tab. 20).

Tab. 20 Hodnoty konstanty  $A_p$

Tvar výrobku	Stupeň prohřevu $\delta_p$			
	0,01	0,05	0,10	0,20
<b>Deska neohraničená</b>	200	24	9	3,5
<b>Hranol (šířka/výška) = 2</b>	180	20	8	2,8
<b>Hranol (šířka/výška) = 1</b>	140	15	5	2,0
<b>Válec dlouhý (L/R) &gt; 5</b>	100	12	4	1,8
<b>Koule</b>	66	8	3	1,3

### **5.3 Povrchový ohřev a ochlazování výrobků**

Povrchového ohřevu, po kterém následuje rychlé ochlazení (kalení) se používá pro různé výrobky ze slitin železa z následujících důvodů:

- jsou-li výrobky tak velké, že běžné pece nebo způsoby objemového ochlazování jsou technologicky obtížné (např. ozubená kola, lože obráběcích strojů, zápustky, válce apod),
- objemové kalení vyvolává rozměrové změny, které jsou nepřijatelné nebo obtížně měřitelné (velká ozubená soukolí),
- objemové kalení by zhoršilo užité vlastnosti výrobku (dířky ventilů, rozvodové tyče, vačky),
- je-li povrchové zpracování výhodné ekonomicky ve srovnání s ostatními technologiemi zpevnění povrchu (zejména s chemicko-tepelným zpracováním) nebo z hlediska ceny materiálu.

Povrchové kalení je užíváno převážně pro zvýšení odolnosti proti opotřebení, ale zvyšuje také statickou pevnost v ohybu a krutu i únavovou životnost. Jeho předností je, že lze povrchové kalení použít na nelegované oceli.

#### **5.3.1 Ohřev plamenem**

Ohřev povrchu výrobků se uskutečňuje buď přímo vysokoteplotním plamenem, nebo nepřímo plynými zplodinami proudícími vysokou rychlostí. Vysokoteplotní plamen je získán spálením směsi topného plynu s kyslíkem nebo se vzduchem. Ihned po dosažení vhodné teploty austenitizace a po krátké výdrži na této teplotě, je výrobek povrchově zakalen na požadovanou tvrdost. Následné popouštění je vždy prospěšné, a pokud nedojde k samopopouštění vnitřním teplem (rozměrné výrobky nebo po předeřevu), uskutečňuje se zpravidla stejným způsobem povrchového ohřevu plamenem.

Topné plyny musí zaručit dostatečnou rychlost ohřevu a ekonomiku zvoleného způsobu ohřevu plamenem. Nejvhodnější je charakter plamene je neutrální nebo mírně nauhličující.



Tab. 21 Topné plyny pro povrchový ohřev plamenem

Plyn	Výhřevnost	Teplota plamene		Směšovací poměr		Výhřevnost
		S kyslíkem	Se vzduchem	S kyslíkem*	Se vzduchem	
Acetylen	53	3100	2300	1	12	27
Svítiplyn	10-35	2500	2000	Různý	Různý	Různá
Metan	37	2700	1900	1,8	9	14
Propan	94	2600	1900	4,0	25	19

Způsob ohřevu plamenem se dělí jednak podle rozsahu povrchového ohřevu na ohřev jednorázový a ohřev postupný, jednak podle vzájemného pohybu výrobku a hořáku na ohřev bez pohybu a na ohřev s pohybem.

Způsob ochlazování po povrchovém ohřevu je buď ponorem, nebo sprchou. Ponorem se obvykle ochlazuje po jednorázovém ohřevu výrobku za klidu nebo pohybu. Při postupném ohřevu se vzápětí ochlazuje sprchou vhodně usměrněné kapaliny. Ochlazovací zařízení je možné začlenit do hlav hořáků, které chladí, ale může být také od nich odděleno. Jako ochlazovacího prostředí se používá vody nebo syntetických polymerních roztoků.

Technologickými parametry povrchového ohřevu jsou teplota a doba ohřevu. Tyto parametry závisejí pro určitý výrobek (materiál, velikost a tvar) na druhu topného plynu, druhu hořáku, jeho vzdálenosti od povrchu výrobku, rychlosti vzájemného pohybu, charakteristikách plamene apod. Vztahy mezi hlavními parametry lze vypočítat jen na základě řady zjednodušujících předpokladů, a proto je lze předpokládat za orientační. Technologické parametry je nutné volit tak, aby teplota povrchu byla nižší než teplota tavení povrchově kaleného materiálu.

Při povrchové kalení plamenem je minimální dosažitelná hloubka zakalení větší než hloubka ohřevu, ve kterém je vedeno teplo od povrchu do jádra. Nejmenší hloubky zakalení, kterých se dosahuje v praxi, jsou přibližně 3 mm pro ohřev jednorázový a 1,5 mm pro ohřev postupný.

### 5.3.2 Indukční ohřev

Povrchová vrstva výrobku se ohřívá vířivými proudy, které vznikají ve střídavém magnetickém poli indukovaném ve vrstvě pomocí induktoru, jehož tvar a poloha jsou přizpůsobeny požadovanému charakteru ohřevem vytvářeného teplotního pole ve výrobku. Induktor je vodou chlazená měděná trubka, kterou prochází střídavý elektrický proud mající střední nebo vysokou frekvenci a značnou intenzitu. Intenzita indukovaného magnetického pole je úměrná součinu intenzity proudu a počtu závitů

induktoru. Indukované magnetické pole však působí proti primárnímu poli induktoru a brání mu v proniknutí do jádra výrobku. Čím vyšší frekvence střídavého proudu, tím více se vířivé proudy koncentrují na povrchu výrobku. Pro hloubku platí

$$h = \frac{1}{\sqrt{\pi \cdot \gamma \cdot \mu_r \cdot \mu_v \cdot f}} \quad (6.16)$$

kde  $\gamma$  [ $MS \cdot m^{-1}$ ] je konduktivita,  $\mu_r$  [1] relativní permeabilita,  $\mu_v = 4\pi \cdot 10^{-7}$  [ $H \cdot m^{-1}$ ] permeabilita vakua a  $f$  [Hz] frekvence elektrického proudu.

### 5.3.2.1 Zdroje střídavého elektrického proudu

Zdroje získávají proud ze sítě při frekvenci 50 Hz a dodávají do obvodu induktoru proud s požadovanou frekvencí a napětím. Podle rozsahu frekvencí se zdroje dělí na:

- nízkofrekvenční soustavy používající síťovou frekvenci,
- středofrekvenční soustavy používající frekvence od 150 Hz do 10 kHz,
- vysokofrekvenční soustavy s min. 10 kHz.

Nízkofrekvenční zdroje se používají k objemovému nebo k hlubšímu povrchovému ohřevu. Síťové napětí 400 V je vhodné pro výkony do 300 kW, napětí 2 – 4 kV pro výkony do 1 MW a pro nejvyšší výkony (do 20 MW) je potřebné napětí min. 6 kV (účinnost 90 – 95 %). Předností těchto zdrojů je nízké výkonové ztráty a nízké náklady na údržbu. Používají se pro povrchový ohřev a kalení ocelových výrobků s příčným rozměrem nad 120 mm.

Středofrekvenční proudové zdroje jsou tyristorové založené na vysokovýkonových křemíkových usměrňovačích. Tyristory nejprve usměrňují třífázový proud síťové frekvence na stejnosměrný proud, který je potom invertory opět přeměněn na střídavý proud s požadovanou frekvencí. Rozmezí výkonů se pohybuje od 1 kW do 2 MW a účinnost 75 – 95 %.

Vysokofrekvenční proudové zdroje umožňují frekvenci až 2 MHz a tyristorové s frekvencí 20 – 200 kHz. Rozmezí výkonů bývá od 1 do 500 kW při účinnosti 50 – 75 %.

### 5.3.2.2 Induktory

Ohřivací cívky tvarují elektromagnetické pole ve výrobku tak, že výsledný magnetický tok je buď podélný nebo příčný vzhledem k ose nebo směru výrobku. Podélný magnetický tok, který je pro indukční ohřev nejvíce používaný, se vytváří závití induktoru obklopující výrobek s malou vzduchovou mezerou, jejíž velikost závisí na frekvenci a elektrickém zařízení.

Navrhování induktorů je převážně založeno na množství empirických poznatků, ale paralela mezi induktorem jako primárem transformátoru a výrobkem jako sekundárem transformátoru dovoluje vyjádřit následující zásady:

- induktor musí být přiblížen k výrobku na takovou vzdálenost, která zaručuje maximální hustotu siločar elektromagnetického pole v tom místě výrobku, v němž má být dosaženo nejvyšší teploty,
- největší hustota magnetického toku je uvnitř tělesa induktoru, které se také ohřívá nejrychleji,
- nesouměrná poloha výrobku vzhledem k poloze induktoru vede k různé hloubce ohřevu,
- v místě připojení induktoru k přívodu elektrického proudu je elektromagnetické pole slabší než v dostatečně vzdálených částech cívky, což ovlivňuje hloubku ohřevu hlavně u jednozávitových induktorů, nedochází-li mezi nimi a výrobkem k rotaci,
- tvar induktoru nesmí zeslabovat magnetickou indukci protisměrnými toky v blízkých protilehlých částech cívky.

Nízkofrekvenční induktory jsou vnější cívky, které mají obvykle velký počet závitů a jednoduchý kulatý nebo pravoúhlý tvar. Středofrekvenční a vysokofrekvenční induktory jsou vnější i vnitřní, jednozávitové nebo mnohozávitové, jednomístné nebo vícemístné.

### 5.3.2.3 Technologické parametry indukčního ohřevu

Hlavní parametry jsou kvalitativně shodné s parametry ohřevu plamenem. Vztahy mezi teplotou a dobou povrchového i objemového ohřevu jsou dány kinetikou

austenitizace příslušné oceli, vyjádřenou diagramem anizotermické austenitizace nebo analogickými transformačními diagramy u neželezných kovů a jejich slitin.

Nestacionární teplotní pole vytvářené ve výrobku indukčním ohřevem závisí na geometrii výrobku a elektromagnetických a tepelných charakteristikách materiálu, frekvenci střídavého proudu, hustotě příkonu a charakteristikách induktoru včetně jeho vzdálenosti od výrobku.

Při povrchovém kalení se vychází z požadované hloubky zakalení, která se volí v rozmezí 5 – 10 % příčného rozměru výrobku. Měrné příkony se pohybují v rozmezí 15 – 25 MW.m<sup>-2</sup>, přičemž dolní hranice je optimální z hlediska frekvence a účinnosti při ohřevu bez vzájemného pohybu induktoru a výrobku. Naopak horní hranice příkonů se používá pro postupný ohřev a urychlení výroby. Vzdálenost mezi induktorem a výrobkem bývá 1,5 mm pro ohřev bez pohybu a 2 mm pro postupný ohřev. Při ohřevu rovinných ploch je vzdálenost 0,5 mm.

### **5.3.3 Ohřev koncentrovanými energetickými zdroji**

Jedná se o povrchový ohřev polotovarů či výrobků energetickými zdroji, které jsou charakteristické usměrněným přenosem tepla a vysokou hustotou tepelného výkonu. Tyto energetické zdroje používají k přenosu tepla svazku paprsků buď laserového, nebo elektronového záření.

Absorpce laserového nebo elektronového záření kovy je podmíněna interakcí elektromagnetického vlnění s jejich elektronovým plynem. K přenosu energie fotonů nebo elektronů dopadajícího záření na volné elektrony dochází na defektech krystalové mřížky ve velmi krátkých časech, které jsou malé oproti charakteristické době relaxace elektronového plynu. Procesy ohřevu elektronového plynu a dalšího přenosu energie na krystalovou mřížku proto závisí na kinetice změn jejich energetických distribučních funkcí.

Protože měrná tepelná kapacita elektronového plynu je mnohem menší, než měrná tepelná kapacita krystalové mřížky bude relaxační doba krystalové mřížky mnohem větší než relaxační doba elektronového plynu. Laserový ohřev může vést k řadě mezních případů souvisejících s extrémně krátkými pulsy, velkou rychlostí změny jeho intenzity a s velkou hustotou toku záření. Za mezní jsou z tohoto hlediska považovány délka impulzů 10<sup>-10</sup> s a hustota toku 10<sup>10</sup> W.cm<sup>-2</sup>.

Elektronový ohřev je spjat se ztrátou energie elektronového svazku v důsledku ionizace atomů a jejich buzením na diskretní energetické hladiny. V povrchové vrstvě se objevují elektrony, jejichž energie se řádově rovná ionizační energii. K vyrovnání teploty elektronového plynu s krystalickou mřížkou také dochází relaxačním mechanismem analogicky k ohřevu laserem. Podstatnou zvláštností ohřevu elektronovým paprskem je jeho průnik až do hloubky 100  $\mu\text{m}$  pod povrch, čímž vzniká vnitřní tepelný zdroj.

## **5.4 Tepelné vlastnosti kovů a slitin**

Při hledání optimálních podmínek tepelných úprav materiálu musíme přihlížet k jeho výchozím fyzikálním vlastnostem a k jejich změnám během zpracování. Je tedy nutné se zabývat hlavními charakteristikami tepelných vlastností kovů a slitin, mezi něž řadíme měrnou tepelnou kapacitu, tepelnou vodivost, teplotní vodivost a teplotní součinitel délkové roztažnosti.

### **5.4.1 Měrná tepelná kapacita**

Měrná tepelná kapacita je základní termodynamickou veličinou charakterizující schopnost látky přijímat teplo z okolí v závislosti na teplotě. Je to množství tepla, které je třeba dodat, aby se jednotkové množství látky ohřálo o jednotku teploty. Pomocí měrné tepelné kapacity vyjadřujeme další termodynamické veličiny (entalpii, entropii aj.), jejichž teplotní a někdy i tlaková závislost musí být při rozboru dějů v kovových soustavách známa.

Ohříváme-li kov nebo slitinu, které jsou v tuhém stavu, přeměňuje se dodané teplo na práci vykonanou při změně objemu soustavy, na tepelný pohyb atomů v krystalové mřížce a zčásti je absorbováno pohybujícími se volnými elektrony. Elektronové teplo je významné pouze při vysokých a velmi nízkých teplotách u přechodových kovů. Uvažujeme-li oteplení soustavy při stálém objemu, odpadá její objemová expanze a všechno teplo  $Q$  se podle I. hlavní věty termodynamické přemění na vnitřní energii soustavy  $U$ . Při teplotách větších než je Debyeova charakteristická teplota je molární měrná tepelná kapacita kovů blízká hodnotě  $25 \text{ J}\cdot\text{mol}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$ . V technické praxi se obvykle používá měrná tepelná kapacita za stálého tlaku vztažená na jednotku hmotnosti –  $c_p$ .

Tab. 22 Střední hodnoty tepelných vlastností kovů při 0 – 100 °C, hustota kovů při 25 °C

Kov	$c_p$ (J.kg <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )	$\lambda$ (W.m <sup>-1</sup> .K <sup>-1</sup> )	$\alpha \cdot 10^6$ (K <sup>-1</sup> )	$\rho$ (kg.m <sup>-3</sup> )
Al	917	238	23,5	2 700
Cr	461	91	6,5	7 100
Co	427	96	12,5	8 900
Cu	386	397	17	8 960
Fe	456	78	12,1	7 870
Mg	1 038	156	26	1 740
Mn	486	78	23	7 400
Mo	251	137	5,1	10 200
Nb	268	54	7,2	8 600
Ni	452	89	13,3	8 900
Pb	130	35	29	11 680
Sn	226	73	23,5	7 300
Ta	142	58	6,5	16 600
Ti	528	22	8,9	4 500
V	498	32	8,3	6 100
W	138	174	4,5	19 300
Zn	394	120	31	7 140
Zr	289	23	5,9	6 490

Teplotní závislost  $c_p$  se obvykle vyjadřuje ve tvaru:

$$c_p = A + B \cdot T + C \cdot T^{-2} \quad (6.17)$$

když u některých kovů (Al, Cu, Fe<sub>v</sub>, aj.) lze tuto závislost pokládat za lineární (C=0) až do teploty tavení, resp. do teploty alotropické přeměny (Tab. 23). Člen  $B \cdot T$ , představující příspěvek elektronového tepla, je významný u přechodových kovů.

Pro slitiny nebo intermetalické fáze je  $c_p$  obecně dáno empirickým pravidlem, podle něhož lze pro molární tepelné kapacity komponent (prvků) použít směšovací pravidlo. Pro binární slitiny nebo fáze tedy platí:

$$\begin{aligned} (c_p)_{X,Y} &= N_X \cdot (c_p)_X + N_Y \cdot (c_p)_Y \\ (c_p)_{X_m Y_n} &= m \cdot (c_p)_X + n \cdot (c_p)_Y \end{aligned} \quad (6.18)$$

kde  $N_X$ ,  $N_Y$  jsou molární zlomky prvků A, Y ve slitině a  $m$ ,  $n$  jsou stechiometrická čísla intermetalické fáze  $X_m Y_n$ . Při nízkých i vysokých teplotách je odchylka od experimentálně naměřených hodnot max.  $\pm 8$  %. Malé rozdíly v tepelných kapacitách složek při dané teplotě dávají příznivě menší odchylku. V polymorfních slitinách je odchylka menší, čím větší je rozdíl mezi danou teplotou a teplotou fázové přeměny. Pravidlo je dobře splněno i v eutektických slitinách.

Tab. 23 Hodnoty konstant  $v$  (6.17) pro molární měrnou tepelnou kapacitu  $c_p$  ( $J \cdot mol^{-1} \cdot K^{-1}$ ),  
<sup>\*)</sup> nahrazuje třetí člen vztahu

Kov	A	$B \cdot 10^3$	$C \cdot 10^{-5}$	Rozmezí teplot (K)
Al	20,7	12,4	-	298 - 933
Co <sub>α</sub>	21,4	14,3	-0,9	298 – 650
Co <sub>β</sub>	13,8	24,6	-	718 – 1 400
Cr	24,5	9,9	-3,7	298 – 1 823
Cu	22,6	5,9	-	298 – 1 356
Fe <sub>α</sub>	37,2	6,2	$-999 \cdot T^{-1/2}$ *)	298 – 1 000
Fe <sub>γ</sub>	24,6	8,5	-	1 187 – 1 663
Mg	22,3	10,3	-0,4	298 – 922
Mn <sub>α</sub>	21,6	16	-	298 – 1 000
Mo	24,2	1,2	$9,5 \cdot 10^{-6} \cdot T^2$ *)	298 – 2 500
Nb	23,7	4	-	298 – 1 200
Ni <sub>α</sub>	32,7	-2	-5,6	298 – 629
Ni <sub>β</sub>	29,7	4,2	-9,3	630 – 1 728
Pb	23,6	9,8	-	298 – 600
Sn <sub>α</sub>	22,3	14,1	-0,3	30 – 285
Sn <sub>β</sub>	23,5	12	-0,2	286 – 505
Ta	24,3	3	$8,7 \cdot 10^{-7} \cdot T^2$ *)	298 – 2 300
Ti <sub>α</sub>	22,1	10	-	298 – 1 154
Ti <sub>β</sub>	29	-	-	1 155 – 1 350
V	22,6	8,4	-	298 – 1 200
W	23,9	3,3	-	298 – 2 000
Zn	22,4	10	-	298 – 692
Zr	28,6	5,1	-3,8	298 – 1 135

### 5.4.2 Tepelná vodivost

Vedení tepla je způsobem přenosu tepla, který je vyvolán teplotním gradientem. K určení mechanismu vedení tepla je nutné stanovit částice hmoty nebo její defekty (vady krystalové mřížky nebo elektronové struktury), které jsou nosiči nebo rozptylovači tepla a podstatu jejich vzájemného působení. V kovech jsou nosiči tepla volné elektrony, v polovodičích nebo nevodičích se uplatňují ještě fotony, elektronové vakance aj. Jako rozptylovače, které zkracují volnou dráhu nosičů, mohou působit buď nosiče jiného druhu, nebo mřížkové vady (cizí atomy, vakance, dislokace, precipitáty, hranice zrn aj.). Tepelná vodivost závisí na rychlosti pohybu nosiče, jeho tepelné kapacitě a střední volné dráze. Všechny uvedené komponenty závisí na teplotě, střední volná dráha ještě na čistotě kovu resp. na chemickém a fázovém složení slitiny. Proto závislost tepelné vodivosti na teplotě a koncentraci nemá monotónní charakter.

Dobře vedou teplo některé čisté kovy jako např. Ag  $\lambda_{25^{\circ}\text{C}} \cong 430 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ , Cu a Al (Tab. 22), naopak Ti a Zr vedou teplo špatně. Částečnými izolátory jsou některé slitiny niklu (Inconel, Monel) nebo železa (korozivzdorné oceli), jejichž tepelná vodivost se při teplotě místnosti pohybuje kolem  $15 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ . Pro austenitické oceli byla koncentrační a teplotní závislost tepelné vodivosti vyjádřena empirickým modelem:

$$\lambda = 15,5 - 11,6 \cdot \left( \sum_{i=1}^n \frac{m_i}{A_i} - 0,5 \right) + 1,3 \cdot \left[ 1 + \left( \sum_{i=1}^n \frac{m_i}{A_i} - 0,5 \right) \right] \cdot 10^{-2} \cdot T \quad (6.19)$$

kde  $m_i$  je hmotnostní koncentrace  $i$ -tého prvku,  $A_i$  atomová hmotnost  $i$ -tého legujícího nebo doprovodného prvku. Vztah je platný v rozmezí  $0 - 900^{\circ}\text{C}$ .

Při teplotě místnosti jsou rozdíly mezi čistým železem a oceli všech skupin největší a přímo úměrné stupni legování. Železo a oceli až po středně legované mají minimum tepelné vodivosti v rozmezí  $800 - 1000^{\circ}\text{C}$ . Pouze u austenitické Cr-Ni oceli tepelná vodivost s teplotou trvale roste. Podobně je tomu u hliníku a jeho slitin a u slitin mědi.

### 5.4.3 Teplotní vodivost

Změna teploty s časem, ke které dochází v teplotním poli ve výrobku při nestacionárním vedení tepla, je přímo úměrná tepelné vodivosti, ale nepřímo úměrná měrné tepelné kapacitě a hustotě. Proto se zavádí veličina, která charakterizuje rychlost změny teploty při ohřevu nebo při ochlazování výrobku. Je to součinitel teplotní vodivosti nebo prostě teplotní vodivost

$$a = \frac{\lambda}{c_p \cdot \rho} \quad (6.20)$$

### 5.4.4 Teplotní roztažnost

Za stálého tlaku se s rostoucí teplotou zvětšují délkové rozměry i objem tuhých těles. Poměrná změna délky je charakterizována izobarickým součinitelem délkové roztažnosti, který je i funkcí teploty

$$\alpha(T) = \frac{1}{l} \cdot \left( \frac{\partial l}{\partial T} \right)_p \quad (6.21)$$



Po separaci proměnných a integraci v rozmezích od  $l_0$  do  $l$  a  $T_0$  do  $T$

$$\frac{l}{l_0} = e^{\left[ \int_{T_0}^T \alpha(T) \cdot dT \right]} \quad (6.22)$$

a jestliže  $\alpha = konst.$ , čímž zavádíme střední hodnotu  $\bar{\alpha}$  v intervalu od  $T_0$  do  $T$ , máme

$$\frac{l}{l_0} = e^{\left[ \bar{\alpha} \cdot (T - T_0) \right]} \quad (6.23)$$

takže pro  $\bar{\alpha} < 10^{-4} \text{ K}^{-1}$  lze Taylorovým rozvojem vyjádřit délku tělesa při teplotě  $T$

$$l \cong [1 + \bar{\alpha} \cdot (T - T_0)] \quad (6.24)$$

a obdobně pro objem

$$V \cong [1 + \bar{\beta} \cdot (T - T_0)] \quad (6.25)$$

kde  $\bar{\beta}$  je střední izobarický součinitel tepelné roztažnosti, definovaný analogicky k (1.21) pro polykrystalické materiály, které jsou kvaziizotropní, pak platí

$$\bar{\beta} = 3 \cdot \bar{\alpha} \quad (6.26)$$

## 5.5 Přenosová prostředí

Přenosová prostředí, která zprostředkují pouze přenos tepla, lze označit za prostředí neutrální. Ta prostředí, která brání změnám chemického složení na povrchu výrobku, se nazývají ochranná nebo inertní. Dochází-li při styku přenosového prostředí s výrobkem také k přenosu hmoty, jde o prostředí aktivní. Přenos tepla a hmoty mezi prostředím a výrobkem je obousměrný, takže neutrální prostředí lze rozdělit z hlediska požadovaných změn teploty výrobku na prostředí pro ohřev a ochlazování. Aktivní prostředí jsou z hlediska výrobku sytící (např. nauhličující nebo oxidační) nebo odsycující (např. oduhličující nebo desoxidační – redukční). A podle fázového stavu se dělí na plynná, kapalná a tuhá.

### 5.5.1 Neutrální přenosová prostředí

Přenosová prostředí neutrální se používají jak pro ohřev výrobku, tak také pro ochlazování.

#### 5.5.1.1 Prostředí pro ohřev

*Tuhá prostředí* jsou zásypy tvořené drobným dobře vypáleným hutnickým koksem, litinovými třískami nebo dřevěným uhlím jsou nejjednodušším, ale také nejhůře kontrolovatelným prostředím a z hlediska přenosu tepla nejméně účinným ochranným prostředím, které by při ohřevu mělo vytvářet neutrální atmosféru složenou z CO a CO<sub>2</sub>. Vrstva zásypu má mít tloušťku 20 až 30 mm, koks lze použít až do 1350 °C, litinové třísky se při vyšších teplotách připékají na povrch výrobku.

*Fluidní prostředí* jsou prášky zvířené profukováním plynu vhodnou rychlostí a mají podobné přenosové vlastnosti jako kapaliny. K víření drobných tuhých částí (např. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) se používá vzduchu nebo inertního plynu podle toho, zda je přípustná částečná oxidace povrchu výrobku nebo poměrně velká spotřeba inertního plynu. Do teploty 750 °C jsou zdrojem tepla elektrické odpory uložené uvnitř nebo vně retorty, pro vyšší teploty se teplo získává spalováním směsi plynu a vzduchu v retortě. Jde o moderní způsob rovnoměrného ohřevu, při němž se hodnoty součinitele přenosu tepla blíží analogickým hodnotám roztavené soli. Tento způsob ohřevu však není použitelný pro velké výrobky s vodorovnými povrchy a naopak pro malé výrobky, které se vzájemně překrývají.

*Roztavené soli* pro nízké teploty popouštění jsou tvořeny alkalickými dusičnany a dusitany (KNO<sub>3</sub> apod.), které však při vyšších teplotách mají oxidační charakter. Pro ohřev na kalici teploty do 900 °C se používají směsi NaCl, a KCl s přísadou NaCN, BaCl<sub>2</sub> a H<sub>3</sub>BO<sub>3</sub>. Pro nejvyšší kalici teploty (až 1300 °C) je vhodný BaCl<sub>2</sub>, případně směs s 5 % NaCl a dalšími přísadami (ferosilicium, SiO<sub>2</sub>, SiC). Součinitel přenosu tepla v závislosti na teplotě strmě roste.

*Vzduch a spaliny* v komorových pecích ohřívají výrobky z kovových materiálů přímo nebo nepřímo. Za přímý ohřev se pokládá stav, kdy je proudem horkého vzduchu nebo spalin přímo ohříván výrobek. Za nepřímý pak stav, kdy je spaliny ohříván např. vzduch přes tepelný výměník. Vzhledem ke skutečnosti, že vzduch obsahuje kyslík, bude probíhat oxidace povrchu výrobku, které lze zamezit použitím ochranných

nátěrů. U spalin je nutné zajistit neutrální nebo redukční hoření nebo také použít ochranných nátěrů.

*Ochranné atmosféry* účinně brání oxidaci a změnám chemického složení na povrchu výrobku, který zůstává lesklý, což ovšem podle druhu materiálu v různé míře omezuje přenos tepla sáláním. Podle počtu složek se ochranné atmosféry dělí na jednosložkové a vícesložkové, když oba druhy obsahují nízký obsah příměsí.

*Vodík* má ochranné účinky v molekulárním stavu. Vyrábí se štěpením čpavku nebo elektrolyticky a čistí se, aby se odstranil kyslík a vodní pára. Ve směsi s vodní parou intenzivně oduhličuje, čehož se využívá při žihání transformátorových plechů. Ve směsi se vzduchem (4 – 74 % H<sub>2</sub>) je výbušný.

*Dusík* je vůči oceli inertní v molekulárním stavu, jestliže obsah kyslíku je nižší než 0,001 % a rosný bod je nižší než -40 °C. Vyrábí se frakční destilací zkapalněného vzduchu.

*Štěpený čpavek* obsahuje 75 % H<sub>2</sub> a 25 % N<sub>2</sub> a aby nedošlo k nitridaci max. 0,005 % nerozpuštěného NH<sub>3</sub>. Pro lesklé žihání vysokolegovaných slitin železa je přípustný nízký obsah (10<sup>-4</sup> %) příměsí kyslíku, vodní páry a CO<sub>2</sub>. Výbušnost štěpeného čpavku lze snížit spálením vodíku, ale zbytkový kyslík a vodní pára se musí odstranit.

*Exo-atmosféry.* Vyrábějí se nedokonalým spalováním snadno dostupných uhlovodíků, nejčastěji plyných (zemní plyn aj.), méně často kapalnými (topný olej), se vzduchem. Exotermická reakce probíhá nad 1200 °C a množství vzduchu je omezeno na 55 – 98 % hodnoty potřebné pro dokonalé spálení. Při vyšších podílech vzduchu vzniká atmosféra chudá (nízký obsah H<sub>2</sub> a CO, vysoký obsah CO<sub>2</sub>), při nižších podílech vzduchu vzniká atmosféra bohatá. Z primární atmosféry vzniklé ve vyvíječi se odstraňuje CO<sub>2</sub> a vodní pára, přičemž se plyn ochlazuje na teplotu požadovaného rosného bodu. Exo-atmosféry se používají jen pro ochranu ocelových výrobků, které mají méně než cca 0,4 % C, neboť chudá atmosféra oduhličuje vysokouhlíkové oceli. Bohaté exo-atmosféry jsou toxické (CO) a výbušné (H<sub>2</sub>). Proto se obsah obou složek snižuje, čímž se dále posiluje převažující podíl N<sub>2</sub>. Taková ochranná prostředí se označují jako *exomono-atmosféry*. Kromě uvedeného jsou charakterizovány nízkým obsahem CO<sub>2</sub>.

*Endo-atmosféry* jsou ochranné a nosné atmosféry, které se vyrábějí nedokonalým spalováním nejčastěji propanu nebo butanu se vzduchem. Protože množství

vzduchu je oproti teoretické hodnotě potřebné pro dokonalé spalování omezeno na 25 – 40 %, je reakce endotermická a vyžaduje přítomnost katalyzátoru, i když retorta je vyhřívána na 1000 až 1200 °C. Disociace a spalování jsou řízeny tak, aby obsah CO<sub>2</sub> a vodní páry byl nízký (0,2 % CO<sub>2</sub> a rosný bod -10 – 5 °C). Endo-atmosféry obsahují asi 50 % H<sub>2</sub>, 20 – 25 % N<sub>2</sub> a CO, 1 % uhlovodíku. Používají se jako ochranné atmosféry při kalení oceli nebo jako nosné atmosféry pro cementování a nitrocementování. Jsou jedovaté, výbušné a mají sklon k vylučování sazí.

*Vakuum.* Je velmi účinné ochranné prostředí, výhodné z hlediska bezpečnosti práce, ale není nejlepší z hlediska přenosu tepla, zvláště při nízkých teplotách, kdy podíl sálání je malý. Hlavní složkou tohoto velmi zředěného plynu je vodní pára, zbytek tvoří různé organické látky. Předností ohřevu ve vakuu je, že zároveň dochází ke snížení obsahu plynů ve výrobku, ale při vysokých teplotách může dojít ve vysokolegovaných slitinách k odpařování chrómu.

### 5.5.1.2 Prostředí pro ochlazování

Vedle součinitele přenosu tepla  $\alpha$ , který je základní charakteristikou každého přenosového prostředí se ochlazovací prostředí posuzuje podle:

- intenzity ochlazování  $H$ ,
- průběhu ochlazování  $T=T(t)$ ,
- rychlosti ochlazování  $\dot{T}_{ochl.}$ .

*Intenzitou ochlazování* se rozumí rychlost, s jakou povrch dosahuje teploty prostředí. Tato charakteristika byla zavedena v souvislosti s hodnocením prokalitelnosti ocelí. Intenzita  $H$  je veličina poměrná, vztažená k intenzitě ochlazování ve stojaté vodě, která má teplotu 25 °C (Tab. 24).

Tab. 24 Intenzita ochlazování  $H$  v různých prostředích

<b>Pohyb</b>		<b>Ochlazovací prostředí</b>			
<b>Prostředí</b>	Výrobku	Vzduch	Olej	Voda	Vodný roztok
<b>Ne</b>	Ne	0,02	0,3	1,0	2,2
<b>Ne</b>	Pomalý	-	0,4 – 0,6	1,5 – 3,0	-
<b>Ne</b>	Rychlý	-	0,6 – 0,8	3,0 – 6,0	7,5
<b>Rychlý</b>	Ne	0,08	1,0 – 1,7	6,0 – 12,0	-

Hodnoty  $H$  byly vyčísleny za předpokladu, že ochlazování lze pospat Newtonovým zákonem za použití středního součinitele  $\bar{\alpha}$ , který závisí na teplotě, tvaru a

rozměrech výrobku. Relativní pohyb prostředí vzhledem k výrobku je respektován polokvantitativně. Za ideální kalici prostředí ( $H = \infty$ ), kterému odpovídá ideální prokalitelný průměr výrobku, se považuje takové, v němž povrch výrobku dosáhne teploty prostředí v okamžiku, kdy je do něho ponořen.

*Průběh ochlazování* závisí na způsobu přenosu tepla při různých teplotách výrobku, tedy též na času. U vody a olejů dochází v průběhu ochlazování k odpařování a varu. Přenos tepla je potom závislý nejen na měrné tepelné kapacitě prostředí, ale také na entalpii vypařování a pohybu plynné fáze na povrchu výrobku. V prvním údobí, které je velmi krátké, se do ochlazovacího prostředí přenáší teplo rychle a teplota povrchu výrobku rychle klesá. Ve druhém údobí se na povrchu výrobku vytvoří poměrně stabilní vrstva páry (parní polštář), která špatně vede teplo, takže ochlazování výrobku se zpomalí. Pro var prostředí ve třetím údobí je příznačné zhroucení parního polštáře, které má za následek nejen přenos tepla místním odpařováním, ale i prouděním kapalné fáze prostředí, což vede k rychlejšímu poklesu teploty výrobku. Po vyrovnání teplot mezi povrchem výrobku a prostředím jeho var končí a nastává čtvrté údobí, v němž k ochlazování výrobku dochází pouze prouděním. Ochlazování v tomto údobí je nejpomalejší a jeho rychlost závisí na viskozitě prostředí. Při malé viskozitě dochází k turbulentnímu proudění přibližně kolmo na povrch výrobku směrem do ochlazovacího prostředí (větší rychlost), ale při vysoké viskozitě proudí prostředí laminárně kolem povrchu směrem ke hladině (menší rychlost).

Pokud se ochlazovací prostředí charakterizuje *rychlostí ochlazování*, je třeba vyloučit vliv vnitřních zdrojů tepla (fázových přeměn) a vedení tepla ve zkušebním tělese. Rychlost ochlazování závisí výrazně na teplotě, v Tab. 25 jsou uvedeny ochlazovací rychlosti některých prostředí.

**Tab. 25 Rychlost ochlazování oceli v různých kalicích médiích**

Kalicí prostředí	Rychlost ochlazování [°C/s] v rozmezí teplot	
	650 – 550 °C	350 – 250 °C
Voda, 18 °C	600	270
Voda, 50 °C	100	270
10% NaCl, 18 °C	1100	300
10% NaOH, 18 °C	1200	300
Minerální olej	125	25
Vzduch	5	1

## Ochlazovací prostředí

### *Voda a její roztoky*

Vyznačují se vysokou intenzitou ochlazování vlivem velké tepelné vodivosti, měrné tepelné kapacity a entalpie vypařování. Kolem ochlazovaného výrobku se tvoří vrstva páry, kterou je třeba stále narušovat relativním pohybem výrobku a prostředí. Obsahuje-li voda rozpuštěné plyny, je tato vrstva obtížněji odstranitelná. V oblasti martenzitické přeměny má na přenos tepla významný vliv teplota vody. S rostoucí teplotou vody klesá hloubka prokalení bez odpovídajícího snížení vnitřních napětí a nebezpečí deformací a vzniku trhlin. Zvyšováním teploty vody se nelze přiblížit průběhu ochlazování v oleji, průběh ochlazování ve vodě je málo závislý na kalici teplotě.

Intenzitu ochlazování vody lze zvýšit cirkulací nebo přísadami, které snižují stabilitu parního polštáře a zvyšují teplotu varu ochlazovacího prostředí. Jsou to především louhy (NaOH) a soli (NaCl+KNO<sub>3</sub>). K přednostem kalení ve vodných roztocích louhů (5 – 10 %) patří vysoká rychlost ochlazování v oblasti perlitické přeměny, snížená rychlost ochlazování pod teplotou 200 °C (oproti vodě), malá citlivost k oteplení, čistý povrch výrobku zbavený okují. Páry louhových roztoků je však nutné odsávat a počítat s postupnou degradací ochlazovacích účinků vázáním CO<sub>2</sub> ze vzduchu. Vodné roztoky solí mají obdobné ochlazovací účinky, které jsou maximální asi při 10 – 15 % přísady, pak intenzita ochlazování opět klesá, takže je možné se přiblížit intenzitě ochlazování v oleji.

Voda je levné a stálé ochlazovací prostředí, jehož vlastnosti mohou být znehodnoceny znečištěním (mastnota, oleje, jíl aj.).

Moderním ochlazovacím prostředím jsou vodné roztoky polymerů, jejichž ochlazovací účinek leží mezi vodou a olejem a které mají příznivý průběh ochlazování s plochým maximem ochlazovací rychlosti při středních teplotách. Vhodnými polymerními aditivy jsou Polyvinylalkohol (PVA), polyalkylenglykol (PAG) či polyethyloxazolin (PEO).

PAG polymery jsou rozpustné ve vodě od pokojové teploty do 92°C. Při vyšší teplotě se stává PAG nerozpustný. Tento jev se nazývá obrácená rozpustnost. Pokud součást zahřejeme na 90°C a ponoříme do lázně PAG, dojde ke zvýšení teploty v lázni kolem součásti, což způsobí separaci polymeru a vody (obrácená rozpustnost).

Součást je oddělena od vody vrstvou polymeru a tím se ochlazovací schopnost snižuje. Při poklesu teploty okolo součásti se polymer opět rozpustí.

PVP polymery mají odlišný způsob chování, protože se u nich nevyskytuje jev obrácené rozpustnosti. Pokud součást zahřejeme na 900°C a ponoříme do lázně PVP, dochází k odpařování vody, což vytvoří obal roztoku polymeru s vyšší koncentrací, která se postupně snižuje s rostoucí vzdáleností od místa ponoru. Tento silně viskosní obal snižuje ochlazovací rychlost vody. PVP polymery se již v Evropě používají více než 10 let a jsou široce rozšířené pro legované a vysoce legované oceli. Lze jimi nahradit kalení do oleje pro většinu případů a jsou používány např.: pro kalení ozubených kol převodovek pro nákladní automobily (po cementaci).

Tyto roztoky jsou nehořlavé, neznečišťují výrobky, jejich páry méně obtěžují než kouř z olejů, jsou však nákladnější než oleje a vyžadují častější kontrolu kvality.

### *Oleje*

Ve srovnání se stojatou vodou při 20 °C ochlazují oleje v oblasti perlitické přeměny sice poloviční rychlostí, ale v oblasti martenzitické přeměny je jejich ochlazovací rychlost řádově nižší, což je velmi příznivé. Podobně jako u vody je ochlazovací účinek olejů založen na jejich odpařování, a proto musí být zaručen relativní pohyb prostředí vzhledem k výrobku, nejlépe nucenou cirkulací oleje. Ochlazovací účinek oleje dále závisí na jeho chemickém složení, viskozitě a teplotě vzplanutí (Tab. 26). Zvýšení teploty oleje jednak prodlužuje období stability parního a plynného polštáře (700 – 450 °C), jednak snižuje viskozitu oleje, což usnadňuje jeho cirkulaci a odvod bublin plynů.

Tab. 26 Příklad některých kalicích olejů

	TK 22		TK 46		TK 150	
	Hodnoty dle normy	Hodnoty typické	Hodnoty dle normy	Hodnoty typické	Hodnoty dle normy	Hodnoty typické
<b>Kinematická viskozita při 100°C v mm<sup>2</sup>.s<sup>-1</sup></b>	3,0 až 6,0	4,3	5,0 až 8,0	6,4	7,0 až 9,0	8,5
<b>Kinematická viskozita při 40°C v mm<sup>2</sup>.s<sup>-1</sup></b>	20 až 25	19,8	40 až 50	43	50 až 73	70
<b>Viskozitní index, min.</b>	100	113	90	98	87	95
<b>Bod vzplanutí OK ve °C, min.</b>	210	215	215	234	215	254
<b>Bod vzplanutí PM ve °C, min.</b>	197	180	200	226	205	230
<b>Bod hoření ve °C, inf.</b>	250	250	250	250	250	250

Podle původu se oleje dělí na minerální a rostlinné. Minerální oleje jsou chemicky stálejší, i když tyto oleje postupně oxidují a vlhnou, musí se proto čistit, přeřarovat a regenerovat. Rostlinné oleje mají příznivější průběh ochlazování, ale rychleji ztrácejí svůj ochlazovací účinek a při styku s alkalickým prostředím rychle mýdelnatí. Při kalení do oleje může dojít k jeho vzplanutí zejména tehdy, když není množství oleje dostatečné (15 kg oleje na 1 kg.h<sup>-1</sup> oceli) nebo když výrobek nebyl do lázně zcela ponořen.

#### *Roztavené soli a kovy*

Předností obou skupin ochlazovacích prostředí je, že maximum rychlosti ochlazování leží v oblasti vysokých teplot, a že rychlost ochlazování je při nízkých teplotách značně ovlivněna teplotou lázně. Obě skupiny se však liší elektrickou vodivostí, která je u roztavených solí tak malá, že se toho využívá k elektrickému odporovému ohřevu, který rovněž zaručuje intenzivní cirkulaci lázně. Při jiných způsobech ohřevu je vzhledem k malé tepelné vodivosti solné lázně nebezpečí místního přehřátí vlivem



nečistot u dna. Solné lázně jsou tvořeny taveninou dusičnanů, dusitanů a chloridů sodíku a draslíku.

Z roztavených kovů se nejvíce používá olovo, případně jeho slitiny s cínem, při pracovních teplotách 350 – 550 °C pro patentování drátu. Lázně nemají nucenou cirkulaci a jejich povrch se musí chránit proti oxidaci. Páry olova jsou jedovaté, ale jeho teplota vypařování je vysoká (1754 °C).

#### *Vzduch*

Ochlazování na klidném vzduchu je velmi pomalé a závisí na velikosti výrobku. Maximum ochlazovací rychlosti opět leží ve vysokoteplotní oblasti. Chladný vzduch proudící pod malým přetlakem má oproti klidnému vzduchu až řádově větší ochlazovací účinek.

### **5.5.2 Aktivní přenosové prostředí**

Má-li dojít k změně koncentrace jednoho nebo více prvků v materiálu, z něhož je výrobek zhotoven, je třeba nechat působit vhodné aktivní prostředí na výrobek při zvýšené teplotě. Přesto, že aktivní přenosová prostředí mohou být tuhá, kapalná nebo plynná, dochází ve většině případů k přenosu hmoty prostřednictvím plynné fáze. Při chemicko-tepelném zpracování musíme znát především chemické složení prostředí, při kterém bude přenos hmoty probíhat v požadovaném směru (prostředí  $\rightleftharpoons$  výrobek) a dále, jaký bude stupeň nasycení nebo odsycení.

#### *Cementační prostředí*

Tuhé prostředí (zásyp) se skládá z dřevěného uhlí a aktivátoru (asi 10 % BaCO<sub>3</sub>), které spolu reagují za vzniku CO, a v dalším se aktivátor regeneruje prostřednictvím CO<sub>2</sub>:



K nedostatkům tohoto nejstaršího cementačního prostředí patří malá rychlost nauhličování, nemožnost regulace cementačního potenciálu, energetické ztráty při ohřevu krabic a zásypu, nevhodnost do automatizace procesu.

Hlavními složkami kapalných prostředí jsou uhličitany alkalických kovů (Me) a karbid křemíku, které reagují



Také v kapalných prostředích nelze regulovat nahličující potenciál, objem výrobků může činit maximálně 1/3 objemu vany, jsou zapotřebí zvláštní opatření při čištění výrobků a oplachových vod.

Plynná prostředí jsou multikomponentní ( $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$ ,  $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$ ,  $\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{H}_2$ ,  $\text{N}_2$ ) a při cementování v nich především probíhají reakce



Zemní plyn obsahující přes 90 %  $\text{CH}_4$  a směs propan-butanu dávají tolik sazí, že samotné jsou nepoužitelné, ředí se proto chudými plyny. Nejúčinnější cementační atmosféry se získávají pyrolýzou tekutých organických látek často přímo v peci. Nahličující potenciál atmosféry je možno regulovat, jsou vhodné pro cementování velikých výrobků, proces lze automatizovat a přináší dobré pracovní podmínky.

#### *Nitridační prostředí*

Prakticky výhradně se používá plynného prostředí, které je buď tvořeno technicky čistým čpavkem, nebo směsnou atmosférou čpavku a dusíku. Disociace  $\text{NH}_3$  probíhá podle rovnice (6.30), někdy také s přispěním ultrazvuku nebo doutnavého výboje. Stupeň disociace čpavku bývá 15 – 30 %.



Za optimální složení směsné atmosféry se pokládá 20 až 30 % čpavku a 80 – 70 %  $\text{N}_2$ , při němž stupeň disociace čpavku dosáhne asi 60 %, čímž se jednak omezí jeho spotřeba, jednak se podstatně sníží parciální tlak negativně působícího vodíku.

Nitridování v plynné atmosféře má analogické přednosti jako při cementování. Nitridování v kapalném prostředí se provádí zřídka, lázně jsou tvořeny neutrálními chloridy, jimiž se profoukává čpavek.

Prášková nitridace je nová metoda chemicko-tepelného zpracování vhodná především při malém počtu kusů s proměnlivými požadavky na tvorbu nitridované

vrstvy. Tato metoda je založena na stejném principu jako prášková cementace. Nitridační plyn se vytváří uvnitř žáruvzdorné krabice při teplotě kolem 560°C z nitridačního prášku a přidaného aktivátoru.

## **5.6 Tepelná a zbytková pnutí**

V praxi se setkáváme s celou řadou případů, kdy ve výrobku dochází ke vzniku vnitřního napětí, které jsou tak vysoká, že může dojít ke vzniku trhlin. Při vyšších vnitřních napětích srovnatelných s pevností může dojít k porušení celého výrobku. Běžným důsledkem vnitřních napětí je částečná nebo celková deformace výrobku. Vedle tepelného a chemicko-tepelného zpracování jde i o důsledky intenzivního tváření za studena, hrubovacích, ale také dokončovacích metod obrábění, svařování a navařování, pájení, odlévání, povlakování kovy, plasty a keramikou.

Vnitřní napětí může působit dočasně, pokud trvají příčiny, která jej vyvolala. Touto příčinou nejčastěji bývá nerovnoměrné teplotní pole mezi povrchovými a vnitřními partiemi výrobku. Poté pružná deformace vzniklá rozdílnou dilatací vytváří dočasné vnitřní napětí, které trvá, pokud se nevyrovnají teploty v celém objemu výrobku. Vzniklé dočasné napětí se nazývá tepelné napětí.

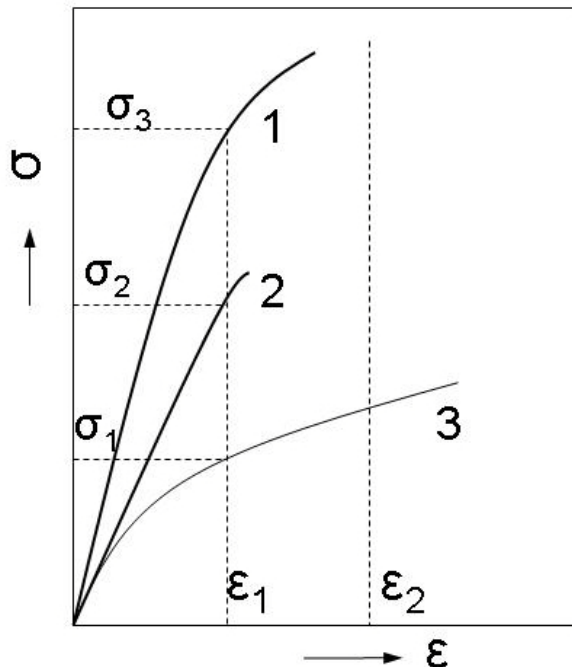
Stejně dočasný charakter může mít i vnitřní napětí vznikající během ohřevu nebo ochlazování kovu, ve kterém dochází k nehomogenní deformaci z důvodů nerovnoměrného průběhu fázové transformace. Vzniklé napětí se nazývá strukturální (fázové) napětí.

Pokud i po odstranění vnějšího působení část vnitřních napětí ve výrobku přetrvává, mluvíme o zbytkových napětích. Zbytkové napětí je tedy jedním z mnoha druhů vnitřních napětí, vznikajících v důsledku nehomogenní deformace a můžeme je obecně definovat jako víceosé napětí, působící ve výrobku po velmi dlouhou dobu přesto, že všechny jeho části mají stejnou teplotu a na výrobek již nepůsobí žádné vnější síly. Jestliže neexistuje vnější zatížení, pak celková úroveň zbytkových napětí musí splňovat podmínky rovnováhy. Ty udávají, že výsledné zatížení od zbytkových napětí a jejich výsledný moment jsou nulové dle vztahů:

$$\int \sigma \cdot dA = 0 \quad (6.31)$$

$$\int dM = 0 \quad (6.32)$$

Co je společnou podstatou všech napětí, je zřejmé z Hookeova zákona. Úroveň napětí je určována velikostí elastické deformace vyvolané objemovými změnami ve výrobku. Pojem vnitřního napětí odpovídá pojmu vnitřní elastická deformace, neboť ona tento jev zcela kontroluje. Dále pak je napětí funkcí modulu pružnosti  $E$ .



Obr. 110 Deformační závislost, 1 – ocel, 2 – grafitická litina s lupínkovým grafitem, 3 – hliník

Vezměme tři rozdílné materiály, jak ukazuje Obr. 112. Velikost vnitřních napětí je jednoznačně určena hodnotami  $E_1$ ,  $E_2$  a  $E_3$ . Při stejné hodnotě vyvolané pružné deformace  $\varepsilon_1$  je vnitřní napětí v grafitické litině  $\sigma_2$  o třetinu nižší než u oceli  $\sigma_3$  a u plastického hliníku  $\sigma_1$  je dokonce třetinové při porovnání s ocelí  $\sigma_3$ . Z obrázku je patrný vliv plasticity materiálu na jeho odolnost proti vzniku trhlin. Jestliže deformace dosáhne  $\varepsilon_2$ , potom u materiálu s vyšší pevností (ocel) vzniklá úroveň vnitřních napětí způsobí lom, kdežto hliník s podstatně nižší pevností se neporuší.

### 5.6.1 Napětí I. druhu – makroskopická napětí

Zasahují celý objem výrobku a jejich orientace je určena především jeho geometrií. Vznikají jako důsledek výrobních operací. Například hrubování nevyžíhaného odlitku nebo polotovaru tvářeného za studena odstraní povrchovou vrstvu, stav napjatosti se změní a výrobek se deformuje. Další příčinou je například kalení, když na rozsah těchto napětí má významný vliv způsob ponořování výrobků do kalicí lázně. Stejně tak nevhodné tvary kaleného předmětu, jako jsou ostré přechody, hrany, rohy,

zápichy a rozdílné tloušťky stěn zvyšují vnitřní napětí I. druhu. U plastických ocelí se toto makronapětí snižuje postupnou plastickou deformací a tento proces se označuje jako relaxace.

### **5.6.2 Napětí II. druhu – mikroskopická napětí**

Působí v oblastech srovnatelných s velikostí zrna nebo několika subzrn. Vznikají fázovou transformací nebo deformací kovu, když různá zrna či subzrna vykazují rozdílné napěťové stavy. Orientace těchto napětí se neváže ke geometrii výrobku. V celém objemu se napětí II. druhu mohou vzájemně vyrovnat. Někdy se označují jako homogenní mikroskopická napětí.

### **5.6.3 Napětí III. druhu – submikroskopická napětí**

Také tato napětí nemají žádný vztah ke tvaru výrobku. Zasahují nepatrné objemy řádově velikosti elementární buňky krystalové mřížky. Tato nehomogenní napětí jsou důsledkem elastické distorze mřížky při rozměrech od zlomku nanometru do hodnoty mřížkového parametru. Charakteristickým příkladem jsou bodové mřížkové poruchy. Také napjatost vyvolaná hranovou dislokací nebo koherentním rozhraním matrice a vyloučeného precipitátu způsobuje submikroskopická napětí.

U reálných výrobků se neseťkáváme s uvedenými druhy napětí jednotlivě. Obecně vzniklá vnitřní napjatost je výsledkem superpozice napětí I. až III. druhu. Napětí jednotlivých druhů se vzájemně ovlivňují a například nárůst mikroskopických napětí v ocelích vede ke vzniku makroskopických napětí.

## 6 Tepelné úpravy slitin železa

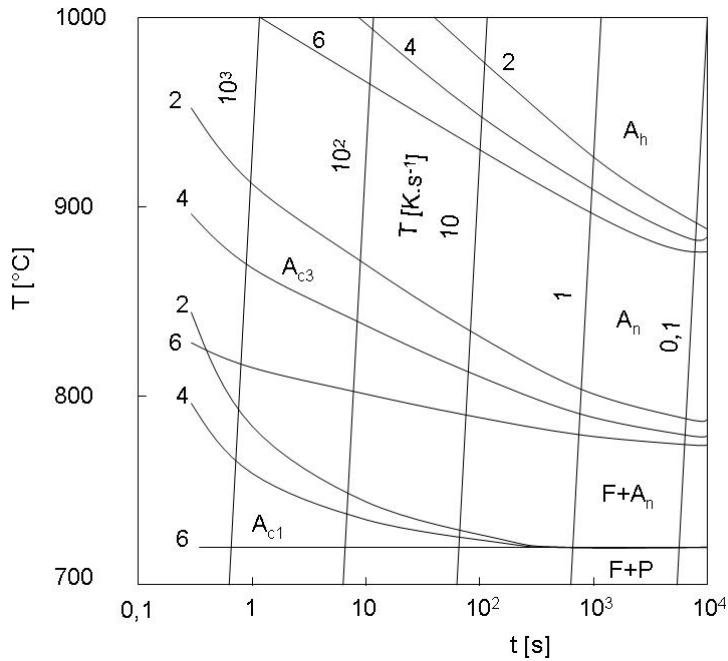
Hlavními druhy tepelných úprav slitin železa jsou tepelné zpracování ocelí a litin, tepelně – mechanické zpracování ocelí a chemicko - tepelné zpracování ocelí a litin.

### 6.1 Tepelné zpracování ocelí a litin

K významným změnám struktury a vlastností ocelí a litin dochází v důsledku fázových přeměn v matici, jejichž příčinou je polymorfie těchto slitin železa. Průběh fázových přeměn, a tedy i vlastností nově vzniklých fází, závisí ve slitině daného chemického složení především na rychlosti ohřevu a na rychlosti ochlazování, ale také na teplotě a době prodlevy v izotermické etapě zpracování. Pokud po austenitizaci následuje ochlazování větší rychlostí, než je určitá mezní rychlost, nazývá se takové tepelné zpracování kalením, jehož výsledek přirozeně závisí na podmínkách předchozí austenitizace.

#### 6.1.1 Austenitizace

Austenitizace ocelí začíná vždy přeměnou perlitu v austenit nad teplotou  $A_{c1}$ . Zárůdky austenitu vznikají na fázovém rozhraní ferit-cementit a jejich růst pokračuje ve feritu. Růst nové fáze je řízen difuzí uhlíku z rozpouštějícího se cementitu do okolního austenitu. U podeutektoidních ocelí pak následuje vznik zárodků austenitu na fázovém rozhraní ferit-ferit, tj. probíhá přeměna feritu na austenit. Pro tuto přeměnu při pomalém ohřevu musí ferit nabýt difuzí uhlíku po hranicích zrn koncentrace odpovídající teplotě  $A_{c3}$ . U nadeutektoidních ocelí se mezi nově vzniklým austenitem a karbidy ustavuje rovnováha podle teploty  $A_{ck}$ . Po rozpuštění karbidů v austenitu existují nevyrovnané koncentrační rozdíly, které postupně mizí, ale zároveň hrubne austenitické zrno.



**Obr. 111** Diagram anizotermické austenitizace konstrukční nízkolegované oceli typu 3Cr1Mo, výchozí struktura: 2 – globulární perlit, 4 – sorbit, 6 – martenzit,  $A_h$  – austenit homogenní,  $A_n$  – austenit nehomogenní, F – ferit, P – perlit

Kinetiku austenitizace lze zobrazit v diagramech izotermické austenitizace nebo anizotermické austenitizace (Obr. 111). Z tohoto obrázku je patrný vliv rychlosti ohřevu na teploty fázových přeměn  $A_{c1}$ ,  $A_{c3}$  a na teplotu úplné homogenizace austenitu. Rozpouštění karbidů a homogenizace austenitu závisí výrazněji na rychlosti ohřevu než samotný vznik austenitu. Protože rychlost nukleace austenitu je úměrná velikosti fázového rozhraní ferit – cementit, probíhá austenitizace zakalené oceli s výchozí strukturou martenzitickou při nejnižších teplotách (křivka 6). Je-li ocel žháná na měkko a výchozí strukturou je globulární perlit, probíhá austenitizace při nejvyšších teplotách (křivka 2).

Jestliže velikost austenitického zrna, která ovlivňuje pevnostní charakteristiky i houževnatost zakalených ocelí, roste monotónně s rostoucí teplotou a klesající rychlostí ohřevu, potom maximální tvrdosti lze dosáhnout při optimální teplotě austenitizace, která roste se zvyšující se rychlostí ohřevu.

Austenitizace litin také začíná přednostní nukleací austenitu na fázovém rozhraní feritu s cementitem nebo grafitem podle druhu litiny. Vysoká rychlost ohřevu při zpracování koncentrovanými zdroji energie ( $10^2$  až  $10^5$   $K \cdot s^{-1}$ ) vede nejen k nutnosti zvýšit teplotu austenitizace, ale může mít za následek i změnu difuzního

mechanismu austenitizace v bezdifuzní mechanismus bez předchozího vyrovnání koncentrací uhlíku mezi feritem a austenitem.

Při následujícím rychlém ochlazení pak vznikne nežádoucí heterogenní feriticko-martenzitická struktura. Kritickou rychlost ohřevu pro uhlíkové a nízkolegované oceli je pak možné odvodit na základě srovnání střední difuzní dráhy atomů uhlíku se střední vzdáleností sousedních perlitických kolonií ve stavu normalizačně žíhaném. Při stanovení kritické rychlosti ohřevu pro grafitické litiny se vychází ze skutečnosti, že po úplné austenitizaci matrice je další sycení austenitu uhlíkem z částic grafitu nežádoucí vzhledem k nebezpečí vzniku kalicích trhlin. Kritická rychlost ohřevu u ocelí výrazně závisí na obsahu uhlíku pouze do eutektoidního složení, v grafitických litinách je i vliv charakteristického rozměru částic grafitu.

Kritériem pro stanovení kritické rychlosti ohřevu v konvenčních tepelných zařízeních bývají dovolená tepelná napětí.

### **6.1.2 Žihání**

Podle toho, zda teplota žihání slitin železa je vyšší nebo nižší než teplota  $A_{c1}$ , rozlišujeme žihání s překrytalizací nebo bez překrytalizace. V prvním případě dochází při žihání k austenitizaci. Při výdrži na austenitizační teplotě intenzívně probíhají difuzní děje (rozpouštění karbidů, vyrovnávání koncentračních rozdílů) a během ochlazování austenit se transformuje na feriticko – cementitické struktury, takže žiháním s překrytalizací lze významně ovlivnit strukturu a mechanické vlastnosti ocelí a litin.

#### **6.1.2.1 Homogenizační žihání**

Homogenizační (difuzní) žihání snižuje nebo odstraňuje heterogenitu chemického složení nebo mikrostruktury. Pásmová heterogenita (likvace) závisí na tvaru litého či tvářeného polotovaru a týká se především nečistot a plynů. Mezidendritická heterogenita (segregace) závisí na morfologii dendritů, která ovlivňuje rozložení legujících a doprovodných prvků. U tvářených polotovarů jsou dendrity, tak i oblast likvace přednostně prodlouženy v určitém směru, čímž vzniká řádkovitá struktura. Ta je charakterizována roztečí mezi řádky a koncentračním profilem ve směru kolmém k řádkům, přičemž rozteč mezi řádky klesá s rostoucím stupněm protváření ingotu. Při volbě podmínek homogenizačního žihání je třeba dále uvažovat difuzivitu

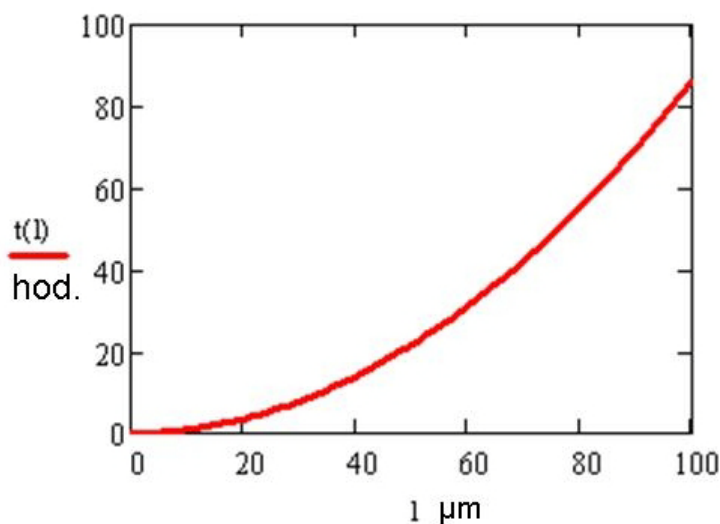


segregujícího prvku a přípustný stupeň segregace. Obvyklé teploty homogenizačního žhání jsou 1000 až 1200 °C. Dobu žhání vypočteme, jestliže v souladu s II. Fickovým zákonem difuze popíšeme rozložení koncentrace segregujícího prvku ve směru  $x$ , který je kolmý k řádkům, vztahem

$$c(x,t) = \bar{c} + \left[ c_{\max} \cdot \sin\left(\frac{\pi \cdot x}{l}\right) \right] \cdot e^{\left(-\pi^2 \cdot \frac{D \cdot t}{l^2}\right)} \quad (7.1)$$

v němž  $\bar{c}$  je průměrná koncentrace (obsah legujícího prvku) a  $l$  je poloviční vzdálenost os řádek. Pro snížení maximálního koncentračního rozdílu na zlomek  $1/n$  ( $n$ =celé číslo) platí, když  $n=10$

$$t = \frac{1}{0,43 \cdot \pi^2} \cdot \frac{l^2}{D} \quad (7.2)$$



**Obr. 112** Vliv vzdálenosti os řádků na dobu homogenizačního žhání vypočtené dle (7.2) pro potlačení řádkovistosti perlitu, která je způsobena dendritickou segregací manganu, teplota žhání 1200 °C,  $D_{Mn}^{\gamma} = 7,6 \cdot 10^{-15} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$

Homogenizační žhání je nákladnou operací, která se proto účelně zařazuje do postupu metalurgického zpracování, neboť ztráty hmotnosti okujením jsou u polotovarů relativně menší než u hotových výrobků, a ke zjemnění zrna austenitu může dojít rekrystalizací v přestávkách mezi navazujícími tvářecími operacemi. Proto se homogenizační jako samostatné tepelné zpracování provádí převážně u odlitků,

kteře jsou vysoce namáhány, nebo jsou z obtížně homogenizovatelných vysokolegovaných ocelí.

### 6.1.2.2 Rozpouštěcí žíhání

Rozpouštěcím žíháním se rozpouštějí karbidy, nitridy, karbonitridy a další minoritní fáze v austenitu. Používá se především u mikrolegovaných nebo nízkolegovaných ocelí pro tepelně – mechanické zpracování, u austenitických korozivzdorných a žárovevých ocelí, ale také u vysokolegovaných nástrojových ocelí. Převedením legujících prvků do austenitu se jednak zvýší homogenita oceli, jednak se zvýší precipitační potenciál. Vhodnou rychlostí ochlazování se potom buď řídí precipitační zpevnění (při řízeném válcování) nebo se precipitace potlačí s cílem zvýšit odolnost proti mezikystalové korozi či s cílem ji odložit do stádia popouštění. Volba teploty rozpouštěcího žíhání závisí na obsahu prvku tvořící precipitáty (Al, Nb, Ti, V, C, N). Obsah těchto prvků v austenitu musí být v rovnováze s příslušnou minoritní fází a je vyjádřen tzv. součinem rozpustnosti, který pro karbonitrid niobu má tvar

$$\log\left\{[Nb] \cdot \left[C + \left(\frac{12}{14}\right) \cdot N\right]\right\} = -\frac{6770}{T} + 2,26 \quad (7.3)$$

kde  $Nb$ ,  $C$ ,  $N$  jsou hmotnostní % prvků,  $T$  je teplota v Kelvinech.

Doba rozpouštěcího žíhání závisí na obsahu prvků tvořících precipitáty a jejich rovnovážné rozpustnosti, ale také na velikosti částic minoritních fází a na difuzivitě příslušného legujícího prvku.

### 6.1.2.3 Žíhání ke snížení zbytkových pnutí

Je druhem žíhání bez překrytalizace, při němž se usiluje o minimální změny mikrostruktury a mechanických vlastností. Zbytková napětí vzniklá sléváním, svařováním, obráběním či rovnáním za tepla či za studena je vhodné odstraňovat ihned po ochlazení, aby se předešlo vzniku trhlin. Základní význam má volba teploty žíhání, která se pohybuje u konstrukčních ocelí obvykle v rozmezí 450 až 650 °C. Dolní hranice je dána poklesem meze kluzu nezbytným pro snížení napětí plastickou deformací, horní hranice by měla být o 20 až 30 °C nižší než teplota popouštění u zušlechtěných ocelí a o tutéž hodnotu vyšší než bude provozní teplota. U litiny nemá být vzhledem k jejím strukturním přeměnám teplota žíhání vyšší než 550 °C. Nízkolegované svařitelné oceli se zvýšenou mezí kluzu, u kterých dochází při ohřevu

k precipitačnímu zpevnění, se žíhají při teplotách 530 až 580 °C. Výjimku činí povrchově kalené součásti, které se žíhají při 150 až 200 °C, protože u nich je důležitější zachování tvrdost než velké snížení zbytkových napětí. Doba žíhání pak závisí na požadovaném stupni snížení zbytkových napětí.

Rychlost ohřevu a rychlost ochlazování musejí být malé. Při ohřevu by mělo být dosaženo snížení meze kluzu rovnoměrným prohřátím v celém průřezu, což je zejména důležité do teploty 200 °C u výrobků s nízkou plasticitou nebo zkřehlými oblastmi (litinové odlitky, svařence, povrchově kalené součásti). Takové výrobky je vhodné zakládat do studené pece, která by měla být vybavena nucenou cirkulací prostředí. O úrovni zbytkových napětí ve výrobku však zpravidla rozhoduje poslední etapa zpracování, tj. ochlazování z žíhací teploty. Ve většině případů leží přípustné rychlosti ochlazování mezi 50 až 100 °C.h<sup>-1</sup>.

#### 6.1.2.4 Žíhání na měkko

Žíháním na měkko se ve slitinách železa sferoidizuje perlitický a sekundární cementit, což vede ke snížení tvrdosti a zvýšení obrobiteľnosti a tvařitelnosti za studena zejména u ocelí se středním a vyšším obsahem uhlíku. Změny vlastností žíhaných slitin závisejí na stupni sferoidizace  $\xi \leq 1$ , který je dán poměrem množství sferoidizovaného cementitu k celkovému množství cementitu ve slitině. Dosažení vysokého  $\xi$  je i při teplotách těsně pod  $A_{c1}$  dlouhodobý proces, který však lze významně urychlit plastickou deformací za studena. Pokles tvrdosti v závislosti na čase při izotermickém žíhání pod teplotou  $A_{c1}$  lze vypočítat

$$HV = HV_{\alpha} + K_1 \cdot t^{-\frac{1}{3}} \quad (7.4)$$

kde  $HV_{\alpha}$  je tvrdost feritické matrice,  $K_1$  je konstanta závislá na objemovém podílu cementitu  $f_c$  vztahem

$$K_1 = 0,3 \cdot \frac{f_c}{r} \quad (7.5)$$

když pro střední velikost (poloměr) částic podle Lifšice-Slyozova-Wagnera platí

$$r = K_2 \cdot t^{\frac{1}{3}} \quad (7.6)$$

Konstanta  $K_2$  zahrnuje mj. vliv teploty žíhání. Za vhodnou velikost částic cementitu se pokládá  $2\bar{r} = 3 \mu m$ .

Sferoidizace karbidů se může nepříznivě projevit při austenitizaci (kalení) zpomalením jejich rozpouštění. Proto je třeba volit kompromis mezi zlepšením obrobiteľnosti a zakalitelnosti i prokalitelnosti, tj. volit nižší stupeň sferoidizace. V praxi se používají i další postupy žíhání na měkko, jako cyklické žíhání kolem teploty  $A_1$ , nebo částečná austenitizace následovaná extrémně pomalým ochlazováním přes teplotu  $A_{r1}$  ( $10 - 15 \text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{h}^{-1}$ ), které urychlují sferoidizaci.

## **6.2 Tepelně mechanické zpracování ocelí (TMZ)**

Rozvoj tohoto zpracování nastal v 60. letech 20. století. Jeho cílem je dosažení vyšších pevnostních hodnot při zachování, případně zlepšení plasticity. Obecně lze za tepelně mechanické zpracování označit všechny procesy, které za tímto účelem cíleně kombinují deformaci s fázovými přeměnami. Jednotlivé postupy TMZ využívají především znalosti o vlivu deformace a způsobu ochlazování na průběh a výsledek fázových přeměn a na precipitační procesy.

V klasickém přístupu řadíme pod pojem TMZ nejčastěji postupy spojené s rychlým ochlazením deformovaného austenitu. V tomto případě rozlišujeme podle teploty, při níž je austenit deformován:

1. Vysokoteplotní tepelně mechanické zpracování (VTMZ), při němž je ocel deformována v oblasti stabilního austenitu s následným ochlazením vedoucím k martenzitické transformaci.
2. Nízkoteplotní tepelně mechanické zpracování (NTMZ) s deformací v oblasti metastabilního austenitu s následným martenzitickým zakalením.

Kromě uvedených postupů lze do TMZ zahrnout i další postupy, jako izoforming, dynamické deformační stárnutí martenzitu, řízené válcování a ochlazování a zpracování TRIP ocelí. Zvláště řízené válcování a ochlazování je v současnosti, v souvislosti s moderními ocelářskými procesy a s rozvojem minihutí, středem pozornosti.

Při válcování byla v 80. letech 20. století věnována zvláštní pozornost ochlazování, což vedlo k nové technologii zrychleného ochlazování. Jako příklad lze uvést proces tzv. měkkého chladnutí vývalků na relativně dlouhém zařízení, nebo intenzivního

chladnutí na krátké trati. Při měkkém ochlazování získáme perlitickou nebo bainitickou mikrostrukturu a prakticky rovnoměrnou tvrdost v celém průřezu. Při intenzivním ochlazování vzniká povrchová tvrdá vrstva martenzitu, která je však dále v důsledku přestupu tepla z jádra na povrch „popuštěna zevnitř“.

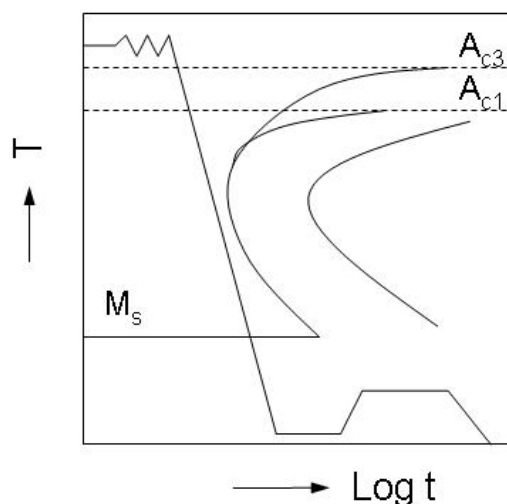
### 6.2.1 Vliv podmínek TMZ na fázové přeměny

Za dvě základní podmínky TMZ ovlivňující fázové přeměny lze považovat jednak parametry deformace (teplota, rychlost, způsob a velikost), jednak režim ochlazování, který určuje časový sled deformace – transformace.

#### *Vysokoteplotní tepelně mechanické zpracování*

- Deformace probíhá v oblasti stabilního austenitu – nad teplotou  $A_3$ ,
- deformace přechází fázovou přeměnou  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .

Tento způsob zpracování zachycuje Obr. 113. Po ohřevu do oblasti stabilního austenitu (nad  $A_{c3}$ ) následuje jeho intenzivní deformace (větší než 40 %) s následným zakalením a nízkoteplotním popouštěním.



**Obr. 113 Schéma VTMT v diagramu ARA podeutektoidní oceli**

Tento postup lze použít prakticky u všech typů ocelí. Přednostně je využíván u konstrukčních ocelí s obsahem uhlíku 0,4 až 0,6 %, nejčastěji legovaných. Lze ho však užít i u ocelí nelegovaných. U ocelí nástrojových se používá výjimečně.

Teplota, rychlost a velikost deformace musí být voleny tak, aby nebyla vyčerpána plasticita austenitu a rekrytalizace austenitu plně neproběhla. Úplné potlačení

rekrytalizace není reálné a navíc byla prokázána přímá souvislost mezi částečnou rekrytalizací austenitu a zlepšení finálních plastických vlastností.

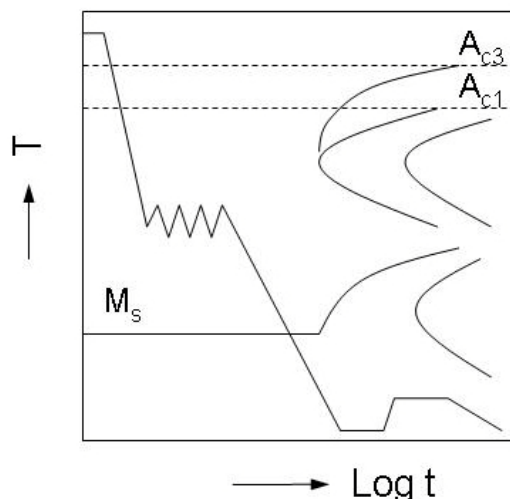
Za uvedených podmínek tak vstupuje do transformace  $\gamma \rightarrow \alpha'$  (při následném kalení) zčásti rekrytalizované zjemněné austenitické zrno, zčásti deformačně zpevněný austenit. Vzájemný poměr rekrytalizovaného a zpevněného austenitu je dán podmínkami deformace, složením oceli a dobou mezi ukončením deformace a zakalením. Vlastní martenzitická transformace je stavem austenitické matrice výrazně ovlivněna. Deformace austenitu martenzitickou transformaci urychluje a usnadňuje. Teplota  $M_s$  roste, nakupené mřížkové poruchy tvorbu martenzitu iniciují. Zvýšená hustota dislokací přechází při kalení i do martenzitu a podílí se na příznivém ovlivnění mechanických vlastností. Rekrytalizací zjemněné austenitické zrno vede k celkovému zjemnění martenzitu. Velikost martenzitických útvarů je jednak hranicemi zrn limitováno přímo, jednak je jemným zrnem austenitu omezována volná dráha pro růst martenzitických útvarů. Ta je navíc omezena i zčásti přetrvávající tvářenou (nerekrytalizovanou) dislokační substrukturou s deformačními pásy, které nejsou pro martenzitické desky propustné. Tím se snižuje i rychlost růstu martenzitických desek a jejich nepříznivý dynamický účinek na hranice původních austenitických zrn, spojený se vznikem mikrotrhlinek. Se vzrůstající plastickou deformací vedoucí k růstu dislokační hustoty v austenitu je navíc upřednostňován vznik jehlicového martenzitu na úkor deskového dvojčatového martenzitu. Dynamické účinky jehlicového martenzitu nejsou při styku čela jehlice s nepropustnou překážkou (např. hranice zrna) spojeny se vznikem mikrodefektů. U eutektoidní oceli roste např. podíl jehlicového martenzitu ze 40 % při klasickém tepelném zpracování na 60 % při vysokoteplotním mechanickém zpracování. VTMZ se projevuje i ve fázi popouštění. Vede ke stabilizaci tuhého roztoku. Zpevnění martenzitu tak zůstává zachováno do vyšší teploty (cca 200 °C).

### ***Nízkoteplotní tepelně mechanické zpracování***

- Deformace probíhá v oblasti metastabilního austenitu,
- deformace předchází fázovou přeměnu  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .

Tento způsob zpracování zachycuje schematicky Obr. 114. Po ohřevu do oblasti stabilního austenitu následuje rychlé ochlazení do oblasti metastabilního austenitu (na teplotu 500 – 600 °C), kde se aplikuje intenzivní deformace. Stupeň deformace

bývá vyšší než při VTMZ. Po deformaci následuje kalení a nízkoteplotní popouštění. Tento způsob zpracování lze na rozdíl od VTMZ použít pouze pro oceli, s dobrou prokalitelností, tedy ocelí majících dostatečně dlouhou inkubační dobu izotermické přeměny austenitu a vyhovující šířku oblasti metastabilního austenitu mezi oblastmi perlitické a bainitické transformace.



**Obr. 114 Schéma NTMZ v diagramu ARA podeutektoidní oceli**

Teplota, rychlost, velikost a způsob deformace musí být opět voleny tak, aby nebyla vyčerpána plasticita austenitu. Nutnost správné volby těchto parametrů, zajišťujících nepřekročení mezní možnosti tváření bez vzniku trhlin u NTMZ, roste.

Při NTMZ probíhá tváření v oblasti pod rekrytalizační teplotou austenitu, k rekrytalizaci tudíž nedochází a do transformace  $\gamma \rightarrow \alpha'$  vstupuje intenzivně deformačně zpevněný austenit. Vliv deformační substruktury na martenzitickou přeměnu je obdobný jako u VTMZ. Vyšším stupněm deformace a vyloučením rekrytalizace je však výraznější. Uplatňuje se i vliv způsobu deformace. Ta posunuje transformaci k vyšším rychlostem ochlazování, tlak vede k potlačení tvorby zbytkového austenitu a urychluje precipitaci. Velikost vznikajících martenzitických útvarů a rychlost jejich růstu je zde omezoována dislokační substrukturou s deformačními pásy. I zde roste podíl jehlicového martenzitu na úkor deskového dvojčatového a tím klesá nepříznivý dynamický účinek spojený s tvorbou mikrotrhlin.

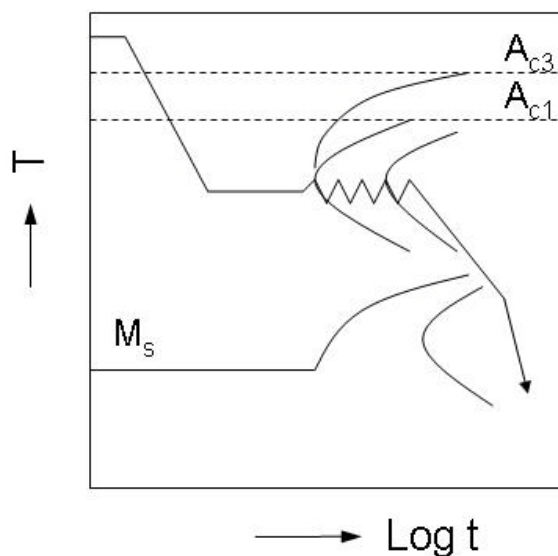
NTMZ významně zvyšuje i odolnost proti popouštění. Již během tváření dochází k deformačně indukované precipitaci jemných karbidů na dislokacích a dalších vadách mřížky. Tím dochází k blokaci pohybu dislokací a nutnému vzniku nových

pohyblivých dislokací. Precipitace i tvorba nových dislokací přispívají k celkovému zpevnění. Dislokační substruktura a během tváření vyloučené karbidy tvoří předpoklady pro rovnoměrnější vylučování karbidů mimo hranice zrn i v průběhu popouštění.

### **Izoforming**

- Deformace probíhá v oblasti teplot izotermické perlitické přeměny,
- deformace je realizována v průběhu této fázové přeměny  $\gamma \rightarrow \alpha'$ .

Tento způsob zpracování zachycuje schematicky Obr. 115. Po ohřevu do oblasti stabilního austenitu následuje rychlé ochlazení na teplotu 600 až 700 °C, při níž je ocel intenzivně tvářena (nad 60 %) za současného uplatnění perlitické transformace. Následuje dochlazení na vzduchu. Tento způsob zpracování je vhodný pro oceli stejného typu jako oceli používané pro NTMZ.



**Obr. 115 Schéma izoformingu v diagramu ARA podeutektoidní oceli**

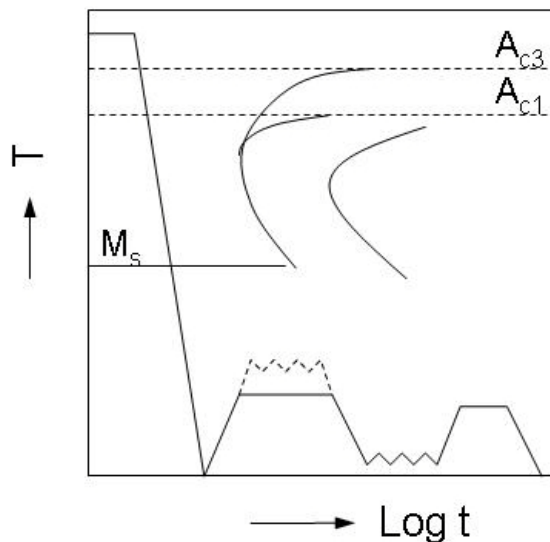
Při zpracování je využit efekt kombinace plastické deformace transformujícího se austenitu a vznikající feritické matrice, v níž se vylučují jemné karbidy. Určujícím dějem vedoucím k požadovaným finálním vlastnostem jsou zotavovací procesy probíhající ve feritické matrici. Dochází zde k formování stabilních subzrn a dislokačních polygonizačních stěn. Tyto děje natolik sníží uloženou energii, že rekrystalizace je potlačena. Výsledná struktura je tvořena zotavenou feritickou maticí fragmentovanou na jemná subzrna s rovnoměrně jemnými sferoidizovanými karbidy.



### **Dynamické deformační stárnutí martenzitu**

- Deformace probíhá v zakalené oceli při teplotě popouštění (150 – 200 °C), případně za teploty okolí mezi prvním a druhým stupněm popouštění (tzv. deformační popouštění),
- deformace tedy následuje až po fázové transformaci  $\gamma \rightarrow \alpha'$  a příznivě ovlivňuje děje probíhající při popouštění.

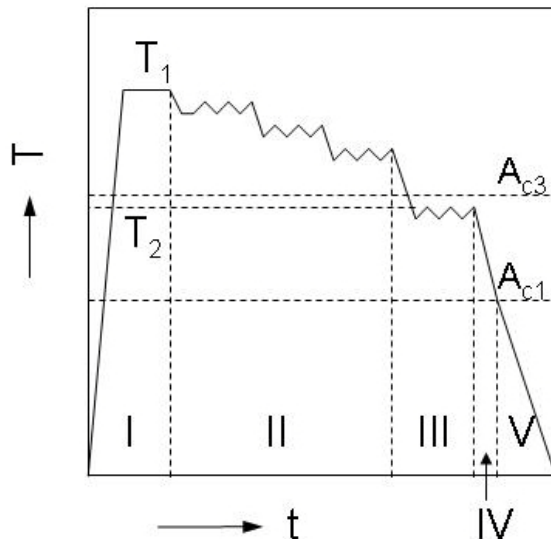
Tento způsob zpracování zachycuje schematicky Obr. 116. Zlepšení pevnostních vlastností je zde dosaženo kombinací deformačního zpevnění popuštěného martenzitu (deformace 0,5 – 5 %) a jeho stárnutím, které je podpořené plastickou deformací.



Obr. 116 Schéma postupu při dynamickém deformačním stárnutí

### **Řízené válcování a ochlazování**

- Deformace probíhá jednak při válcování v přípravném pořadí v oblasti stabilního austenitu nad  $A_3$ , jednak při válcování v hotovném pořadí buď ještě v oblasti stabilního austenitu (těsně nad  $A_3$ ) nebo již ve dvoufázové oblasti  $\gamma - \alpha$  mezi teplotami  $A_3$  a  $A_1$ ,
- deformace předchází fázovou přeměnu  $\gamma - \alpha$ , případně probíhá zčásti během této přeměny,
- fázová přeměna a precipitace jsou řízeny rychlostí a způsobem ochlazování.



**Obr. 117 Schéma řízeného válcování a ochlazování oceli (I – ohřev na tvářecí teplotu, II – předválcování, III – doválcování, IV – rychlé ochlazení, V – pomalé ochlazení)**

Schematicky je tento způsob zpracování zachycen na Obr. 117. Používá se především při válcování mikrolegovaných a nízkolegovaných svařitelných ocelí. Řízené válcování a ochlazování bylo vyvinuto pro výrobu konstrukčních ocelí a ocelí pro plynovody v tloušťkách 8 – 25 mm. Dnes se s úspěchem používá při výrobě profilové oceli až do tloušťek 140 mm a pro výrobu tenkých plechů (tloušťky 5 mm) i tlustých plechů tloušťek 50 až 100 mm.

Po ohřevu, případně přihřevu (u kontislitků) do oblasti stabilního austenitu jsou dány podmínky opakované intenzivní deformace (teplota, úběr, rychlost deformace a časová výdrž na teplotě mezi jednotlivými úběry) tak, že dochází k opakované úplné rekrytalizaci austenitu (válcování v přípravném pořadí). Austenitické zrno tak několikrát zjemní.

Poslední deformace (válcování v hotovném pořadí) probíhá při teplotách, úběrech a rychlostech deformace, při nichž je rekrytalizace austenitu potlačena. V případě doválcování v mezifázové oblasti  $\gamma - \alpha$  je deformován i vznikající ferit za podmínek, které rovněž neumožní jeho plnou rekrytalizaci. Deformační zpevnění feritu tak přispívá k finálnímu zpevnění matrice. V poslední době je velký význam přisuzován zpracováním vznikajícím rekrytalizačním texturám.

Deformovaný jemnozrnný austenit zrychleným ochlazením transformuje na jemnou feritickou strukturu často acikulárního charakteru (jehlicovitý ferit vznikající při zrychleném ochlazení austenitu kombinací difuzní a skluzové formy přeměny). U

mikrolegovaných ocelí dochází navíc během dochlazování (svinování), případně při popouštěcích teplotách k precipitaci jemných karbidů, popřípadě karbonitridů mikrolegur, které mají výrazný zpevňující účinek.

### **Zpracování TRIP ocelí**

- První fáze deformace probíhá v oblasti stabilního austenitu před fázovou transformací,
- druhá fáze deformace probíhá v oblasti mezi teplotami  $M_d$  (Teplota počátku martenzitické transformace indukované plastickou deformací) a  $M_s$  a iniciuje lokální fázovou transformaci  $\gamma - \alpha'$ .

Tepelně mechanické zpracování těchto ocelí spočívá v homogenizačním žhání při teplotách 1100 – 1200 °C s následným ochlazením do vody. Poté se aplikuje cca 80 % deformace při teplotě cca 450 °C a ochlazení. Tímto postupem se zvýší teplota  $M_d$  a sníží teplota  $M_s$ . Struktura je buď austenitická (při ochlazení na teplotu okolí) nebo austeniticko-martenzitická (při zmrazení). Následuje mírná plastická deformace (cca 15 %) při teplotě okolí (tedy pod  $M_d$  a nad  $M_s$ ), vedoucí kromě zpevnění austenitu k lokální tvorbě martenzitu. Martenzitické útvary vznikající ve skluzových pásech jsou účinnou překážkou pohybu dislokací a zvyšují pevnostní charakteristiky. Výsledná austeniticko-martenzitická struktura se vyznačuje vysokou pevností při mimořádně velkém homogenním prodloužení (až 75 %).

### **6.2.2 Vliv podmínek TMZ na mechanické vlastnosti**

Smyslem aplikace všech forem TMZ je zvýšení pevnostních charakteristik ocelí při současném zajištění dostatečné tvařitelnosti a odolnosti proti křehkému porušení. Obecně lze TMZ aplikovat téměř u všech typů ocelí ke tváření. Podle typu oceli a požadovaných vlastností je třeba volit příslušný způsob TMZ. Zvolené podmínky TMZ určují finální užité vlastnosti. Jejich ovlivnění podmínkami TMZ úzce souvisí s pochody a strukturními změnami.

Vysokoteplotní tepelně mechanické zpracování je nejpoužívanější formou tepelně mechanického zpracování. Vede především k růstu pevnosti. Oceli takto zpracované dosahují pevnosti až 2500 MPa. Aplikací VTMZ se zvyšuje rázová houževnatost, klesá tranzitní teplota, rostou křehkolomové charakteristiky i odolnost proti únavovému porušení a proti korozi.

Dosažení příznivých užitných vlastností lze spojit především se vznikem jemnozrnné martenzitické struktury se zvýšenou dislokační hustotou. Vyšší teplota a vysoký stupeň deformace usnadňují rekrytalizaci austenitu a efekt VTMZ tak snižují. VTMZ příznivě ovlivňuje i chování při popouštění, tuhý roztok se stabilizuje. Při popouštění po VTMZ dochází k vylučování jemnějších karbidů než při klasickém tepelném zpracování a růstu podílu speciálních karbidů ve srovnání s podílem cementitu. Výrazné zpevnění martenzitu je při popouštění ocelí zpracovaných VTMZ zachováno až do teploty 200 °C. Ještě při teplotě 500 °C je pozorováno vyšší zpevnění než při klasickém tepelném zpracování, i když se s rostoucí teplotou popouštění pevnostní hodnoty přibližují.

Nízkoteplotní tepelně mechanické zpracování vede k výraznějšímu růstu pevností než u VTMZ. Finální pevnost je ovlivněna stupněm deformace. Zatímco při VTMZ se jeví vhodnější nižší stupeň deformace, při NTMZ je vhodný vyšší stupeň deformace. Závislost meze pevnosti na stupni deformace roste a na teplotě klesá, ale tak, že při vyšších stupních deformace je tento pokles pevnosti v závislosti na teplotě výraznější než při nižších stupních deformace.

Po NTMZ dosahují oceli pevnosti až 3000 MPa. Rovněž dochází k růstu rázové houževnatosti, poklesu tranzitní teploty a zvyšování křehkolomových charakteristik. Aplikací NTMZ roste i odolnost proti relaxaci a únavě. Tyto příznivé efekty opět spojujeme se vznikem jemnozrnné martenzitické struktury s vysokou dislokační hustotou a nárůstem podílu jehlicovitého dislokačního martenzitu. Zvýšená pevnost se oproti klasickému tepelnému zpracování zachovává až do teplot 350 – 400 °C. Vzájemné poměry jednotlivých zpevňujících účinků se v závislosti na popouštěcí teplotě mění.

Izoformingem se dosahuje především výrazného růstu houževnatosti, snížení tranzitní teploty a růstu odolnosti proti rázovému zatížení při menším zvýšení pevnostních charakteristik. Izoformingem vzniklá struktura podmiňující finální vlastnosti je stabilní až do teplot cca 350 °C. Dosažené vlastnosti závisí na teplotě izotermické přeměny.

Dynamické deformační stárnutí martenzitu vede ke zvýšení pevnostních charakteristik při mírném poklesu tažnosti a křehkolomových vlastností. Kombinací

NTMZ, případně VTMZ a DDSM se zpevňovací efekty umocňují a růst pevnostních vlastností je zvláště výrazný.

Řízené válcování a ochlazování vede k významnému zvýšení meze kluzu takto zpracovaných ocelí, při dosažení nízkých tranzitních teplot, příznivých křehkolomových vlastností a zvýšení odolnosti proti únavě již ve válcovaném stavu, bez dalšího tepelného zpracování. Tento způsob válcování umožňuje kompenzovat snížení obsahu uhlíku, které je žádoucí z hlediska svařitelnosti, zjemněním zrna a precipitačním zpevněním. Finální vlastnosti u dané oceli jsou ovlivněny především teplotou ohřevu a teplotou doválcování, tj. podmínkami termomechanického válcování a rychlostí ochlazování ve fázi zrychleného ochlazování. Vhodná kombinace těchto parametrů vede ke zvýšení meze kluzu u oceli mikrolegované niobem až o 50 %.

Tepelně mechanické zpracování TRIP ocelí zaručuje dosažení vysoké pevnosti (1400 až 2200 MPA) při vynikajících plastických vlastnostech ( $A = 75 - 22\%$ ), zvýšené odolnosti proti únavovému porušení a odolnosti proti vzniku křehkého lomu. Nevýhodou je poměrně nízká mez kluzu. Vzájemný podíl austenitu a martenzitu ve struktuře a tím pádem i finální pevnost a tažnost lze regulovat velikostí podchlazení pod teplotu  $M_s$  a stupněm finální deformace při teplotě okolí. S klesající teplotou podchlazení a rostoucím stupněm deformace podíl martenzitu se zvyšuje.

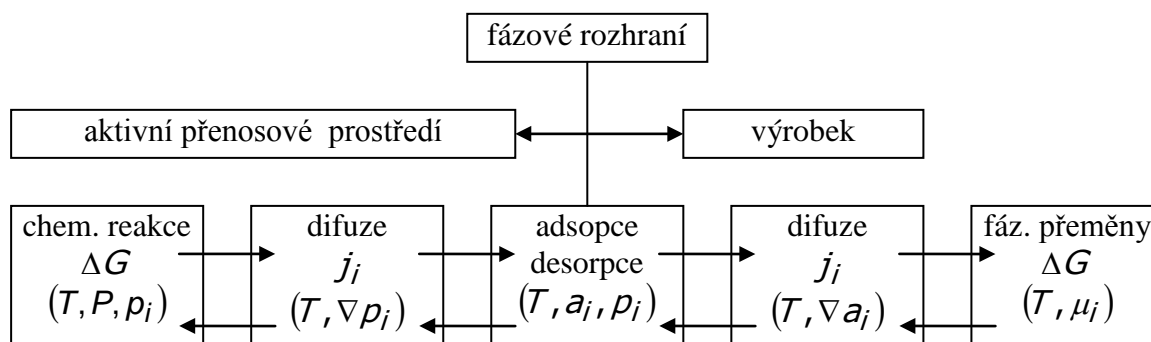
Dvoufázová austeniticko-martenzitická struktura zajišťuje homogenní deformaci bez tvorby krčku. Lokální plastické deformace v provozu navíc indukují lokální transformaci austenitu na martenzit a jí odpovídající zpevnění. Při vzniku trhlinek vlivem provozního zatížení dochází v plasticky deformované oblasti na čele trhlinek ke vzniku martenzitu, který brání dalšímu šíření trhlinek.

TRIP efekt je využíván i u některých nízkolegovaných ocelí legovaných křemíkem, manganem a případně i hliníkem používaných pro automobilové plechy.

### **6.3 Chemicko tepelné zpracování ocelí a litin**

Chemicko tepelné zpracování (CHTZ) je kombinovaný proces přenosu hmoty a tepla, při němž po chemickém zpracování někdy musí následovat tepelné zpracování (např. cementování), ale i v případě, že tomu tak není, tepelné zpracování předchází chemickému zpracování (např. zušlechťování před nitridováním). Při chemickém

zpracování můžeme rozlišit pět etap, které jsou spolu s charakteristikami fyzikálně-chemickými veličinami a základními parametry pro  $i$ -tou termodynamickou složku, obsaženy v následujícím schématu:



K obecným rysům přenosu  $i$ -té složky v tomto procesu patří to, že v aktivním prostředí je tato složka vázána chemicky, kdežto ve výrobku vazbou kovovou. Chemické reakce v první etapě, kterými se vytváří aktivní přenosové prostředí, mohou být prostorově odděleny od ostatních etap, což je z technického hlediska výhodné. Ve druhé a čtvrté etapě se jedna či více složek transportuje ve stejném směru nejprve k fázovému rozhraní prostředí – výrobek a potom od tohoto rozhraní. Mechanismus dějů, které probíhají na fázovém rozhraní ve třetí etapě, je velmi komplikovaný, ale jejich výsledek lze formálně popsat sytícím (odsycujícím) potenciálem aktivního prostředí. Fázové přeměny v páté etapě jsou důsledkem koncentračních změn jako např. vznik sekundárního cementitu při překročení rozpustnosti uhlíku v austenitu během cementování nebo rozklad cementitu při oduhličování.

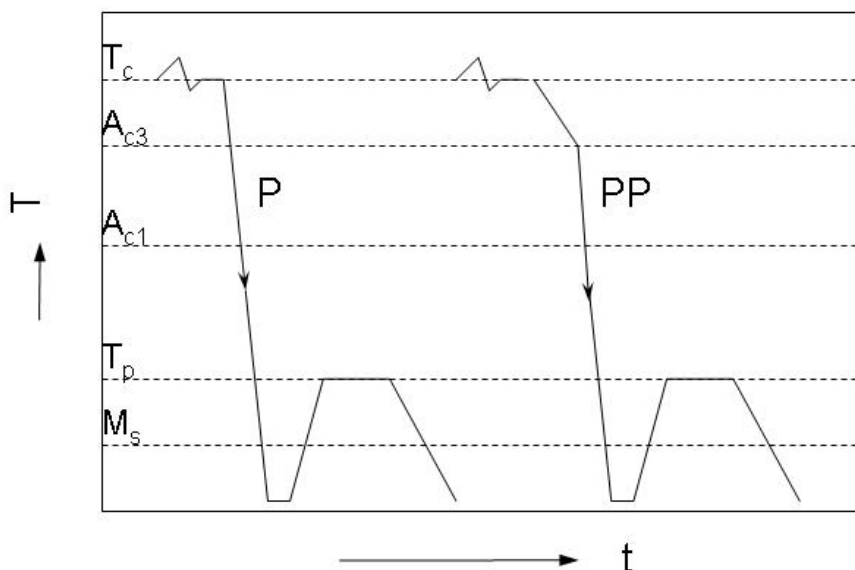
### 6.3.1 Cementování

Podmínky cementování jsou pro danou ocel charakterizovány cementačním prostředím, teplotou a dobou cementování. Druhy cementačních prostředí byly uvedeny v kapitole 5.5.2. Nejrychleji probíhá cementování v lázni, jen o něco pomaleji v plynu, kdežto cementování v zásypu je zdlouhavé.

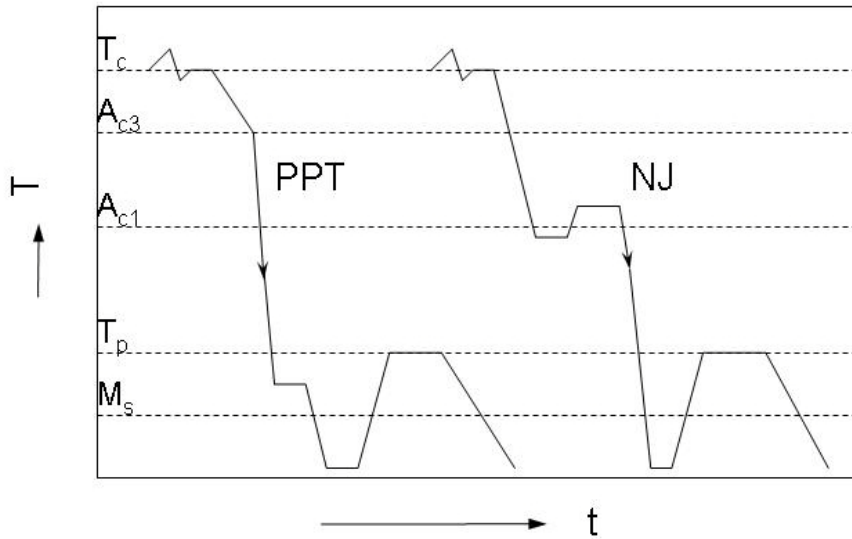
Teploty cementování, které se pohybují v rozmezí 850 až 1050 °C, výjimečně až 1150 °C, závisejí především na druhu oceli, ale i na složení nauhličujícího prostředí a velikosti výrobku. Nižších cementačních teplot se používá u Cr-Ni ocelí, při cementaci v zásypu či u drobných výrobků. Pro cementování uhlíkových ocelí

v plynné atmosféře se nejčastěji používají teploty 900 – 950 °C. Pouze jemnozrnné cementační oceli (Cr-Mn-Ti), odolné proti hrubnutí austenitického zrna, je možno dlouhodobě cementovat při vyšších teplotách 1000 – 1050 °C. Zvyšováním teploty se cementování urychluje zejména v důsledku zvýšení difuzivity uhlíku v austenitu, hloubka nauhličené vrstvy se zvyšuje, ale při daném průtočném množství atmosféry začíná od určité teploty klesat její nauhličující potenciál. Určité snížení nauhličujícího potenciálu při zvětšené hloubce cementační vrstvy je příznivé, neboť se jím zmenšuje koncentrační gradient uhlíku a při tepelném zpracování i vnitřní napětí. Tohoto stavu v cementační vrstvě se však účelně dosahuje řízením nauhličujícího potenciálu, nikoliv zvýšením teploty. Proto mají průběžné pece dvě pásma, kde při stálé teplotě se nejprve v prvním sytícím pásmu použije atmosféra s vyšším nauhličujícím potenciálem (1,2 %C) a potom ve druhém difuzním pásmu je potenciál atmosféry záměrně snížen (0,8 %C).

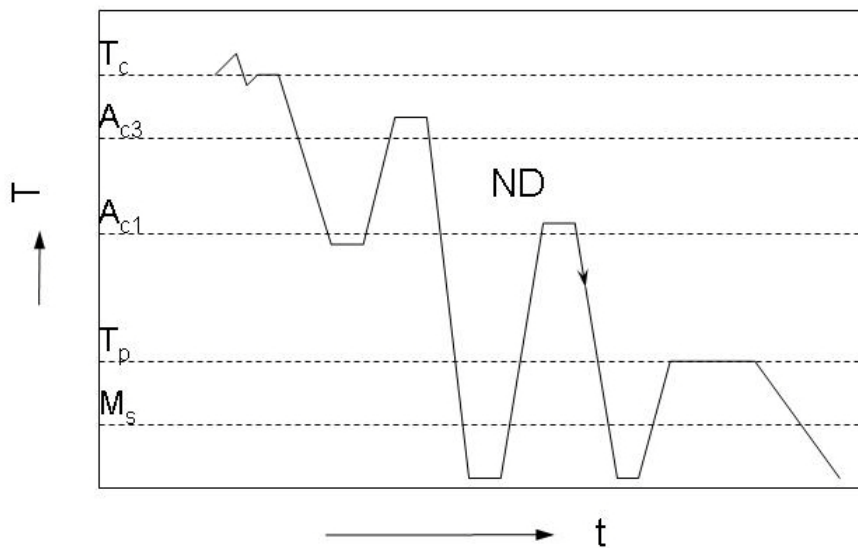
V difuzním stádiu cementování, které činí asi 25 % celkové doby působení atmosféry, dochází jednak k částečnému oduhličení povrchu, jednak k difuzi uhlíku směrem do jádra výrobku. Uvedený technologický postup vede ke zkrácení doby cementování. Doba cementování závisí na požadované hloubce nauhličené vrstvy. Tenké cementační vrstvy (do 0,5 mm) se používají u malých výrobků nebo při namáhání menšími měrnými tlaky. Tlusté cementační vrstvy (nad 1,5 mm) se volí pro velké výrobky a/nebo pro namáhání vyššími měrnými tlaky.



Obr. 118 Termogram tepelného zpracování po cementování oceli,  $T_c$  – teplota cementace,  $T_p$  – teplota popouštění



Obr. 119 Termogram tepelného zpracování po cementování oceli,  $T_c$  – teplota cementace,  $T_p$  – teplota popouštění



Obr. 120 Termogram tepelného zpracování po cementování oceli,  $T_c$  – teplota cementace,  $T_p$  – teplota popouštění



Tab. 27 Vliv obvyklých postupů tepelného zpracování na strukturu a vlastnosti cementačních ocelí

<b>Postup TZ</b>	<b>Změny struktury a mechanických vlastností</b>	<b>Použití</b>
<b>P</b> – přímé kalení z cementační teploty	Zhrublé zrno – malá houževnatost, velký podíl zbytkového austenitu – malá tvrdost cementované vrstvy, značné deformace výrobku	Nejjednodušší a nejlevnější postup
<b>PP</b> – přímé kalení s přichlazením	Zhrublé zrno, sníží se podíl zbytkového austenitu, omezí se deformace výrobku	Rozšířený způsob i pro namáhané výrobky po vysokoteplotním cementování
<b>PPT</b> – přímé termální kalení s přichlazením	Jako PP s tím, že se zvyšuje podíl zbytkového austenitu, ale minimalizují se deformace výrobku	Žádají-li se minimální deformace
<b>NJ</b> – normalizace a jednoduché kalení	Zjemnění zrna při zrychleném ochlazení, malý podíl zbytkového austenitu, ferit v jádře výrobku	Pro velkou povrchovou tvrdost, bez zvláštních požadavků na pevnost jádra výrobku
<b>ND</b> – normalizace a dvojité kalení	Zjemnění zrna, zakalení jádra, malý podíl zbytkového austenitu ve vrstvě, nebezpečí oduhličení a deformace	Pro velkou povrchovou tvrdost při pevném a houževnatém jádře výrobku

**Tepelné zpracování po cementování** má několik obvyklých variant postupů, které jsou znázorněny na Obr. 118 – 120. Jejich vliv na strukturu a vlastnosti cementačních ocelí je shrnut v Tab. 27. V současné době se dává přednost jednoduchým postupům, při kterých se výrobky ochlazují až na teplotu okolí pouze v závěrečných operacích TZ. Po cementování, je nutné výrobky před kalením ochladit na teplotu okolí buď tehdy, když bylo nauhličováno v zásypu (očištění povrchu), nebo je-li potřebné výrobek ještě obrábět. Přímé kalení s přichlazením je moderní, často používaný postup pro jemnozrné cementační oceli (Cr-Mn-Ti) nauhličované v plynu. Podíl zbytkového austenitu po termálním kalení záleží především na teplotě výdrže, která bývá vyšší než teplota  $M_s$  nauhličené vrstvy, ale může ležet i mírně pod touto teplotou. Pokud kalení předchází normalizace, jejímž smyslem je zjemnění zrna oceli, může při pomalém ochlazení povrchové vrstvy vzniknout síťový sekundárního cementitu, která bývá příčinou praskání a odlupování cementační vrstvy. Sekundární cementit se zpravidla rozpouští při první austenitizaci

dvojitého kalení. Výskyt zbytkového austenitu v cementační vrstvě je škodlivý, neboť nejen že snižuje její tvrdost, ale při kontaktním namáhání může též transformovat na martenzit, což se projeví růstem objemu a vznikem reliéfu na broušeném povrchu a jeho poškozením. Ke vzniku vyššího podílu zbytkového austenitu jsou zejména náchylné oceli legované niklem pro zvýšení houževnatosti jádra výrobku. Ke snížení podílu zbytkového austenitu se někdy oceli bezprostředně po zakalení zmrazují na -70 až -80 °C.

Závěrečnou operací tepelného zpracování po cementování oceli je nízkoteplotní popouštění (160 – 220 °C, 1 – 2 hodiny), kterým se snižuje úroveň zbytkových napětí a výrobek se tvarově stabilizuje, tvrdost po popouštění nesmí být nižší než 58 – 60 HRC.

K charakteristikám mechanických vlastností cementovaných, kalených a popouštěných výrobků patří povrchová tvrdost a její průběh v cementační vrstvě, pevnost a houževnatost jádra, zbytková napětí a únavové vlastnosti. Povrchové tvrdosti je úměrná odolnost proti opotřebení a tvrdost 58 – 60 HRC je optimální z hlediska kontaktní únavové pevnosti. Průběh tvrdosti v cementační vrstvě, který je podobný koncentračnímu profilu uhlíku, nemá být příliš strmý. Pevnost a houževnatost jádra výrobku závisí na chemickém složení oceli, jejím tepelném zpracování, prokalitelnosti, tvaru a velikosti výrobku. Pevnost jádra a zbytková napětí v povrchové vrstvě ovlivňují únavovou pevnost výrobku. Vzhledem k tomu, že při kalení začíná martenzitická přeměna v jádře (nižší obsah uhlíku, vyšší teplota  $M_s$ ) a postupně se šíří směrem k cementovanému povrchu, vzniknou při normálním koncentračním profilu uhlíku ve vrstvě příznivá tlaková napětí, jejich maximum však často leží v malé hloubce pod povrchem.

### **6.3.2 Nitridování**

Cílem nitridování výrobků je zvýšení jejich povrchové tvrdosti a tím i odolnosti proti opotřebení, zvýšení únavové pevnosti, odolnosti proti korozi a zvýšení pracovní teploty.

Nitridační prostředí byla popsána v kapitole 5.5.2. Koncentrační profily dusíku a fázové složení, které vzniknou v nitridační vrstvě souvisí s nitridačním potenciálem a přibližně s rovnovážným diagramem Fe-N. Difuze vrstvou nitridů probíhá výrazně pomaleji než difuze ve feritu. Nejvýznamnějším postupem je nitridování v plynu

obsahující čpavek při teplotách 500 – 550 °C. Na teplotě nitridování závisí nejen koncentrační profil dusíku ve vrstvě, ale také její fázové složení a tudíž i výsledná tvrdost. Maximální dosažitelná tloušťka nitridační vrstvy je asi 0,5 mm.

Původně se pro nitridaci používaly pouze speciální nitridační oceli (legované Cr, Al, Mo, V), které byly předem zušlechťené. Dnes se nitridují nejen různé konstrukční a nástrojové oceli, ale i slitiny neželezných kovů, např. slitiny titanu. Klasické nitridování ocelí v plynu má dva nedostatky: dlouhou dobu (desítky hodin) a částečné zkřehnutí (vysokoteplotní popouštěcí křehkost). Proto se používají i další postupy.

Moderní technologií je iontové nitridování, probíhající v ionizovaném plynu, kterým je zpočátku (asi 1 h) vodík, potom (15 – 30 h.) 100 %-ně disociovaný čpavek. K ionizaci plynu dochází ve vakuu při elektrickém napětí (0,5 – 1 kV) mezi nitridační komorou – anodou a vsázkou – katodou. Vysoký potenciálový spád nad povrchem vsázky vede ke značnému urychlení iontů, které dopadají s velkou kinetickou energií na povrch výrobků. Tím dochází k ohřevu povrchu výrobků na požadovanou teplotu (nad 500 °C). Při dopadu iontů se uvolňují atomy železa z povrchu, vážou se s dusíkem v atmosféře na nitridy, které se rozpadají, čímž se uvolňuje atomární dusík, který difunduje do oceli. K technologickým výhodám plazmové nitridace počítáme lepší možnost regulace průběhu a stupně sycení dusíkem, čehož se dosahuje změnou atmosféry (dusík, dusík a vodík, vodík), změnou tlaku plynu a proudových podmínek. Výhodná je též automatická depasivace povrchu na počátku procesu, tzv. odprášení povrchových mikrovrstev.

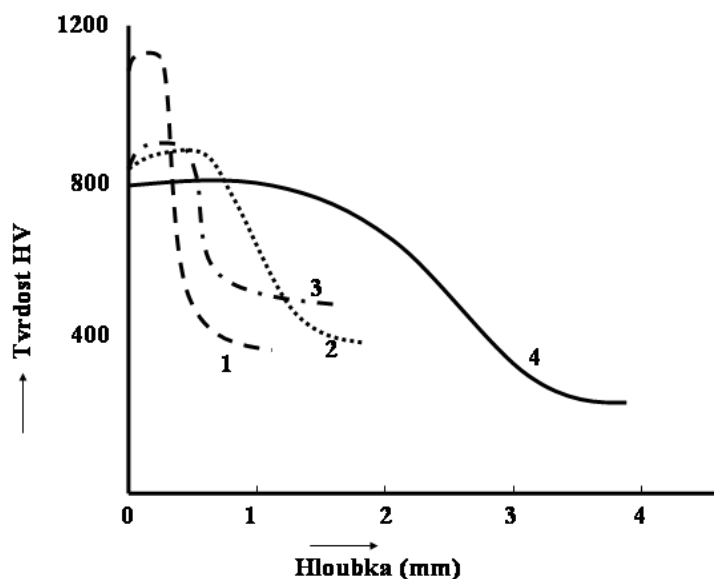
Při nitridování vzniká na povrchu výrobku souvislá vrstva fází  $\varepsilon + \gamma'$ , která je křehká a při kontaktním namáhání (ozubená kola) se brzy odlupuje, což urychluje opotřebení. Ke křehkosti této vrstvy přispívá jednak fáze  $\varepsilon$ - karbonitrid  $(Fe, M)_{2-3}(C, N)$ , jednak hliník přítomný v oceli. Proto se u ozubených kol dává přednost Cr-Mo-V či Cr-V ocelím před oceli s hliníkem. Plazmová nitridace umožňuje omezit podíl fáze  $\varepsilon$  na minimum. Kontaktní únosnost plazmově nitridovaných ozubených kol je asi 4 x vyšší než u zušlechťených.

### 6.3.3 Nitrocementování a karbonitridování

V obou postupech dochází k současnému sycení povrchu uhlíkem a dusíkem. Rozdílné jsou teploty pochodu a tudíž i obsahy uhlíku a dusíku v povrchové vrstvě a tedy i způsoby vytvrzení povrchu.

**Nitrocementování** se provádí nejčastěji při teplotách 820 °C až 840 °C (okolí teploty  $A_3$ ) v atmosféře tvořené směsí uhlovodíků a čpavku. Hloubka vrstvy bývá obvykle 0,3 až 0,4 mm a získá se za 1 až 2 h. V kapalných lázních (solné lázně s přísadou kyanidu) lze použít dob kratších (asi do 1 h) a hloubka vrstvy bývá do 0,2 mm. Pro tento postup se někdy používá názvu kyanování. Oceli k nitrocementování mají obsah uhlíku obvykle v rozmezí 0,25 až 0,40 % a po nitrocementování se kalí a popouštějí (180 °C po 1 až 2 h). Struktura vrstvy po tepelném zpracování je tvořena uhlíko-dusíkovým martenzitem, zbytkovým austenitem a karbonitridy. Tvrdost vrstvy (700 HV až 800 HV) je nižší než po cementaci, doba sycení povrchu je však podstatně kratší (dusík urychluje difuzi uhlíku v důsledku jejich kladné interakce). Menší tvrdost vrstvy je však "kompenzována" vyšší pevností jádra v důsledku vyššího obsahu uhlíku v oceli. Pro stejnou únosnost pak stačí i menší tloušťka nitrocementované vrstvy.

**Karbonitridování** se uskutečňuje nejčastěji v atmosférách tvořených směsí čpavku s přídavkem uhlovodíku při teplotách 600 °C až 630°C (pod  $A_1$ ) po dobu až 4 h. Cílem tohoto postupu je vytvoření souvislé povrchové vrstvy karbonitridu  $\epsilon$  o tloušťce přibližně 0,05 mm s tvrdostí až 1 000 HV, která je odolná vůči zadírání a některým mechanismům opotřebení. Vrstvy karbonitridu  $\epsilon$  se také využívá pro zvýšení odolnosti proti opotřebení a zadírání u řezných nástrojů, lisovadel, nástrojů pro protlačování aj. Karbonitridované součásti se nekalí, deformace součástí jsou tudíž menší než po nitrocementaci.



Obr. 121 Závislost tvrdosti na vzdálenosti od povrchu, 1 - po nitridaci, 2 - po nitrocementaci, 3 - po cementaci, 4 - po povrchovém kalení

Porovnání tvrdosti a hloubky povrchové vrstvy pro základní postupy chemicko-tepelného zpracování a povrchové kalení je uvedeno na Obr. 121. Vrstvy o nejvyšší tvrdosti, která se nemění do teploty asi 600 °C, lze získat nitridováním, popř. karbonitridováním. Tyto vrstvy však mají malou tloušťku, nelze je tudíž zatěžovat velkými tlaky, neboť by se deformovalo jádro a došlo by k prolomení nitridované vrstvy. Nitridování se tedy používá u součástí intenzivně namáhaných na otěr, ale v podmínkách nižších měrných tlaků. Pro vyšší měrné tlaky (např. klikové a vačkové hřídele leteckých motorů) je nutné použít legovaných ocelí s vyšší pevností jádra. Vrstvy cementované a nitro cementované mají menší tvrdost a větší tloušťku. Dobře odolávají opotřebení a při dostatečné pevnosti jádra (oceli legované) snášejí i vyšší měrné tlaky (např. ozubená kola). Povrchově kalené vrstvy mají nejnižší tvrdost, ale největší hloubku, snášejí proto vysoké měrné tlaky.

Modernizaci výše popsaných tradičních metod chemicko-tepelného zpracování umožňují vakuová technika a počítačové řídicí systémy, které vedou ke zkvalitnění technologických procesů. Do této skupiny metod patří např. povrchové legování laserem, iontová implantace a klasické pochody zlepšené plazmovou technologií (plazmová nitridace, plazmová karbonitridace).

### 6.3.4 Sulfonitridování a sulfonizování

Sulfonitridování je sycení povrchu ocelových a litinových výrobků dusíkem a sírou v plynném prostředí, popřípadě ještě uhlíkem a kyslíkem v roztavených solích. Při sulfonitridování v plynu je atmosféra tvořena čpavkem, do něhož se po dosažení pracovní teploty (580 – 610 °C) přimísí 2 % H<sub>2</sub>S. Po 2 – 3 hodinách pronikne dusík do hloubky asi 0,2 mm, síra jen do 20 – 50 μm. Sulfonitridační soli obsahují vedle obvyklých kyanidů a kyanatanů alkalických prvků ještě sloučeniny síry (NaCNS, KCNS, Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, Na<sub>2</sub>S). Nejjednodušší a velmi používaná směs je 95 % NaCN a 5 % Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>, která je vhodná pro teploty 560 – 590 °C po dobu 1 – 4 hodiny. Vzniklá povrchová vrstva je tvořena karbonitridem  $\epsilon$  s disperzními částicemi FeS. Povrchové oblasti s vysokým obsahem FeS mají malou tvrdost, usnadňují a zrychlují zabíhání, ale brzy se opotřebují. Dlouhodobá odolnost proti opotřebení závisí na vlastnostech samotné fáze  $\epsilon$ . Vrstva má zvýšenou odolnost proti opotřebení a zadírání při polosuchém či suchém tření a mírně zlepšenou odolnost proti korozi. Zachovává si dobré kluzné vlastnosti, i když hloubka opotřebení přesáhne hloubku sulfonitridované vrstvy. Mezi slitinami železa mají nejlepší kluzné vlastnosti přirozeně sulfonitridované grafitické litiny.

Sulfonizování se používá pro zvýšení řezivosti nástrojů vyrobených převážně z chromových ocelí, méně často i k usnadnění záběhu ocelových ozubených kol. Kapalné prostředí obsahuje KCNS, NH<sub>4</sub>CNS, Na<sub>2</sub>S<sub>2</sub>O<sub>3</sub> či Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>. Při teplotě 180 – 200 °C se za 1 – 5 hodin vytvoří vrstvy hluboká 5 – 10 μm, která obsahuje, až 35 % S. Tato technologie se používá namísto nízkoteplotního popouštění nebo po něm.

### 6.3.5 Boridování

Sycení povrchu ocelových výrobků bórem se zvyšuje jejich odolnost proti opotřebení – otěruvzdornost až do teplot 800 °C, odolnost proti korozi v kyselinách a loužích, erozi a kavitaci. Nejrozšířenější je boridování v zásypu, jehož hlavní složkou je amorfní bór, nebo B<sub>4</sub>C, při teplotě asi 1000 °C do 6 hodin. Boridování v kapalném prostředí za vysoké teploty (950 °C, 2 – 6 h) je buď elektrolytické (Na<sub>2</sub>B<sub>2</sub>O<sub>7</sub>, výrobek je katodou, grafitová elektroda) nebo v solné lázni (alkalické chloridy B<sub>4</sub>C či ferobór), které je pomalejší. Boridování v plynu (BCl<sub>3</sub> a H<sub>2</sub>) probíhá při teplotě 850 °C, 3 – 6 hodin. Vzduch (kyslík) urychluje kinetiku sycení. Vzhledem k nepatrné rozpustnosti

bóru v austenitu a také ve feritu je povrchová vrstva tvořena boridy ( $\text{Fe}_2\text{B}$  a  $\text{FeB}$ ) o tloušťce až 0,3 mm a tvrdosti 2000  $\text{HV}_m$ .

K CHTZ slitin železa dále řadíme různé technologie difuzního pokovování (sycení), jejichž cílem je ochrana povrchu výrobků proti korozi a zvýšení žáruvzdornosti, ať již jde o korozi v kapalném prostředí či o korozi v plynech vysokoteplotní oxidací. Nejrozšířenějšími druhy těchto difuzních procesů jsou hliníkování, chromování, křemíkování, titanování a jejich kombinace.

## 7 Neželezné kovy

V celkové produkci a spotřebě kovových materiálů tvoří neželezné kovy a jejich slitiny minoritní objem. Nízký podíl spotřeby neželezných kovů a jejich slitin však neznamená druhořadý význam těchto materiálů. Tyto kovové materiály mají řadu specifických vlastností, které je činí nepostradatelnými v mnoha průmyslových odvětvích. Je to například vysoká elektrická vodivost, tepelná roztažnost, kluzné vlastnosti, vysoká odolnost proti korozi či nízká měrná hmotnost.

### 7.1 Cín

Obvyklou modifikací cínu je cín  $\beta$  (hustota  $7,28 \text{ kg}\cdot\text{dm}^{-3}$ ), krystalizující v soustavě čtverečné plošně centrované. Tato modifikace je stálá až po teplotu  $13,2 \text{ }^\circ\text{C}$ . Protože však překryštalizační schopnost cínu  $\beta$  je jen malá, dochází k překryštalizaci až za značného přechlazení. Přechlazení cínu  $\beta$  je zvětšováno některými přísadami, popř. k přeměně vůbec nedochází.

Nejúčinnější je v tomto směru vizmut. Už přísada  $0,1 \%$  Bi stačí k úplnému potlačení přeměny. Rovněž antimon a olovo ji zabrzdí. Poněkud méně účinné jsou zlato, stříbro a nikl. Naproti tomu zinek, hliník, hořčík, kobalt a telur ji podporují. Prakticky to má malý význam, neboť tyto kovy nejsou v obchodních jakostech cínu přítomny.

Modifikace cínu  $\alpha$ , je šedý prášek, který krystalizuje v kubické soustavě s diamantovým uspořádáním, jeho hustota je jen  $5,76 \text{ kg}\cdot\text{dm}^{-3}$ , což svědčí o objemových změnách souvisejících s přeměnou cínu  $\beta$  v cín  $\alpha$ . Modifikace  $\alpha$  je v technické praxi téměř neznámá a nemá praktického významu, vyjímaje ovšem případy, kdy přeměna cínu  $\beta$  ohrožuje cínové výrobky.

Jde o tzv. cínový mor, který za hlubokých mrazů napadal varhanové píšťaly.

### 7.2 Olovo

Olovo patří k nejstarším kovům, se kterými se člověk setkal. Je to měkký, těžký kov modrošedé barvy. Krystalizuje v soustavě kubické plošně centrované. Mechanické vlastnosti olova závisí na jeho čistotě a na podmínkách zkoušky, neboť čisté olovo za normální teploty je nad rekryštalizační teplotou a už při malých zatíženích intenzívně teče.



Protože rekrystalizační teplota olova leží pod normální teplotou, olovo tvářené za studena rekrystalizuje za poměrně krátkou dobu i za normální teploty. Rekrystalizace při normální teplotě zhoršuje možnosti správného určení pevnostních hodnot, při pomalém průběhu zkoušky se olovo zpevňuje jen nepatrně, protože vzápětí rekrystalizuje.

Olovo k dalšímu zpracování se dodává ponejvíce ve tvaru housek s různou čistotou, která závisí na způsobu rafinace olova a na účelu použití. V normě ČSN 42 3701, 42 3702 a 42 3707 jsou uvedeny různé druhy olova. Olovo s největší čistotou 99,99 % až 99,95 % je užíváno na výrobu tzv. tvrdého olova (s přísadou Sb) pro akumulátory, na pláště kabelů, na trubky a plechy pro kyselinovzdorné vyložení v chemickém průmyslu. Méně čistého druhu olova 99,9 % se užívá na výrobu pájek, kompozic, kabelových plášťů apod. Olovo o čistotě 99,5 % je vhodné pro přípravu kalicích lázní, na výrobu vodovodního těsnění, na výrobu kompozic, na výplně střel apod.

### **7.2.1 Měkké pájky**

Měkké pájky jsou slitinami olova a cínu s nízkou teplotou tavení a dobrou schopností spájet některé kovy a slitiny. Měkké pájky jsou vhodné na pájení mědi, slitin mědi, zinku, olova, oceli a některých dalších kovů a slitin. Podmínkou dobré přilnavosti je ovšem kovově čistý povrch spájených kovů.

Binární soustava olovo - cín je poměrně jednoduchá. Za eutektické teploty 183 °C rozpouští se v olovu maximální množství cínu, a to 19 %, za normální teploty se rozpustnost zmenšuje na minimální hodnotu. Jednotlivé technicky důležité slitiny (pájky) pokrývají všechny oblasti rovnovážného diagramu.

Pájky s nízkým obsahem cínu do 30 % se používají na různé klempířské práce. Výplňovým materiálem při povrchových úpravách karoserií bývají pájky s obsahem cínu pod 20 %. Takové pájky jsou hůře tavitelné, a proto se při pájení ohřívají plamenem.

Pájky s vyšším obsahem cínu, až do 90 %, se při pájení ohřívají měděným pájedlem. Nejlépe zatékají a také nejpevnější jsou pájky asi 62 % cínu, tedy pájky odpovídající eutektické slitině. Pájky s vyšším obsahem cínu jsou poměrně drahé, a proto se jich používá jen na jemné práce nebo na pájení namáhaných součástí, jako jsou např. chladiče pro motorová vozidla.

Pro pájení výrobků, které přicházejí do styku s potravinami, užívá se pájek s obsahem 90 % cínu. Přísadou antimonu k pájkám zvyšuje se jejich pevnost a tvrdost. Maximální množství antimonu bývá obvykle 6 % obsahu cínu.

Pájky s nízkým obsahem cínu a pájky používané pro pájení zinku nesmí obsahovat více než 0,25 až 0,5 % Sb, protože pak se jejich vlastnosti značně zhoršují. Na vlastnosti pájky působí velmi nepříznivě zinek, hliník a železo, jejichž obsah nutno snížit na setiny procenta.

### 7.2.2 Kompozice (ložiskové kovy)

Kluzná ložiska jsou obvykle tvořeny nosnou ocelovou nebo litinovou pánví, na které je nalitím a seříznutím nanesena tenká vrstva kompozice tloušťky 0,1 až 0,5 mm. Dosahuje se tak větší únosnosti a životnosti ložiska. Od materiálu kompozice se žádá pevnost v tlaku, tvrdost, odolnost proti opotřebení, únavě, korozi, zadírání, dobré kluzné vlastnosti, tepelná vodivost, malá teplotní roztažnost, dobrá slévatelnost. Optimální je heterogenní materiál se zrny tvrdé fáze, která jsou pod tlakem hřídele vtlačována do měkčí matrice bez nebezpečí praskání. V nezaběhnutém ložisku jsou v dotyku s hřídelem pouze z matrice reliéfně vyčnívající tvrdá zrna, mezi kterými se udržuje tenký mazací olejový film.

*Olověné kompozice* jsou slitiny soustavy Pb – Sb – Sn. Obsah antimonu bývá v rozmezí 6 až 15 %, cínu 6 až 16 %, mědi do 2 % popřípadě niklu nebo arzenu do 1 % zlepšují strukturu slitiny, a tedy i její vlastnosti. Měď tvoří s cínem intermetalid  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ , vylučuje se z taveniny jako primární fáze tvořící kostru, která přispívá k tvrdosti kompozice a zabraňuje gravitačnímu odměšování hmotných krystalů fáze  $\beta$ . Jako poslední tuhne matrice tvořená eutektickou směsí fází  $\alpha + \beta$ .

*Cínové kompozice* jsou slitiny soustavy Sn-Sb obsahující 5 až 11 % Sb. Přísada mědi je 3 až 6 % a vytváří jehlicovou kostru intermetalidu  $\text{Cu}_6\text{Sn}_5$ , ve které jsou rovnoměrně zadržovány krystaly tvrdé fáze SnSb. Cínové kompozice jsou drahé slitiny a jsou proto určeny jen pro velmi náročné podmínky funkce. S přísadou niklu jsou vhodné pro ložiska rychloběžných motorů.

## 7.3 Zinek

Velmi nepříznivou vlastností zinku je jeho tečení za normální teploty. Tvářený a vyžíhaný zinek teče velmi zvolna, již při zatížení asi 20 MPa. Rychlost tečení za

vyšších teplot se značně zvětšuje, naopak je tím menší, čím má zinek hrubší krystalickou stavbu.

Litý zinek není za studena tvárný; jeho tvárnost se však značně zlepšuje již při teplotě asi 100 °C, kdy kluz probíhá ve více kluzných rovinách. Počáteční tváření z litého stavu je proto třeba provádět nad touto teplotou v rozmezí asi 100 °C až 150 °C. Další tváření je možné již za studena.

Charakteristickou vlastností zinku je jeho dobrá slévateľnost, odlitků z čistého zinku, které mají velmi dobrý povrch, se však používá jen málo pro špatné mechanické vlastnosti.

Některé organické látky, jako benzín, olej, alkohol, zinek nerozrušují. Rozrušuje jej destilovaná voda a velmi nepříznivě na něj působí vodní pára, kyseliny a zásady, avšak slabým zásaditým roztokům mýdla a vody zinek odolává. Poměrně velmi snadno se zinek rozrušuje elektrochemickou korozí za vlhka ve styku s jinými kovy.

Použití zinku jako technického kovu je značné. Nejvíce zinku se spotřebuje na pozinkování kovů, především oceli a na výrobu slitin. Ze slitin jsou to v první řadě slitiny pro lití pod tlakem. Základem těchto slitin jsou slitiny zinku s maximálně 3,8 – 4 % Al (tj. v blízkosti eutektika soustavy Zn – Al). Obsah hliníku je omezen od počátku na max. 4 %, neboť se zvyšuje křehkost. Dále se pak zinek používá k výrobě mosazí a zbývající část zinku se spotřebovává jednak ve stavu tvářeném jako plechy, pásy a dráty (slitiny Zn – Al – Cu, Zn – Cu – Ti), jednak jako zinkový prach a zinkové sloučeniny (zinková běloba).

## **7.4 Hliník a slitiny hliníku**

Slitiny hliníku patří vedle ocelí k nejpoužívanějším konstrukčním materiálům. Surovinou pro výrobu hliníku je minerál bauxit, v čistém stavu oxid hlinitý. Z taveniny tohoto oxidu ve směsi s kryolitem se elektrolyticky získává kovový hliník. K přednostem hliníkových slitin lze počítat zejména nízkou měrnou hmotnost (2 470 až 2 890 kg•m<sup>-3</sup>) a poměrně dobrou pevnost ( $R_m = 90$  až 600 MPa), což znamená, že měrné pevnostní charakteristiky ( $R_m \cdot \rho^{-1}$ ) některých slitin hliníku jsou srovnatelné s obdobnými charakteristikami ocelí.

Hliník technické čistoty se zpracovává na plechy, tyče a dráty, zejména se pak používá jako elektrovedný materiál.

### 7.4.1 Hliník technické čistoty

Asi 60 % hliníku technické čistoty se zpracovává na plechy. Ostatními hutními výrobky jsou tyče a dráty. Pevnost hliníku v tahu je velmi nízká, ve stavu měkkém bývá jeho pevnost kolem 70 MPa, ve stavu tvrdém (po tváření za studena) pak kolem 130 MPa. Je využíván především jako elektrovodný materiál (Al 99,5 ČSN 42 4004) a materiál pro elektrické kondenzátory. V chemickém a potravinářském průmyslu se uplatňuje pro dobrou tepelnou vodivost a odolnost proti korozi v kyselém prostředí. Používá se na obaly, plátování plechů ze slitin hliníku obsahující měď, plátování plechů ocelových nebo jako alitovaná povrchová vrstva na výrobcích z ocelí a slitin niklu proti korozi a okoujení.

### 7.4.2 Označování hliníku a slitin hliníku

Obdobně jako u slitin železa je značení hliníku a jeho slitin normalizováno. Hliník a jeho slitiny je možné označovat pomocí číselného značení (ČSN EN 573-1) či označovat chemickými značkami (ČSN EN 573-2).

Číselné označování je tvořeno postupně:

- předponou EN následovanou mezerou,
- písmenem A určujícím hliník,
- písmenem W určujícím tvářené výrobky,
- spojovníkem,
- mezinárodním označením obsahujícím čtyři číslice určujícím chemické složení, a pokud je to požadováno, písmenem identifikujícím národní změnu. Toto označení je přiděleno společností cestou mezinárodního registračního postupu.

Příklad: EN AW-5052, EN AW-5154A

Označování čtyřmi číslicemi se řídí podle hlavních slitinových prvků, tak jak je uvedeno v Tab. 28.

**Tab. 28 Označování slitin hliníku čtyřmi číslicemi**

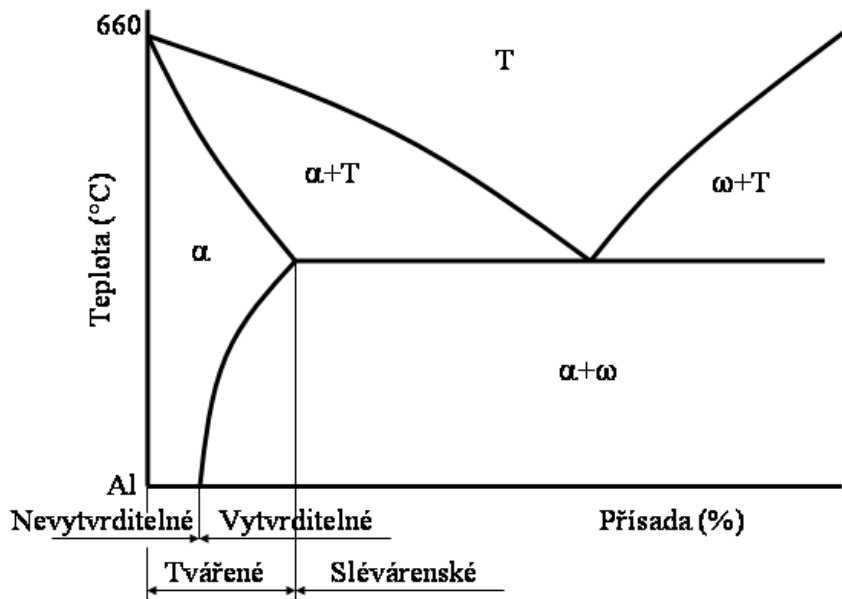
Hliník 99,00 % a více	1xxx (řada 1000)
<i>měď</i>	2xxx (řada 2000)
<i>mangan</i>	3xxx (řada 3000)
<i>křemík</i>	4xxx (řada 4000)
<i>hořčík</i>	5xxx (řada 5000)
<i>hořčík a křemík</i>	6xxx (řada 6000)
<i>zinek</i>	7xxx (řada 7000)
<i>jiné prvky</i>	8xxx (řada 8000)
neobsazená řada	9xxx (řada 9000)

Označování hliníku a slitin hliníku podle chemického složení se skládá z chemických značek, za kterými obvykle následují čísla udávající čistotu hliníku nebo jmenovitý obsah příslušného prvku. Používají se chemické značky podle mezinárodního názvosloví. Všechna označení následující za čtyřmi číslicemi se podle těchto pravidel označování běžně uvádějí ve hranatých závorkách. Jestliže se výjimečně použije označení pouze chemickými značkami, potom toto označení musí mít předponu EN s mezerou, za kterou následuje písmeno A určující hliník a písmeno W udávající tvářené výrobky (včetně ingotů pro tváření). Písmeno W se od následujícího označení odděluje čárkou.

Příklad: běžné – EN AW-5052 nebo EN AW-5052 [AlMg<sub>2,5</sub>], výjimečně – EN AW-AlMg<sub>2,5</sub>.

### 7.4.3 Slitiny hliníku

Slitiny hliníku mají na rozdíl od čistého hliníku podstatně lepší mechanické vlastnosti. Proto ve stále větší míře se uplatňuje v konstrukci vedle klasických materiálů dosavadních včetně ocelí (např. stavba mostů, jeřábů, dopravních prostředků apod.). Výrazně se tato dominující převaha hliníku a jeho slitin projevuje v letecké výrobě a v ostatní výrobě dopravních prostředků.



Obr. 122 Schéma obecného rovnovážného diagramu binárních slitin hliníku

Obvykle se slitiny hliníku dělí do dvou základních skupin, a to na *slitiny pro tvářeni* a na *slitiny pro odlévání*. Společné pro obě skupiny je, že se v obou skupinách objevují stejné přísadové prvky a že některých slitin, které stojí na hranicích mezi oběma skupinami, možno použít jak pro tvářeni, tak i pro odlévání. Teprve slitiny, které se svým složením výrazně odlišují v obou základních skupinách, můžeme pokládat za typické. Slitiny pro tvářeni bývají obvykle slitiny, které jsou aspoň za vyšších teplot tvořeny homogenním tuhým roztokem, za nižších teplot se následkem změny rozpustnosti objevuje v jejich struktuře další fáze, většinou sloučeniny vzniklé segregací.

Slitiny pro odlévání bývají většinou slitiny s větším obsahem přísad, jsou heterogenní a v jejich struktuře se objevuje eutektikum. Takové slitiny jsou méně tvárné a se stoupajícím množstvím eutektika postupně svoji tvárnost, zvláště při vyšších teplotách, ztrácejí. Takové slitiny mají však výborné slévárenské vlastnosti, jsou dobře zabíhavé, jejich zabíhavost se zvětšuje se zvětšujícím se objemem eutektika. Vedle slitin eutektických mívají většinou slévárenské slitiny jen 15 až 20 obj. % eutektika.

Hliník se dobře slévá s četnými kovy a tvoří mnoho významných slitin, lišících se výrazně vlastnostmi. Slitiny hliníku, používané v technické praxi, jsou téměř vždy slitiny komplexní, je však možné je odvodit z několika základních binárních nebo ternárních slitin.

Základní binární slitiny jsou soustavy Al – Cu, Al – Mg, Al – Mn, Al – Si, Al – Zn. V těchto soustavách tvoří hliník s příslušnými komponentami substituční tuhý roztok  $\alpha$ , který je při dobré tvárnosti a houževnatosti pevnější a tvrdší než čistý hliník. Rozsah rozpustnosti je u různých soustav rozdílný a ve všech případech se s klesající teplotou zmenšuje. Rovnovážné diagramy jsou vesměs na straně hliníku jednoduchého eutektického typu. Při větší koncentraci přísady jsou však komplikovány intermediálními fázemi (Cu, Mg, Mn), nebo jsou to jednoduché diagramy s omezenou vzájemnou rozpustností obou komponent v tuhém stavu (Si).

Za výchozí ternární slitiny hliníku lze považovat soustavy Al – Cu – Mg, Al – Cu – Si, Al – Cu – Ni, Al – Cu – Zn, Al – Mg – Si, Al – Mg – Mn, Al – Zn – Mg a další. Komplexní slitiny jsou většinou odvozeny ze základních binárních a ternárních slitin hliníku. V základní hmotě tvárného a houževnatého tuhého roztoku jsou uloženy další fáze, které u většiny soustav jsou tvořeny tuhými a křehkými chemickými sloučeninami hliníku s přísadovými prvky a často vzájemnými sloučeninami přísadových prvků. Proto se struktury jednotlivých slitin vzájemně od sebe liší a jsou strukturně různě komplikované. Další komplikací jsou různé nerovnovážné fáze, tvořící se při vytvrzování v průběhu stárnutí, které však při metalografickém rozboru nejsou obvykle zjištělné.

Slitiny Al – Cu – Mg představují nejvíce používané materiály s vysokou pevností. Jsou to zejména **duraly** AlCu4Mg, AlCu4Mg1 a AlCu4Mg1Mn, které dosahují značné pevnosti po vytvrzení ( $R_m$  až 530 MPa). Dural AlCu2Mg se zvýšenou tvárností v důsledku menšího obsahu mědi je určen pro nýty.

Slitiny Al – Si – X (Mg, Cu, Mn, Ti, Zn, Ni) nazýváme **siluminy**. Binární siluminy Al – Si se dělí na podeutektické (pod 11,7 % Si), eutektické (kolem 11,7 % Si) a nadeutektické (11,7 až 24 % Si). Nejlepší slévárenské vlastnosti mají eutektické siluminy. Speciální siluminy obsahují vedle hliníku a křemíku ještě navíc jiné prvky (Mg, Cu, atd.), které se přidávají pro zlepšení mechanických vlastností binárních siluminů.

**Způsoby tepelného zpracování můžeme rozdělit do těchto základních skupin:**

1. žihání
2. vytvrzování

Účelem žíhání je dosáhnout stavu, který se co nejvíce blíží rovnovážnému stavu soustavy. Výše teploty je různá a řídí se druhem a stavem slitiny před žíháním a samozřejmě požadavky na konečné vlastnosti slitiny. Křivka změny rozpustnosti v rovnovážném diagramu hliníkových slitin není tedy jednoznačným měřítkem pro stanovení teploty žíhání, jako je tomu např. u slitin železa s křivkami fázové přeměny.

Celkový rozsah teplot, které přicházejí v úvahu u slitin hliníku pro žíhání, je podstatně menší než u slitin železa. Proto je také třeba provádět žíhání v pecích s přesnou regulací teplot, s výchyly ve velmi úzkých mezích. V těch případech, kdy žíháním ovlivňujeme takové vlastnosti, které záleží na strukturním stavu slitiny, jako je např. elektrická vodivost, jsou předepsány výchyly teplot v rozmezí  $\pm 3$  °C. Podobná přesnost je nutná i tehdy, chceme-li dosáhnout žíháním určitých, předem stanovených mechanických hodnot. Jednotlivé způsoby žíhání členíme obvykle do těchto skupin:

- a) žíhání na odstranění vnitřního pnutí,
- b) žíhání na zotavení,
- c) žíhání stabilizační,
- d) žíhání rekrytalizační,
- e) žíhání na rovnovážný stav,
- f) žíhání homogenizační.

### ***Žíhání rekrytalizační***

Rekrytalizační žíhání je způsob tepelného zpracování kovů a slitin, které jsou ve stavu tvářeném za studena. Rekrytalizačním žíháním snižuje se pevnost a tvrdost na nejnižší hodnotu při současně se zvyšující tažnosti a houževnatosti a je dosaženo stavu, který se blíží rovnovážnému stavu slitiny.

Protože mechanické vlastnosti záleží do určité míry na výsledné velikosti zrna, je snahou získat rekrytalizačním žíháním co nejmenší zrno. Toho lze dosáhnout, jsou-li zachována určitá pravidla. Je to především požadavek tvářet slitiny mimo rozsah kritických deformací (5 až 15 %), dále požadavek rychlého ohřevu na rekrytalizační teplotu a zkrácení prodlevy na teplotě na nejkratší možnou dobu.



Slitiny, které nevytvrzují, mohou být ochlazovány po skončené rekrytalizaci na vzduchu. Slitiny, které vytvrzují, nedosáhnou po ochlazení na vzduchu plně rovnovážného stavu, protože obvykle se přesytí tuhý roztok, což vede po určité době ke stárnutí a následkem toho ke změnám vlastností. Zabránit tomu lze volným ochlazením slitiny v peci.

Nevytvrzená, za studena tvářená slitina je rekrytalizačně žíhána po krátkou dobu na vyšší teplotě, než je obvyklá rekrytalizační teplota dané slitiny. Za předpokladu, že zvolená teplota rekrytalizačního žíhání leží nad čarou změny rozpustnosti, mělo by dojít během prodlevy na této teplotě k rozpuštění segregovaných fází, čímž by se původně heterogenní slitina stala homogenní. Ve skutečnosti je rychlost rekrytalizace větší než rychlost difuzních přeměn, které vedou ke vzniku homogenního tuhého roztoku.

### ***Žíhání homogenizační***

Slitiny, které pro svou chemickou heterogenitu, např. po primární krystalizaci, jsou v nerovnovážném stavu, je možno homogenizovat žíháním nad teplotou změny rozpustnosti, tedy v oblasti tuhého roztoku.

Délka doby žíhání záleží především na druhu slitiny a jejím stavu. Slitiny s velkou koncentrací přísad vyžadují delší prodlevu na teplotě a naopak. Slitiny tvářené a jemnozrnné jsou obvykle převedeny do homogenního stavu za mnohem kratší dobu než slitiny slévárenské, které mají většinou hrubozrnnou strukturu po odlití. Kdežto u tvářených slitin se dosáhne homogenního stavu za 20 až 60 min, je nutno žíhat slévárenské slitiny 3 až 16 h. Homogenizací se vyrovná chemická heterogenita slitiny, která zvláště u odlitků bývá značná. Obvykle při žíhání hrubne zrno, čímž se zhorší některé mechanické vlastnosti. Je proto žádoucí, aby se délka doby žíhání zbytečně neprodložovala. Homogenizační žíhání je zakončeno různě. Volně ochlazované slitiny jsou v rovnovážném stavu bez vnitřního pnutí. V některých případech je možné ochlazovat po homogenizaci rychleji, aby naopak k rovnovážnému stavu nedošlo a byl zachován homogenní tuhý roztok, který v tomto případě je přesycen. Takto se zpracovává např. hliník Al 99,5. Nečistoty, které hliník v malé míře provázejí, zůstávají v tuhém roztoku, čímž se zlepší vzhled a zvýší se odolnost proti korozi.

## Vytvrzování

Vytvrzováním se dají do značné míry měnit mechanické a fyzikální vlastnosti tavenin, které mají v rovnovážném diagramu dostatečně výraznou změnu rozpustnosti. Změna rozpustnosti je tedy základním předpokladem pro vznik přesyceného tuhého roztoku, jehož další přeměna vede ke změně vlastností, která u slitin hliníku, hořčíku, některých slitin mědi a slitin železa má prvořadý technický význam.

Vytvrzování se skládá z několika technologických úkonů, které na sebe navazují a vzájemně souvisí do té míry, že jejich dílčí provedení ovlivňuje často rozhodujícím způsobem konečný výsledek.

Jednotlivé úkony následují po sobě takto:

- rozpouštěcí žíhání,
- ochlazení ve vodě,
- stárnutí.

**Rozpouštěcí žíhání** je prováděno jako přípravná operace před následujícím ochlazením. Při rozpouštěcím žíhání v oblasti homogenního tuhého roztoku (podle rovnovážného diagramu) se dokonale rozpouštějí ty fáze, které jsou za dané teploty v tuhém roztoku rozpustné. Slitina, která v rovnovážném stavu za normální teploty byla heterogenní, stává se během rozpouštěcího žíhání homogenní. Zásadním požadavkem tedy je, aby teplota pece nebo lázně byla přesně dodržena v rozmezí  $\pm 5$  °C. Výchylka směrem k vyšším teplotám znamená úplné znehodnocení slitiny (počíná tavení na hranicích zrn, zrno prudce hrubne). Natavování slitiny počíná obvykle v těch oblastech, které následkem nerovnovázně probíhající krystalizace jsou obohaceny druhou složkou. Proto leží horní hranice teplot pro rozpouštěcí ohřev asi 10 °C pod teplotou solidu dané slitiny. Výchylka směrem k nižším teplotám způsobuje, že rozpouštění segregátů není dokonalé a očekávané zlepšení mechanických vlastností se nedostaví.

Délka doby, po kterou je slitina udržována na teplotě, záleží na různých okolnostech, a to především na tloušťce zpracovávaných kusů a druhu a velikosti fází, které nutno v tuhém roztoku rozpustit. Jemně vyloučené fáze ve tvářených slitinách se rozpouštějí podstatně rychleji než tytéž fáze vyloučené v hrubých útvarech v odlitcích.

U slitin, které byly před rozpouštěcím žíháním tvářeny za studena, probíhá při rozpouštěcím žíhání rekrystalizace.

**Ochlazení slitiny**, které následuje po skončeném rozpouštěcím žíhání, provádí se u slitin hliníku obvykle do vody 20 °C teplé. Tvarově komplikované výrobky, u nichž mohou vznikat deformace vlivem tepelných pnutí po rychlém ochlazení, zamáčí se do horké vody (40 až 50 °C teplé v některých případech až 80 °C) u dílů s dutinami, nebo se ochlazují ve vodní mlze. Rychlost ochlazování záleží samozřejmě na složení a druhu slitiny. Na vzduchu se ochlazují slitiny s vysokou stabilitou přesyceného tuhého roztoku.

Účelem ochlazování na vzduchu nebo do vody je získat přesycený tuhý roztok za normální teploty, tedy zabránit segregaci fází, které tuhý roztok přesycují. Je-li slitina ochlazována menší rychlostí nebo není-li slitina po vyjmutí z pece ochlazena, ihned může dojít částečně k segregaci na hranicích zrn. Segregované fáze vyvolávají chemickou heterogenitu a slitina má menší odolnost proti korozi, nižší pevnost i tažnost.

Rychle ochlazená slitina je ve stavu nerovnovážném a je tvořena přesyceným tuhým roztokem. Na rozdíl od heterogenního stavu vyznačuje se homogenní stav za normální teploty nižšími pevnostními vlastnostmi, vyšší tažností a vyšší houževnatostí.

**Stárnutí.** Přesycený tuhý roztok se rozpadá již za normální teploty složitým procesem. V místech koncentračních rozdílů probíhá nukleace nové fáze, která je bohatší na přísadu než základní tuhý roztok. Za zvýšené teploty, tyto koherentní precipitáty dále rozrůstají a jejich počet se zmenšuje. Při dalším vzestupu teploty vznikají částečně koherentní a nekoherentní precipitáty.

Částečně koherentní precipitáty jsou tvořeny přechodovou fází. Rovnovážná fáze, jako konečný produkt rozpadu přesyceného tuhého roztoku, která se předchozím rozpouštěcím ohřevem v tuhém roztoku rozpustila, tvoří nekoherentní precipitáty, popř. segregáty.

Rozpad přesyceného tuhého roztoku označujeme souborně jako stárnutí, při čemž výrazným dílčím pochodem je precipitace, která následuje po předprecipitačních jevech. Stárnutí probíhá u některých slitin již při normální teplotě a je označováno jako *přirozené*, na rozdíl od stárnutí při zvýšené teplotě, které označujeme jako *umělé*. Je

samozejmé, že při umělém stárnutí probíhá precipitace podstatně rychleji než při stárnutí přirozeném.

## **7.5 Hořčík a jeho slitiny**

Mechanické vlastnosti hořčíku nejsou zvláště dobré. Hořčík je málo pevný a málo tvárný; malá tvárnost je vyvolána jeho krystalickou stavbou. Na rozdíl od převážné většiny kovů krystalizujících v soustavě kubické s celou řadou kluzných rovin, má soustava hexagonální pouze jednu kluznou rovinu, což se projevuje malým prodloužením a značnou anizotropií v různých směrech po tváření. Mezi pevností hořčíku ve stavu litém a tvářeném je podstatný rozdíl. K nepříznivým vlastnostem hořčíku patří i jeho malá vrubová houževnatost.

Tvárným se stává hořčík až za zvýšených teplot (přibližně od 225 °C), a proto až na malé výjimky tváří se hořčík i jeho slitiny jen za tepla. Největší plastičnosti dosahuje hořčík při teplotě 350 °C až 450 °C, což je také přibližně teplota, při níž jsou hořčík a jeho slitiny obvykle tvářeny.

Nepříznivou vlastností hořčíku je jeho snadná zápalnost na vzduchu, zvláště je-li ve tvaru třísek, pilin a prášku. Dosáhne-li obsah prachu ve vzduchu kritické koncentrace, může dojít k explozi. Pokud je tloušťka hořčíku větší než 2 mm, vznítí se až při teplotě tavení.

Použitelnost čistého hořčíku z hlediska technologických aplikací je velmi omezená. Vhodným legováním hořčíku však získáváme důležité konstrukční materiály. Legující přísady výrazně zvyšují pevnost, houževnatost, odolnost proti korozi a slévatelnost hořčíku. Pevnost slitin se pohybuje v rozmezí 200 - 360 MPa. Podobně jako hořčík mají i jeho slitiny velmi nízkou hustotu. Řadíme-li např. slitiny hliníku ke slitinám lehkým (jejich hustota je 2,7 až 2,9 kg·dm<sup>-3</sup>), lze řadit slitiny hořčíku mezi slitiny zvláště lehké (jejich hustota kolísá kolem hodnoty 1,8 kg·dm<sup>-3</sup>). Výhodný je poměr mezi pevností a hustotou, který je velmi nízký, nižší než u slitin hliníku a oceli. Slitiny hořčíku mají velký útlum, což je jejich předností.

Hliník zvyšuje pevnost a tvrdost hořčíku. Do obsahu 6 % hliníku jsou slitiny tvárné za studena, při vyšším obsahu hliníku jen za tepla. Slitiny se 7 až 10 % lze precipitačně vytvrzovat. Hliník působí příznivě na slévatelnost slitin především tím, že zmenšuje jejich smrštitivost.

Zinek působí na vlastnosti hořčíku přibližně stejně jako hliník. Pokud je zinek přidáván do 2 %, zlepšuje tvárnost slitin. Mangan se uplatňuje v četných slitinách hořčíku jako přísada zlepšující výrazně odolnost proti korozi. Obvykle jeho obsah nepřekročuje 0,5 %, jen v binárních slitinách, vhodných pro svařování, dosahuje 2 %.

Podle způsobu zpracování je možno rozdělit slitiny hořčíku do dvou základních skupin, a to na:

### ***Slévárenské slitiny hořčíku***

Základem těchto slitin je však několik typických slitin, z nichž ostatní byly odvozeny. Především jsou to binární slitiny Mg – Mn a méně užívané slitiny Mg – Si, více se rozšířily slitiny ternární Mg – Al – Zn. Hořlavost hořčíkových slitin v roztaveném stavu přináší s sebou některé zvláštní slévárenské problémy. Tavenina v kelímku musí být trvale kryta vhodnou struskou, popř. musí být chráněna ochrannou atmosférou, vznikající hořením sirného květu, který se na taveninu sype i při lití. Podobnou ochrannou atmosféru nutno vytvořit také při tuhnutí odlitků ve formě.

### ***Slitiny hořčíku pro tváření***

Tvářené slitiny hořčíku jsou vyráběny válcováním jako tyčový materiál, vývalky, plechy, výkovky. Mezi slévárenskými slitinami a tvářenými není velký rozdíl ve složení ani v typech vyráběných slitin.

## **7.6 Měď a její slitiny**

Měď není korozně napadána v celé řadě roztoků, které nepůsobí oxidačně. V roztocích, které obsahují kyslík, dochází ke korozi mědi kyslíkovou depolarizací. Je proto obtížné určit jednoznačně odolnost mědi v kyselém prostředí. Za přítomnosti volného kyslíku odolává měď jen slabým roztokům kyselin, jako je kyselina fluorovodíková, solná, sírová, fosforečná a octová. Za nepřítomnosti vzduchu odolává měď i silným roztokům těchto kyselin.

V kyselině dusičné se však velmi snadno rozpouští, nepříznivě na ni působí oxidační látky, jako persírany, kyselina chromová apod. Také roztoky rtuťových solí měď napadají. Z plynů působí na měď např. volný chlor. Z alkálií, které měď většinou nerozpouštějí, působí na měď intenzívně čpavek. Nepříznivě na měď působí také síra a sirné sloučeniny, které ji poměrně snadno korodují. Proto, použije-li se měď na vodiče kryté ochranným gumovým obalem, je nutno měděné dráty cínovat (do gummy

se přidává jako plnidlo také síra). Velmi důležité je, že při působení koroze neklesá mez únavy mědi, na rozdíl od většiny ostatních kovů.

V technické praxi se používá několik druhů mědi, které se liší především způsobem rafinace. Rozlišujeme hlavně měď hutnicky rafinovanou (pyrometalurgicky) a elektrolyticky rafinovanou (po mokré cestě). Podle normy ČSN 42 3001 až 42 3009 se dělí měď podle čistoty a použití na měď elektrovodnou E Cu 99,9 %, měď vhodnou pro svařování 99,85 % a 99,75 %. Další druhy mědi mají čistotu nižší 99,5 % popř. 99,2 % (měď arsenová). Měď hutnicky rafinovaná je vyrobena buď ze šrotového materiálu, nebo je vyrobena z rud. Ve srovnání s předešlou mědí E Cu 99,9 % je méně čistá. Vedle těchto normovaných druhů lze v současné době získat pro zvláštní účely měď o čistotě až 99,999 %.

### 7.6.1 System označování mědi a slitin mědi

Značka mědi a slitin mědi se skládá ze šesti znaků, kdy na prvním místě je písmeno „C“ označující měď a slitiny mědi. Na druhém místě je uvedeno písmeno, jehož význam je následující:

- B – materiály ve formě ingotů pro přetavení k výrobě litých výrobků,
- C – materiály ve formě litých výrobků,
- M – předslitiny,
- R – rafinovaná měď netvářená,
- S – přídatné materiály pro pájení a svařování,
- W – materiály ve formě tvářených výrobků,
- X – nenormalizované materiály.

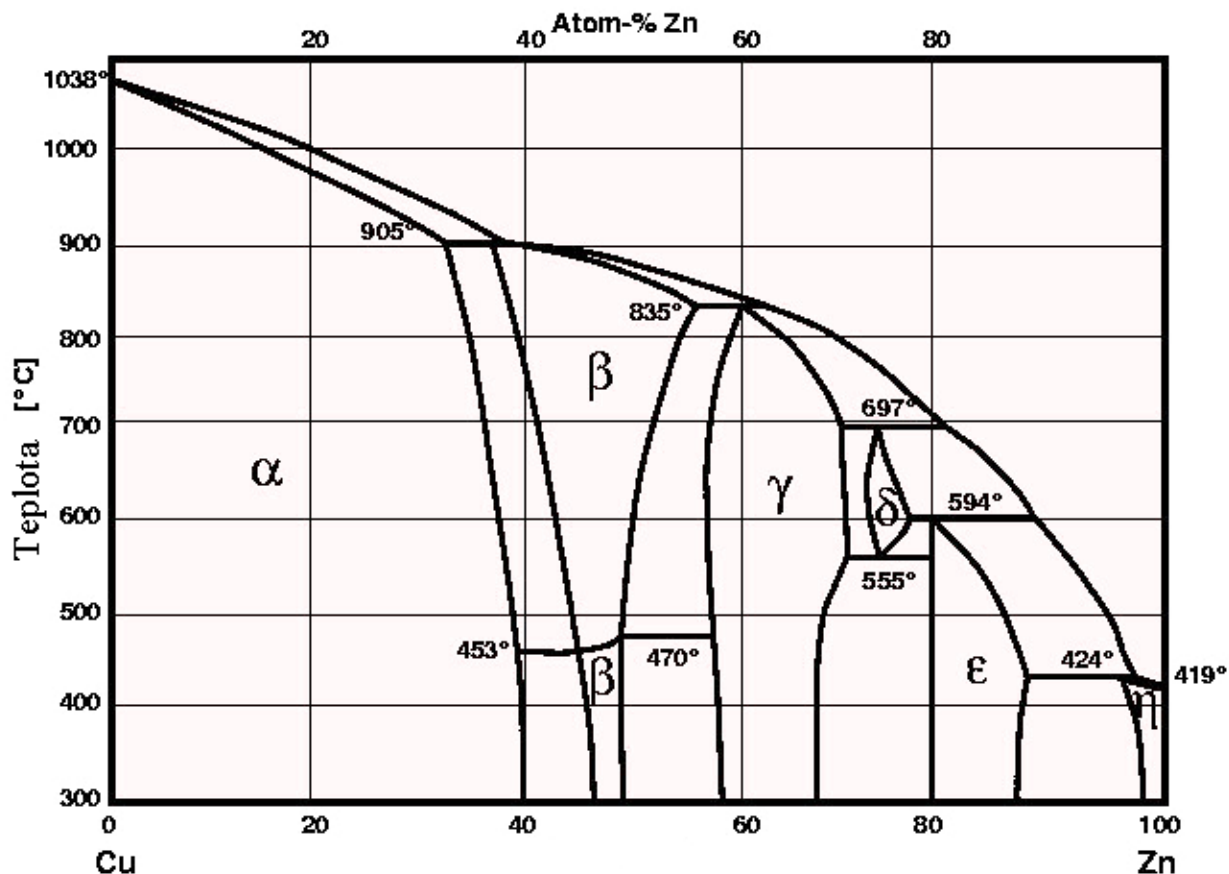
Třetí až páté místo tvoří číslo v rozsahu 000 až 999, tak jak je uvedeno v Tab. 29. Tyto jednotlivé znaky nemají zvláštní význam, normalizované druhy mědi jsou 001 až 799 a nenormalizované druhy mědi jsou 800 až 999. Znakem pro šesté místo je písmeno označující jednu ze skupin materiálu uvedených v Tab. 29.

**Tab. 29 Skupiny materiálu mědi**

Skupiny materiálu	3., 4. a 5. místo	6. místo
<i>Měď</i>	000 až 999	A nebo B
<i>Speciální slitiny mědi (méně než 5 % jiných prvků)</i>	000 až 999	C nebo D
<i>Speciální slitiny mědi (5 % nebo více jiných prvků)</i>	000 až 999	E nebo F
<i>Slitiny měď – hliník</i>	000 až 999	G
<i>Slitiny měď – nikl</i>	000 až 999	H
<i>Slitiny měď – nikl – zinek</i>	000 až 999	J
<i>Slitiny měď – cín</i>	000 až 999	K
<i>Slitiny měď – zinek, binární</i>	000 až 999	L nebo M
<i>Slitiny měď – zinek – olovo</i>	000 až 999	N nebo P
<i>Slitiny měď – zinek, komplexní</i>	000 až 999	R nebo S

### **7.6.2 Slitiny mědi se zinkem**

Binární rovnovážný diagram Cu – Zn Obr. 123 je velmi komplikovaný. Pro technickou praxi má však význam jen oblast bohatá na měď až po 50 % Zn a slitiny bohaté zinkem na straně zinku obsahující 4 až 5 % Cu.

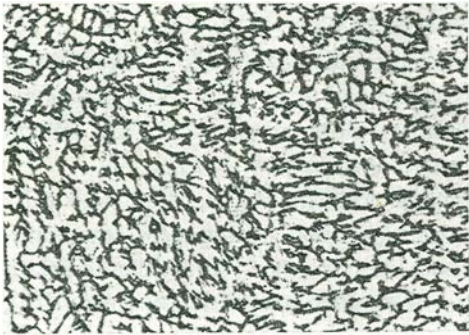


Obr. 123 Soustava Cu – Zn

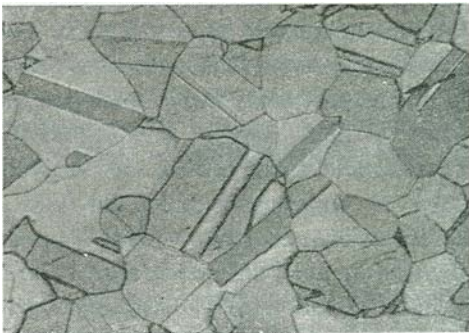
V kapalném stavu jsou oba kovy měď a zinek dokonale rozpustné. V tuhém stavu je rozpustnost obou kovů omezena. Liquidus, skládající se ze šesti větví, soustavně klesá od mědi (teplota tavení 1083 °C) k zinku (teplota tavení 419,5 °C). Během krystalizace vzniká celkem šest různých fází označených  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ ,  $\epsilon$ ,  $\eta$ .

Jednofázové slitiny jsou tvořeny tuhým roztokem  $\alpha$  a můžou obsahovat maximálně 39 % Zn. Pevnost mosazi se zvyšuje až do koncentrace 45 % Zn, kdy převládá fáze  $\beta$ , vyšší obsah zinku vede k poklesu tvárnosti a pevnosti a tudíž nemá žádný praktický význam.





Obr. 124 Dendritická struktura mosazi Ms 70 po odlití.



Obr. 125 Polyedrická struktura mosazi Ms70 po tváření a vyžhání.

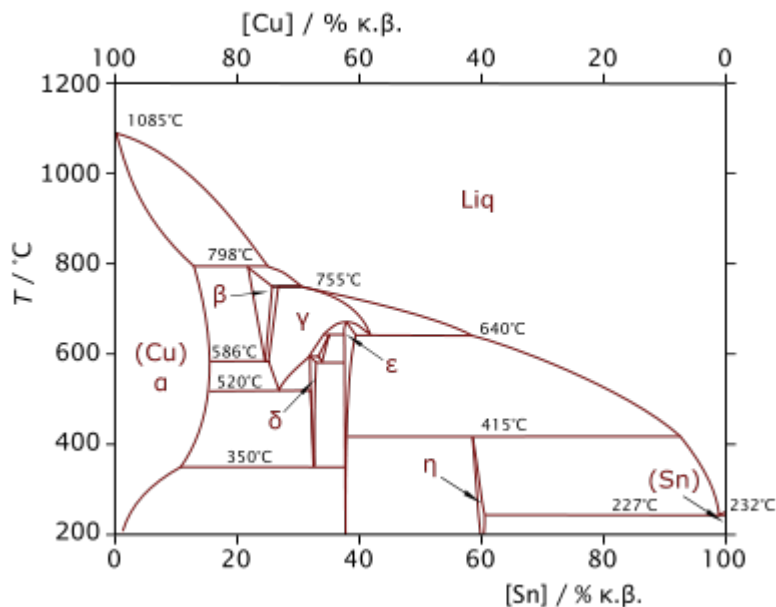
**Mosazi pro tváření** mají od 5 do 42 % Zn, mohou tedy být homogenní i heterogenní. Jsou zařazeny v materiálových listech ČSN 42 32 xx. Kromě označení číslem se používá také označení Ms doplněnou číslicí, která udává obsah mědi. Mosazi s vyšším obsahem mědi než je 80 % nazýváme Tombaky. Tombaky mají dobrou odolnost proti korozi a velmi dobrou tvárnost. Mosazi s obsahem mědi 68 až 70 % mají nejlepší tvárnost, proto se používají k hlubokému tažení nábojnic, hudebních nástrojů aj. Mosazi obsahující 20 až 40 % Zn tvářené za studena jsou náchylné ke korozi ve vlhké atmosféře při spolupůsobení vnitřního pnutí. Mosazi s obsahem mědi 58 % a přísadou olova jsou tzv. šroubové mosazi.

**Mosazi pro odlitky** mají obvyklý obsah mědi 58 až 63 % a jsou tedy heterogenní (ČSN 42 33 xx). Vyznačují se dobrou zabíhavostí a malým sklonem k odměšování. Mají však velké smrštění (i přes 1,5 %).

**Zvláštní mosazi** obsahují kromě zinku přísady dalších kovů, zlepšujících vlastnosti. Mosazi s cínem mají výborné akustické vlastnosti, s niklem mají vysokou odolnost proti korozi, s hliníkem jsou vhodné na armatury či ventilová sedla. Zvláštní mosazi s teplotou tavení vyšší než 500 °C patří k tzv. tvrdým pájkám.

### 7.6.3 Bronzy

Nejstarším druhem bronzů jsou bronzy cínové. V běžných podmínkách chladnutí se ve slitinách Cu-Sn nedosahuje rovnovážného strukturního stavu vyjádřeného jejich rovnovážným diagramem (Obr. 126).



Obr. 126 Soustava Cu - Sn

Příčinou je silné odměšování cínu při tuhnutí bronzu a velmi nízká rychlost difuze cínu při nižších teplotách. Při vyšších obsazích cínu má být v rovnovážné struktuře přítomen eutektoid ( $\alpha + \varepsilon$ ). K jeho tvorbě však dochází jen při velmi pomalém ochlazování nebo po dlouhé době žhání bronzu za teplot kolem 350 °C. Při běžných podmínkách je ve struktuře eutektoid ( $\alpha + \delta$ ) spolu s proeutektoidními zrny  $\alpha$  nebo  $\delta$ .

**Cínové bronzy pro tváření** jsou většinou bronzy homogenní s obsahem cínu do 9 %, tvořené tuhým roztokem  $\alpha$ . Cín má na vlastnosti bronzů vliv podobný jako zinek v mosazích, tedy zvyšuje hodnoty charakteristik jejich mechanických vlastností. Pevnost dosahuje maxima při 20 % Sn (slévárenská slitina), tažnost při 5 % Sn. Tvářené cínové bronzy mají vyšší pevnost a odolnost proti korozi než mosazi, při vyšším obsahu cínu (do 9 %) dobré kluzné vlastnosti, využitelné pro značně zatížená kluzná ložiska. Ve stavu tvrdém jsou vhodné pro pružiny pracující v korozním prostředí.

**Cínové bronzy pro odlitky** jsou používány častěji než bronzy pro tváření. Většinou obsahují 10 až 12 % Sn, jsou to tedy bronzy heterogenní, tvořené směsí zrn fáze  $\alpha$  a eutektoidu ( $\alpha + \delta$ ). Mají dobrou pevnost a houževnatost, značnou odolnost proti korozi a výborné třecí vlastnosti dané tvrdým eutektoidem a měkkou fází ve struktuře. Mají malé smrštění (1 %), avšak zabíhají méně než mosazi. Mají sklon k dendritickému odmíšení a k tvorbě mikrosloučenin vyvolávajících mikropórovitost. Drahé cínové bronzy s vyšším obsahem cínu jsou dnes používány většinou jen pro specifický druh odlitků:

- bronzy s 14 až 16 % cínu pro díly značně namáhané, např. čochy patních ložisek,
- zvonovina s 20 až 22 % cínu pro odlévání zvonů,
- zrcadloovina s 30 až 33 % cínu pro optická zrcadla.

**Zvláštní bronzy** mají cín částečně nebo zcela nahrazen jinými přísadovými prvky, podle kterých se pak označují. Podle struktury a jí odpovídajících vlastností, a tedy i způsobu zpracování, se dělí na zvláštní bronzy pro tváření a pro odlitky.

**Červené bronzy** jsou ternární slitiny Cu-Sn-Zn. Některé obsahují menší množství olova. Dobře se obrábějí a leští. Vzhledem k nižšímu obsahu cínu než v binárních slitinách Cu-Sn je jejich cena nižší. Používají se na odlitky armatur, součástí čerpadel apod. Podobné složení mají i umělecké bronzy, sochařské bronzy, ve kterých obsah zinku často převyšuje obsah cínu.

**Hliníkové bronzy** jsou slitiny Cu-Al, případně s přísadou dalšího kovu. Obsahují až 12 % Al. Ještě vyšší obsah hliníku by znamenal neúměrně vysokou křehkost. Charakteristickou vlastností hliníkových bronzů je dobrá žáruvzdornost do 800 °C a vysoká odolnost proti otěru a dobré kluzné vlastnosti. Jsou vhodné pro plakety, mince, čelisti odporových svářeček, svorky elektrických přívodů k pecím, šneková kola, armatury, ventilová sedla, ložiska pro velké tlaky a malé rychlosti.

**Křemíkové bronzy** se používají jako náhrada za drahé bronzy cínové. Mají větší pevnost a širší teplotní rozsah použití (od -180 do +200 °C). Jejich tvrdost a pevnost se zvyšuje přísadami niklu a zinku. Poměrně špatná obrobitelnost se zlepšuje přísadou olova. Tvářené obsahují až 3,5 % Si, slévárenské až 5 % Si.

**Fosforový bronz** CuP8 se používá k tvrdému pájení. Je to slitina eutektická, proto má výbornou tekutost a zabíhavost. Pájený spoj je však křehký, nevhodný pro spoje ocelí, nesmí být namáhán mechanicky, zejména dynamicky působícími silami.

**Beryliové bronzy** jsou nejpevnější slitiny na bázi mědi. Optimální obsah berylia je asi 2 %, kdy slitina dosahuje po vytvrzení pevnosti v tahu až 1400 MPa a tvrdosti až 400 HV. Beryliové bronzy s přísadou Ni, Co, Mn, Ti mají kromě výborných mechanických vlastností dobrou odolnost proti korozi. Používají se pro výrobu pružin s dobrou elektrickou vodivostí, na nejkřídící nástroje, zápustky pro tváření a ložiska například používaných v leteckém průmyslu, zde jsou však již nahrazovány slitinami kobaltu (stelity).

**Olověné bronzy** jsou směsi krystalů mědi a olova (případně také cínu), protože tyto dva kovy se v tuhém stavu vzájemně prakticky nerozpouštějí, v tekutém stavu jen částečně. Obsah olova bývá 10 až 30 %. Jsou-li obě fáze jemně a rovnoměrně rozptýleny rychlým schlazením nebo cestou práškové metalurgie, pak olověný bronz má dobré kluzné vlastnosti a dobrou tepelnou vodivost, což je vhodné pro výstelky ocelových pánví kluzných ložisek, určených pro vysoké měrné tlaky, značné obvodové rychlosti a poměrně vysoké provozní teploty (300 až 320 °C).

**Niklové a manganové bronzy** mají nejčastěji ternární složení Cu-Ni-Mn, bývají legovány menším množstvím Si, Al a Fe. Bronzy s 15 až 20 % Ni jsou za studena dobře tvárné, s malým zpevněním, vhodné pro těžké korozní podmínky a práci za zvýšených teplot. Bronzy s 25 % Ni jsou materiály pro mince. Bronzy s obsahem 30 % Ni s vysokou odolností proti korozi jsou používány pro zařízení chemického a farmaceutického průmyslu a pro lékařské nástroje a přístroje. Bronz s obsahem 44 % Ni je vhodný pro termočlánky do 600 °C.

K niklmanganovým bronzům patří korozivzdorné slitiny pro odpory měřicích a regulačních přístrojů. Je to slitina CuNi30Mn2 zvaná Nikelin (do 400 °C), slitina CuNi45Mn tzv. Konstantan (do 500 °C) a odporová slitina CuNi3Mn13 známá jako Manganin (do 200 °C).

## **7.7 Nikl a slitiny niklu**

Nikl je kov bílé barvy, poměrně tvrdý a dobře lešitelný a velmi drahý. Nikl krystalizuje v hexagonální soustavě nejměstnanější. Nikl s hexagonální krystalickou stavbou je

až po teplotu 300°C nemagnetický. Za této teploty mění se ve feromagnetický nikl s krystalickou stavbou kubickou, plošně centrovanou.

Nikl patří spolu se železem a kobaltem do skupiny feromagnetických kovů. V magnetickém poli mění nikl (také některé jeho slitiny) svoje rozměry v závislosti na intenzitě magnetického pole  $H$ . Využívá se ho v různých oborech, např. v konstrukci ultrazvukových přístrojů i ve slaboproudé elektrotechnice. Nikl patří k magneticky měkkým materiálům.

Z celkového objemu vyráběného niklu se asi 60 % spotřebuje jako přísada do legovaných ocelí.

### 7.7.1 Slitiny niklu

Slitiny niklu jsou obecně pevnější, tvrdší a houževnatější než většina slitin neželezných kovů, a než jsou čtené oceli. Jejich zpevňování vlivem tváření postupuje však rychleji. Z toho důvodu vyžadují při technologickém zpracování mohutnější zařízení pro kování, lisování a válcování. Při mezipřechytech, které jsou častější než při zpracování oceli, a při tepelném zpracování, musí být dbáno na to, aby atmosféra pecí byla prostá sirných sloučenin, které působí nejen na zkřehnutí niklu a jeho slitin. Cena slitin je poměrně vysoká a lze ji přirovnat přibližně ceně jakostních nerezavějících ocelí. Jsou však levnější než slitiny titanu a než celá řada slitin ušlechtilých kovů. Jejich použití je ekonomicky výhodné především tehdy, jsou-li plně využity jejich dobré mechanické vlastnosti, zvláště za zvýšených teplot, nebo vlastnosti chemické, které u slitin jsou v některých případech výhodnější než u čistého niklu. Totéž platí i o vlastnostech fyzikálních.

Slitiny niklu lze členit podle několika hledisek. Slitiny jsou podle přísadových prvků rozděleny do osmi skupin:

1. Slitiny s vysokým obsahem niklu 90 až 99,97 % Ni.
2. Slitiny s *mědí* obsahující 44 až 84 % Ni a 13 až 53 % Cu.
3. Slitiny s *chromem*, 45 až 90 % Ni, 10 až 25 % Cr.
4. Slitiny s *molybdenem* obsahující 60 až 70 % Ni, 15 až 32 % Mo.
5. Slitiny s *křemíkem*, 87 % Ni, 9 % Si, 4 % Cu.
6. Slitiny s *chromem* a *kobaltem* s 42 až 62 % Ni, 9 až 25 % Cr a 10 až 30 % Co.

7. Slitiny s *chromem* a *železem* 40 až 66 % Ni, 12 až 30 % Cr a 10 až 37 % Fe.

8. Slitiny s *chromem* a *molybdenem* s 55 až 60 % Ni, 16 až 18 % Cr a 18 Mo.

Z přehledu slitin je zřejmé, že se dá jen velmi obtížně určit, zda jde o slitinu niklu, tedy takovou, která obsahuje nejméně 50 % niklu, a takovou, která již typickou slitinou není, protože obsah niklu je nižší než 50 %, a proto v tomto případě se rozdělují slitiny niklu do skupin podle jejich použitelnosti na:

- slitiny konstrukční,
- slitiny se zvláštními vlastnostmi fyzikálními,
- slitiny žárovzdorné a žáropevné.

### 7.7.2 Konstrukční slitiny niklu

*Nikl – berylium.* Přísada 1,7 až 2 % Be k niklu dovoluje slitinu precipitačně vytvrzovat. Po vytvrzení lze dosáhnout pevnosti až 1 800 MPa, při dostatečné tažnosti, aniž se sníží korozní odolnost. Z různých polotovarů vyráběných tvářením za studena nebo za tepla se zhotovují precipitačně vytvrzené pružiny, části termostatů, vstřikovací formy na plastické hmoty, součásti chemických zařízení, injektorové trysky, membrány pro teploty až do 500 °C. Odličky, které se vyznačují nejen vysokou pevností a tvrdostí spolu s vysokou odolností proti korozi a otěru, se užívají na vrtací diamantové korunky, nebo se uplatňují v letecké výrobě na palivová čerpadla. Přísadou titanu (1 %) se zlepšují třecí vlastnosti této slitiny, čímž se obor její použitelnosti ještě dále rozšiřuje.

*Nikl – hliník.* Slitiny s 4,5 % Al mají po precipitačním vytvrzování při teplotě 590 °C pevnost až 1 350 MPa při tažnosti 7 %. Za studena tažené dráty a precipitačně vytvrzené dosahují pevnosti až 1 750 MPa při tažnosti 5 % a jsou vhodné jako pružinový materiál. Ze slitiny se vyrábějí různé součásti pump, jako jsou oběžná kola a hřídele. Ve vyžíhaném stavu jsou tyto slitiny nemagnetické, částečně magnetickými se stávají až po vytvrzení.

*Nikl – křemík a nikl-molybden.* Slévárenské slitiny *nikl-křemík* mají vyšší obsah křemíku (9 % Si), zbytek tvoří další přísady, měď, železo, chrom, kobalt a mangan; jsou užívány především v chemickém průmyslu pro svoji vysokou odolnost vůči horké i studené kyselině sírové a jiným organickým kyselinám. Optimální korozní

vlastnosti získá slitina až po určité době provozního využití, kdy se na jejím povrchu vytvoří dostatečně tlustá vrstva siřníků.

Rovněž slitiny s molybdenem (až do 32 % Mo) s dalšími přísadami, jako je železo (3 až 6 %), chrom (1 až 6 %), hliník (5 až 8 %), mají výbornou chemickou odolnost v četných kyselinách, především v kyselině solné, a nepůsobí na ně další chemické látky, jako např. chloridy. Mají vysokou odolnost vůči otěru a po tepelném zpracování vysoké mechanické hodnoty. Užívají se hlavně v chemickém průmyslu na různé výměníky tepla, kondenzátory, nebo výparníky.

*Nikl – měď.* K nejrozšířenějším slitinám niklu zejména tam, kde nikl není deficitním, patří slitiny s mědí. Obvykle jsou tyto slitiny označovány obchodním názvem *monely*. Tyto slitiny byly původně vyráběny přímo z rud obsahujících oba základní kovy s malým množstvím přímíšenin. Později se z těchto binárních slitin vyvinuly slitiny komplexní, které mají dobrou odolnost proti korozi a po precipitačním vytvrzení mají vysokou pevnost za normální i zvýšené teploty. Široký rozsah mechanických hodnot je dán stavem jednotlivých slitin. Horní hranice je hodnota ve stavu po tváření za studena, popř. po precipitačním vytvrzení a předchozím tváření za studena.

Jednoduchých, původních monelů (např. 67 % Ni, 30 % Cu) se používá tam, kde jsou požadována vysoká pevnost a vysoká odolnost proti korozi. Jsou to např. součásti pump, lopatky turbín, součásti a celá zařízení pro potravinářský, farmaceutický a chemický průmysl.

### **7.7.3 Slitiny se zvláštními fyzikálními vlastnostmi**

Do této skupiny slitin nutno zahrnout slitiny termočláňkové, odporové, magnetické a slitiny s malou tepelnou roztažností.

*Termočláňkové slitiny* Ni – Cr (9 až 12 % Cr) jsou známé jako chromel. S niklovou slitinou alumel tvoří termočláňek pro teplotní rozsah 300 °C až 1 000 °C.

*Odporové slitiny* na bázi Ni – Cr (20 % Cr) zvané nichrom, chromnikl, pyrochrom se používají jako topné odpory do 1 150 °C.

*Magneticky měkké slitiny* označované jako permaloy obsahují kromě niklu až 64 % železa. Jsou to materiály pro jádra transformátorů měřících zařízení a přístrojů.

#### 7.7.4 Slitiny žárovevné a žáruvzdorné

Rozvoj vysoce náročných zařízení, jako jsou reaktory, parní a zvláště plynové turbíny, rakety, chemické jednotky pracující za vysokých teplot a tlaků, si vyžádal vývoj nových, žárovevných a žáruvzdorných materiálů. Stále se zvyšující požadavky konstruktérů se týkají nejen dlouhodobé pevnosti, meze tečení, pevnosti při tečení a relaxačních vlastností, ale také chemické odolnosti v různě agresivním prostředí, odolnosti proti tepelným rázům, a četných technologických vlastností, jako je svařitelnost, tvárnost a obrobitelnost.

Vývoj těchto slitin počíná u nízkolegovaných ocelí a pokračuje přes ocele s vysokým obsahem přísad ke kovům o vysoké teplotě tání a konečně k slitinám kobaltu a niklu. Ukazuje se, že těžiště slitin pro nejvyšší metalurgické a technologické parametry leží v současné době v oblasti slitin niklu.

Porovnáme-li různé žárovevné slitiny železa a neželezných kovů podle pevnosti za tepla, pak prvenství slitin niklu je zcela výrazné. U jednodušších slitin s niklem a chromem, popř. kobaltem s malou přísadou hliníku a titanu, jako je tomu např. u slitiny Nimonic 80, dosahuje se vysokých mechanických hodnot např. meze tečení, precipitačním vytvrzováním.

Slitiny jsou na bázi Ni – Cr nebo Ni – Cr – Fe.

#### 7.8 Kobalt

Kobalt je polymorfní kov bílé barvy, který se svými vlastnostmi se nejvíce podobá železu. Kobalt má značný význam především jako pojivo při výrobě slinutých karbidů na bázi karbidů WC a TiC vyráběných metodami práškové metalurgie. Je důležitým přísadovým prvkem ve slévárenských slitinách niklu.

Slitiny kobaltu lze rozdělit na:

- slitiny o vysoké tvrdosti a odolnosti proti otěru,
- slitiny žárovevné,
- slitiny se zvláštními vlastnostmi.

##### 7.8.1 Slitiny o vysoké tvrdosti

Do této skupiny slitin patří řada slitin s chromem, wolframem a dalšími přísadami, které jsou užívány obvykle na výrobu rezných nástrojů. Jsou to především slitiny,



kteře jsou obvykle uváděny pod názvem stelity. Jejich charakteristickou vlastností je, že při teplotě nad 600 °C mají větší tvrdost než rychlořezné oceli a jejich opotřebení za vyšších teplot je menší než u rychlořezné oceli.

### **7.8.2 Slitiny žárovevné**

V těchto slitinách chrom zvyšuje odolnost proti oxidaci, molybden, wolfram a nikl působí na zvýšení pevnosti základní kovové hmoty. V tomto smyslu působí příznivě i rovnoměrně rozptýlené karbidy. Uvedené slitiny jsou užívány buď ve stavu litém, nebo tvářeném. V četných případech vyžadují zvláštní technologii zpracování, jako lití ve vakuu, lití na ztracený vosk atd. Protože jsou obtížně obrobitelné, byly pro ně vypracovány různé způsoby elektrolytického zpracování.

### **7.8.3 Slitiny se zvláštními vlastnostmi**

Sem patří slitiny Fe – Ni – Co, Ni – Co, Co – Fe – Cr s nízkou roztažností a konstantním modulem pružnosti. Na rozdíl od starších slitin, mají novější slitiny vyšší obsah kobaltu. Je to např. Elinvar s 57 až 60 % Co, 25 až 32 % Fe, 8 až 18 % Cr, nebo Velinvar s 56 až 63 % Co s 28 až 35 % Fe, 7 až 10 % V.

Pro bimetaly pracující za vysokých teplot byly vyvinuty různé kombinace kobaltu a jeho slitin, např. 80 až 86 % Co, 4 % V, 1 % Al.

Slitiny kobalt + chrom tvoří základ slitin užívaných v zubním lékařství a chirurgii. Jsou to slitiny, které nereagují s tkání, a proto se při svých dobrých pevnostních vlastnostech výborně hodí na tkáňové protézy. V těchto slitinách byl wolfram, který snižuje odolnost kobaltu proti korozi, nahrazen molybdenem.

Vysokým vnitřním tlumením se vyznačují slitiny obsahující přibližně 72 % Co, 23 % Ni a malou přísadu Ti a Al za účelem disperzního vytvrzení. Obchodní označení této slitiny je Nivco 10. Její vnitřní tlumení je několikanásobně vyšší než u chromových ocelí s 13 % Cr, také její mechanické vlastnosti při normální teplotě i při 650 °C jsou vyšší. Zejména se vyznačuje žárovevností, čímž je předurčeno její použití.

## **7.9 Titan a slitiny titanu**

K přednostem titanu a jeho slitin patří zejména nízká měrná hmotnost ( $4\,505\text{ kg}\cdot\text{m}^{-3}$  pro titan), vysoká měrná pevnost srovnatelná i vyšší s měrnou pevností ocelí i za teplot, kdy méně hmotné slitiny hořčíku a hliníku nemohou být použity (450 až 600

°C). Významná je možnost konstrukčního použití i za teplot pod bodem mrazu a vysoká odolnost proti korozi.

Nedostatkem titanu a jeho slitin jsou vysoké náklady na výrobu a zpracování, vyplývající z obtížného obrábění, vysoké reaktivity titanu za teplot nad 700 °C s plyny a žárovzdornými hmotami, z nutnosti nákladného tavení ve vakuu nebo v ochranné atmosféře argonu, z obtížného tavného svařování. Nedostatkem také může být jeho nízký modul pružnosti ( $E = 115 \text{ GPa}$ ), špatné třecí vlastnosti a nemožnost zpracování vratného drahého odpadu ve větším množství.

Titan s vysokou čistotou má pevnost v tahu  $R_m$  až 250 MPa, tažnost až 60 %. Příměsi pevnost zvyšují, současně však klesá tažnost. Titan jako konstrukční materiál se používá hlavně v chemickém, papírenském a textilním průmyslu. Je vhodný zejména tam, kde se pracuje s vlhkým chlórem a jeho sloučeninami, při výrobě hnojiv apod.

### 7.9.1 Slitiny titanu

Titan má dvě alotropické modifikace:

1.  $Ti_\alpha$  s mřížkou šesterečnou, která je stabilní do teploty 882,5 °C,
2.  $Ti_\beta$  s mřížkou krychlovou tělesně středěnou, stabilní od 882,5 °C do teploty tání 1668 °C.

Přísadové prvky se v obou modifikacích titanu rozpouštějí úplně nebo částečně a tvoří roztoky  $\alpha$  a  $\beta$ , které mají zachování mřížku dané modifikace titanu. Některé prvky se navíc s titanem slučují a tvoří intermetalické sloučeniny.

$\alpha$  stabilizátory - Al, O, N, C, teplotu fázové přeměny zvyšují, tedy stabilizují tuhý roztok  $\alpha$ . Nečistoty O, C, N, musíme udržet na minimální hodnotě, neboť zvyšují křehkost a tvrdost slitin.

$\beta$  stabilizátory - snižují teplotu fázové přeměny, tedy stabilizují tuhý roztok  $\beta$ . Při dostatečné koncentraci těchto prvků zůstává tuhý roztok  $\beta$  zachován i při normální teplotě jako fáze stabilní (V, Nb, Mo, Ta) nebo se tuhý roztok  $\beta$  při nízké teplotě rozpadá eutektoidní přeměnou (Cu, Si, Cr, Mn, Fe, Co, Ni).

Podle konečné struktury, vytvořené při pomalém ochlazování z teploty žíhání, se slitiny titanu dělí na:

- $\alpha$  slitiny
- pseudo  $\alpha$  slitiny
- $\alpha+\beta$  slitiny
- pseudo  $\beta$  slitiny
- $\beta$  slitiny

### ***$\alpha$ slitiny***

Kromě stabilizátoru Al (Obr. 127) obsahují ještě neutrálně působící cín a zirkon. Jsou to slitiny s velkou tepelnou stabilitou, dobrou pevností a odolností proti křehkému porušení i za velmi nízkých teplot. Žárupevnost mají do teplot 300 °C.

### ***Pseudo $\alpha$ slitiny***

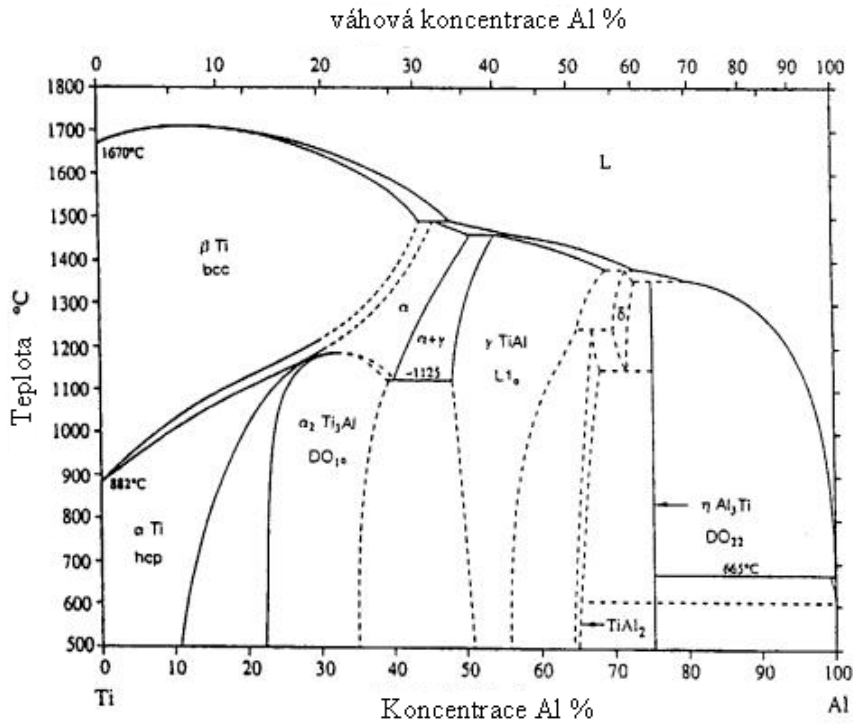
Do základní báze Ti – Al jsou přidány prvky stabilizující a zpevňující fázi  $\beta$ . Dalšího zpevnění se dosahuje neutrálně působícím zirkonem a cínem. Obsah beta fáze je 2 až 6 %. Tyto slitiny mají pak pevnost o 20 % vyšší než alfa slitiny a lepší tvařitelnost za pokojové teploty.

### ***$\alpha + \beta$ slitiny***

Jsou to nejčastěji používané slitiny s pevností až 1 125 MPa. Mají lepší tvařitelnost než alfa nebo pseudoalfa slitiny, lepší odolnost proti únavě a lze je tepelně vytvrdit.

### ***Pseudo $\beta$ slitiny a $\beta$ slitiny***

Jejich hlavní předností je vysoká odolnost proti korozi a velmi dobrá tvařitelnost. Nedostatkem je zvýšená hustota vlivem sníženého podílu titanu a zvýšeného podílu přísadových těžkých prvků. Pevnost po vytvrzení těchto slitin dosahuje až 1 400 MPa.



Obr. 127 Diagram Ti – Al

### Kovy s vysokou teplotou tání

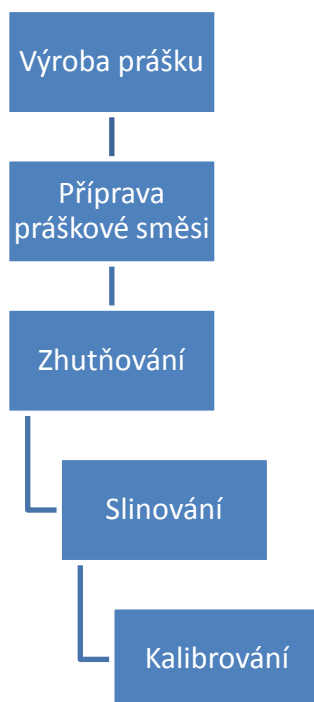
Mezi kovy s vysokou teplotou tání se řadí vanad, chróm, zirkon, niob, molybden, hafnium, tantal, wolfram a rhenium. Vesměs jde o prvky, které se přidávají jako legury do legovaných ocelí popřípadě se využívá jejich karbidů (WC, TiC) jako základ pro výrobu slinutých karbidů. Nebo např. zirkon ve formě oxidu zirkoničitého je základem houževnaté keramiky.

## 8 Prášková metalurgie

Výrobky práškové metalurgie se prosadily svým použitím jako cenově výhodné alternativa k jiným technologiím, někdy je to však jediná možná technologie jak výrobek vyrobit.

### 8.1 Výroba

První výrobní stupeň je výroba prášků. Po jejich úpravě a míchání se směs prášku zhutní do tvaru součástky nebo polotovaru. Při následném slinování dochází k homogenizaci vylisku v jeho hutnosti, v chemickém složení, ve struktuře a v mechanických, fyzikálních a v technologických vlastnostech. Po slinování se součástky podle potřeby dodatečně zpracovávají. Schéma výroby představuje Obr. 128.



Obr. 128 Sled výroby práškovou metalurgií

#### 8.1.1 Výroba kovových prášků

*Mechanické drcení* – je vhodné u křehkých materiálů a provádí se za pomoci mlýnů a drtičů. U houževnatých materiálů lze tento proces používat jen omezeně pomocí podchlazení materiálu.

### **Rozprašování kovové taveniny**

*Rozprašování vodou* – pro kovy s nízkou rozpustností kyslíku, nebo u kovů, které kyslík svou přítomností neovlivní vlastnosti konečného výrobku.

*Rozprašování plynem a ochlazováním ve vodě* – u prášků s velmi nízkým obsahem kyslíku a kulovitěho tvaru. Prášky rozprášené vzduchem nebo inertním plynem jsou dobře lisovatelné.

*Rozprašování kovu a ochlazením v netečném plynu* – pro prášky s velmi nízkým obsahem kyslíku. U slitin s vysokou pevností za tepla, které obsahují Al, Ti, Nb lze vyrobit prášky s obsahem kyslíku pod 100 ppm. Skladování a přeprava prášku musí být v ochranné atmosféře inertního plynu.

### **Tříštění kapek kovu**

Tímto výrobním způsobem se kapky kovu mechanicky rozmělní. Proces probíhá následovným způsobem:

Odtavování tyče kovu elektronovým paprskem ve vakuu, kapky dopadají na rotující lopatky a přitom se tříští na částice velikosti od 50 mikrometrů při 2000 min<sup>-1</sup> až 5 mikrometrů při 6000 min<sup>-1</sup>.

**Rozprášení kapek** je způsob výroby například prášku titanu kulovitěho tvaru, který je sypký a dá se proto lisovat izostaticky za tepla zpracovat v hotové součásti.

Nejdůležitější způsoby výroby jsou:

- tavení kovové tyče elektrickým obloukem v netečném plynu,
- tavení elektronovým paprskem ve vakuu.

### **Chemické způsoby výroby prášku**

Prášek je produktem chemické reakce. Chemická metoda je často levnější než mechanická, protože není třeba vyrábět z rudy kov a ten rozmělnovat na prášek.

Nejvýznamnější způsob výroby je redukce kvalitního hematitu uhlíkem na prášek železa. Při karbidotermické redukci se redukují oxidy ve směsi s karbidy stejného kovu. Výsledkem je pak prášek čistého kovu a oxid uhelnatý, takto se vyrábí například prášky Cr, V, Nb, Ta a slitiny těchto kovů. Obdobně se vyrábí ve více stupních slitiny titanu s molybdenem. Podmínkou jsou velmi čisté oxidy těchto kovů.

Velmi jemné prášky kovu se dají vyrobit redukcí vodíkem oxidů těchto kovů v plazmě.

Tepelným rozpadem plynných karbonylů kovu vzniká čistý kov ve formě prášku.

### **8.1.2 Příprava prášků**

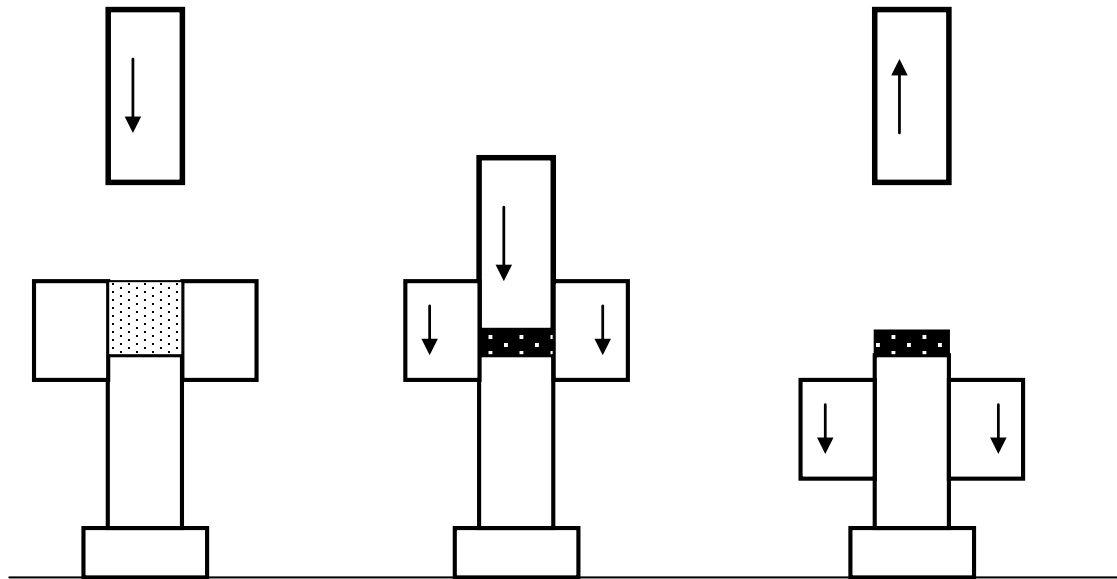
Pro další zpracování je třeba prášky upravit a tím zaručit sypkost, dobré plnění nádob, lisovatelnost a slinovatelnost.

1. třídění – dle velikosti zrn (síta, fluidní, aj.),
2. magnetické odlučování – odloučení nečistot z feromagnetických prášků,
3. tepelné zpracování – žíhání na měkko,
4. redukce – odstranění oxidických vrstev na povrchu částic prášku,
5. míchání – zaručuje homogenitu směsi prášku.

### **8.1.3 Zhutnění**

#### ***Jednoosé lisování***

Prášek je naplněn do lisovnice a zhutní se za studena lisovníkem (Obr. 129). Lisovací zařízení vyvine tlak od 20 do 100 MPa. Lisovací nástroje jsou vyrobeny z nástrojové oceli a pracovní plochy jsou vyloženy slinutými karbidy s vysokou kvalitou povrchu. Ke snížení tření prášku na stěně lisovnice se přidávají směsi maziva nebo se stěny mazivem potírají ( $\text{MoS}_2$ , silikon).



Obr. 129 Princip jednoosého lisování

### ***Izostatické lisování***

Pro výrobu polotovarů a těles s nepříznivým poměrem výšky k průměru. Prášek je naplněn v gumovém pouzdru a vystaví se v tlakové nádobě tlaku až 400 MPa.

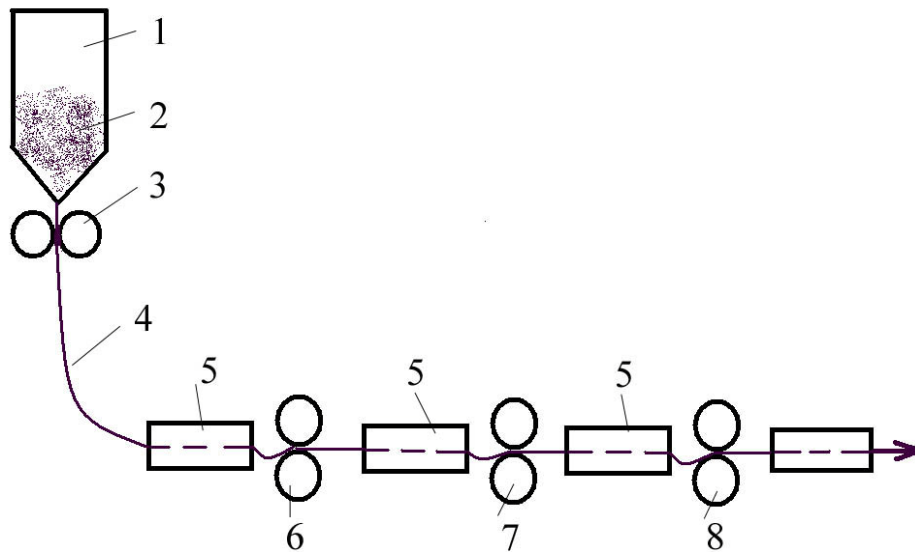
### ***Protlačovací lisování***

Tento způsob umožňuje vyrábět z prášku polotovary velké délky a libovolných průřezů. Do lisovnice, jejíž otvor je uzavřen tenkou deskou, se naplní prášek a pomocí lisovníku se vsázka zhutní do té míry, až se deska protrhne a začne protlačování otvorem.

### ***Válcování prášku***

Zhutnění prášku válcováním umožňuje vyrábět jedním pracovním úkonem plechy a pásy. Prášek se nejdříve válcuje za studena a potom ke zvýšení hutnosti za tepla (Obr. 130).





Obr. 130 1-násypka, 2-prášek kovu, 3-válcovací stolice, 4-vylisovaný pás, 5-pec, 6-první úběr za studena, 7-druhý úběr za studena, 8-třetí úběr za studena

### ***Zhutnění vysokou energií***

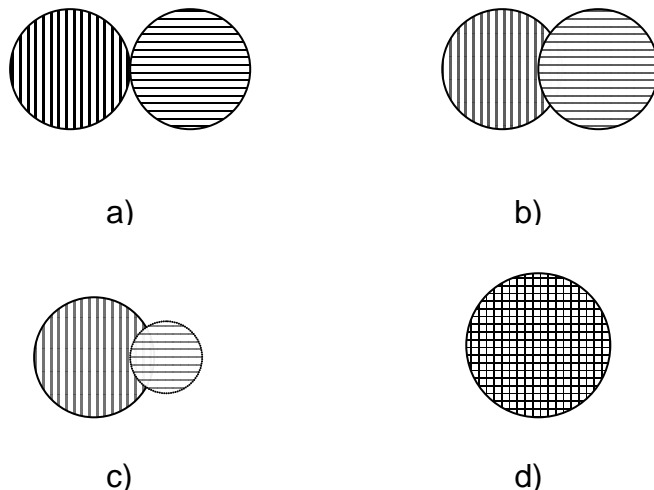
U prášků se špatnou lisovatelností (keramika) nebo u částí velkých rozměrů a nepříznivé geometrie, se používá například lisování výbuchem.

### ***Stříkání prášku***

Prášek je smíchán s plastickým pojivem a následně stříkán do formy. Následně slinování se provádí ve vakuu nebo v ochranné atmosféře pro odstranění pojiva.

### **8.1.4 Slinování**

Slinování je druh tepelného zpracování, při kterém se prášek ve vylisku zhutní jako důsledek souhrnu převážně fyzikálních procesů, aby vylisek získal požadované složení. Prášek má oproti masivnímu tělesu větší měrný povrch a tím i vyšší povrchovou energii. Přebytek této energie je hnací silou při slinování, protože se systém snaží povrchovou energii snížit. Čím jsou součástky menší, tím je specifický povrch větší a o to rychleji slinování probíhá.



**Obr. 131 a) adheze, b) povrchová difuze, c) objemová difuze, d) homogenizace v důsledku objemové difuze**

Mechanismus tohoto procesu je difuze atomů kovu. Difuze se uvede do pohybu dodáním aktivační energie v podobě tepla a začíná na styčných plochách zrn prášku jako difuze povrchová a na hranicích zrn. Při vyšší teplotě se přidružuje difuze objemová.

### ***Technologie slinování***

*Přímý ohřev* – průchodem elektrického proudu výliskem na teplotu slinování. Přívod elektrického proudu je posouvateľný, aby byl zachován kontakt při smršťování během slinování. Jako atmosféra slouží netečný plyn nebo vakuum. Tímto způsobem lze dosáhnout vysokých teplot, kterých vyžaduje slinování W, Re, Ta, Os. Ve vakuu dochází odpařením kovových a nekovových nečistot s nízkým bodem varu k očištění zrn. Též se odsají škodlivé plyny jako je vodík, dusík či kyslík. Nevýhodou je, že se dají tímto způsobem vyrábět pouze jednoduchá tyčovitá tělesa.

*Nepřímý ohřev* – přerušované nebo kontinuální ohřev lisovnice. Pece se ohřívají elektrickým odporem či indukčně, anebo jsou vytápěny plynem. Výhodou nepřímého ohřevu je stejnosměrné rozdělení teploty v tělese. Výše teploty slinování je omezena zatížitelností topných článků a zdíva pece.

*Slinování pod tlakem lisovníku* – na výlisek z práškové směsi se současně vyvíjí tlak a teplo. Používá se hlavně u výlisků, které při lisování za studena nedosáhnou dostatečnou hutnost.

*Izostatické lisování za tepla* (HIP – Hot Isostatic Pressing) – při izostatickém lisování za tepla působí tlak plynu (Ar, He) na těleso rovnoměrně ze všech stran. Ohřev tělesa probíhá buď současně s atmosférou plynu, jehož tlak s teplotou narůstá, anebo se po dosažení požadované teploty tělesa tlak plynu v autoklávu pomocí kompresoru nastaví.

### **Důležité slinuté materiály**

Kovové filtry – pórovitost těchto slinutých kovů je vyšší než 27 %, a jako surovina je bronz nebo ocel CrNi.

Kluzná ložiska – činnost kluzných ložisek závisí na správném rozložení pórů, materiálem na tyto ložiska je potom slitina Fe – Cu, Fe – C – Cu, bronzы Cu90Sn10 s přísávkou grafitu aj.

Slinuté karbidy – materiál je tvořen 90 % karbidem wolframu a 10 % kobaltu, které slouží jako pojivo.

Legované oceli – například nástrojové oceli se stanoveným přesným chemickým složením.

Kovotřecí materiály pro brzdová obložení, obložení spojek, synchronních kroužků apod.

## 9 Keramické konstrukční materiály

Keramické materiály jsou anorganické nekovové materiály, které obsahují kovové a nekovové prvky vázané především iontovými nebo iontově-kovalentními vazbami. Chemické složení keramických materiálů se mění v širokém rozmezí, od jednoduchých sloučenin až ke směsím komplexních fází. Obvykle se keramické materiály užívané pro konstrukční aplikace rozdělují na tradiční keramické materiály, progresivní keramické materiály a materiály se skelnou strukturou.

Tradiční keramika se vyrábí ze surovin nacházejících se v přírodě tedy z jílu, křemene a živce. Jíly usnadňují zpracovatelnost při tvarování, lze ji ovlivnit přidáním vody. Oxid křemičitý (křemen) funguje jako žáruvzdorná složka keramiky a draselný živec způsobuje vznik skelné fáze při vypalování keramické směsi.

Na rozdíl od tradiční keramiky, progresivní keramika se vyrábí z čistých sloučenin v podobě prášku, jako jsou oxidy, karbidy nebo nitridy.

### Struktura silikátů

Silikáty jsou tradiční konstrukční keramické materiály významné pro svojí nízkou cenu a dostupnost surovin. Hlavní význam mají silikátové struktury v materiálech jako je cement, cihly, porcelán a sklo. Mnoho důležitých elektricky izolačních materiálů a tepelně izolačních materiálů se také vyrábí ze silikátů. Základní stavební jednotka silikátů je silikátový tetraedr  $\text{SiO}_4$ . Vazba tohoto tetraedru je z 50 % kovalentní a z 50 % iontová. Kyslík silikátového tetraedru má jeden elektron schopný vazby a může vytvářet reakci s dalšími ionty mnoho typů silikátových struktur. Např. kombinací s hlinitanovými ionty mohou vznikat žáruvzdorné keramické materiály jako je silimanit nebo mulit. Nejstabilnější formou čistého oxidu křemičitého za normální teploty je křemen.

### Skelné materiály

Skla mohou být definována jako anorganické produkty tavení, které po ochlazení tuhnou bez krystalizace. Charakteristickou vlastností skel je tedy nekystalická neboli amorfní struktura. Molekuly ve sklech nejsou uspořádány v pravidelném opakujícím se pořádku na dlouhou vzdálenost, jako je tomu u krystalických látek. Většina anorganických skel je založena na sklotvorném oxidu křemičitém  $\text{SiO}_2$ . Oxid boritý  $\text{B}_2\text{O}_3$  je druhý nejdůležitější sklotvorný oxid. Alkalické oxidy jako je oxid sodný a oxidy

alkalických zemin jako oxid vápenatý či oxid hořečnatý se přidávají ke sklům na bázi oxidu křemičitého, aby snížily jejich viskozitu a umožnily lepší zpracování a tvarování.

### **Výroba keramických a skelných materiálů**

Většina tradičních i progresivních keramik se vyrábí slinováním keramických práškových surovin. Základní kroky jsou tyto:

- 1) Úprava práškového materiálu
- 2) Tvarování
- 3) Tepelné zpracování
- 4) Zahřívání tvarovaných keramických dílů na teplotu slinování

Keramické prášky se obvykle nejprve upravují aglomerací. Při aglomeraci se částice keramického prášku a další přísady jako jsou pojiva, maziva mísí za sucha nebo mokra. Tvarování se může provádět za studena nebo i za tepla. Nejčastěji používáme pro tvarování metody lisování, lití suspenzí, vytlačování a vstřikování

#### ***Lisování***

Aglomerát se lisuje v plastickém stavu, za sucha nebo za mokra v závislosti na typu materiálu. Nejčastější je lisování za sucha. Zařízení pro tvarování keramických materiálů lisováním jsou podobná zařízením užívaných pro výrobu práškovou metalurgií. Izostatické lisování se používá především pro výrobu izolátorů v elektrotechnickém průmyslu, při výrobě nástrojů, biokeramických součástí aj. Lisováním za horka získáváme keramiku o vysoké hustotě a výborných mechanických vlastnostech.

#### ***Suspenzní lití***

Suspenzní lití je nejčastější způsob výroby keramických materiálů. Hlavními kroky jsou:

1. příprava stabilní suspenze práškového materiálu v kapalině,
2. lití suspenze do pórézní formy,
3. po vytvoření dostatečné tloušťky se licí proces ukončí,
4. vyschnutí materiálu ve formě,

5. vypálení.

### ***Vytlačování***

Keramické díly jsou jednoduchého průřezu, kde keramický prášek je v plastickém stavu a vytlačuje se přes tvarovací nástroj. Tato metoda je vhodná například pro výrobu keramických trubek izolátorů aj.

### ***Injekční vstřikování***

Podstata výroby vychází ze zařízení a postupů používaných v plastikářském průmyslu. Keramická termoplastická suspenze je vstřikována podtlakem do keramické formy a po ztuhnutí je z formy odstraňována. Následuje tepelná extrakce pojiva a slinování keramické součásti. Tato metoda je vhodná pro výrobu tvarově složitějších součástí, jako jsou lopatky turbín, ventily v chemickém průmyslu aj.

### ***Tepelné zpracování***

Tepelné zpracování je důležitý krok při výrobě všech keramických produktů. Tento krok můžeme rozdělit na dva samostatné technologické úkony a to na sušení a slinování.

Účelem sušení keramiky je odstranit těkavé složky z keramického dílu před slinováním. Provádí se pod 100 °C i po více než 24 hodin. Pokud jsou použity organická pojiva je teplota i doba sušení daleko vyšší.

Při slinování se částice spojují do kompaktního celku především difuzí v tuhém stavu. Působením difuzních sil dochází k přenosu hmoty. Slinování probíhá při vysokých teplotách, ale pod teplotou tání keramických částic. Při slinování se keramický díl smršťuje a jeho pórovitost klesá, současně rostou zrna.

### ***Vitrifikace***

Je charakteristická pro produkty vyrobené z tradiční keramiky. Tradiční keramika jako je porcelán v sobě obsahuje skelnou fázi. Tato skelná fáze během vypalování se zkapalňuje a plní póry v materiálu – tomuto procesu se říká vitrifikace. Po zchlazení kapalná fáze ztuhne, vytvoří skelnou matici, která váže dohromady neroztavené částice keramického dílu.

## **Výroba skelných konstrukčních materiálů**

Skelné produkty se připravují nejprve zahřáním složek na vysokou teplotu, až dojde k jejich natavení a poté se tavenina tvaruje, vyfukuje nebo válcuje do požadovaného tvaru.

Pro konstrukční aplikace používáme především dva typy skel:

1. temperovaná skla – zpevněná rychlým zchlazením na vzduchu poté co byla zahřáta blízko k bodu tání,
2. chemicky zpevněná – nahrazení sodíkových iontů v povrchu skla, v lázni  $\text{KNO}_3$  při teplotě  $500\text{ }^\circ\text{C}$  po dobu asi 6 – 10 hodin, většími ionty draslíku.

V obou případech zpevnění je dosaženo tím, že v povrchu vznikne tlakové napětí a ve vnitřku napětí tahové.

## **Vlastnosti keramických materiálů**

Přednosti: vysoký bod tání, tuhost, pevnost za tepla, pevnost v tlaku, tvrdost, otěruvzdornost, chemická odolnost, nízká hustota....

Omezení: křehkost, citlivost na tepelné rázy, obtížná výroba, ...

Plasticita – nízká plasticita způsobená iontovými a kovalentními chemickými vazbami.

Pevnost – zdrojem porušení v keramických polykrystalických materiálech jsou především povrchové trhliny vznikající během dokončovacího procesu, dutiny, póry, inkluze a velká zrna vznikající během slinování. Póry v křehkých keramických materiálech jsou místa, kde se koncentruje napětí. Pokud napětí dosáhne kritické hodnoty, vzniká trhlinka, která se dále šíří, protože v keramických materiálech nejsou žádné významné oblasti absorbující energii, jak je tomu u tvárných kovů. Jakmile trhlinka začne růst, pokračuje v růstu, dokud nenastane lom. Pevnost neporezního čistého keramického materiálu je potom funkcí velikosti zrn s tím, že v jemnější keramice vady a defekty mají menší velikost na hranicích zrn. Keramika s jemnější strukturou je proto pevnější než keramika tvořená většími zrny.

Lomová houževnatost keramických materiálů je nízká.

## **Typy konstrukčních keramických materiálů**

Nejdůležitější konstrukční progresivní keramické materiály můžeme shrnout do následujících skupin:

### ***Keramika na bázi oxidu hlinitého***

Tato keramika se vyrábí především z oxidu hlinitého. Surovinou pro výrobu je bauxit. Konstrukční aplikace využívají jak čistý oxid hlinitý, tak ve směsi s dalšími žáruvzdornými materiály. Jedním z typů keramických kompozitů na bázi oxidu hlinitého je oxid hlinitý zhouževnatělý oxidem zirkoničitým. Dalším typem je oxid hlinitý zhouževnatělý whiskery karbidu křemíku. Třetím typem jsou kompozity na bázi oxidu hliníku zpevněné nebo vytvrzené přidáním dalších částic jako je TiC, BC, SiN.

### ***Keramické materiály na bázi karbidu křemíku***

SiC má dobrou odolnost vůči oxidaci, neboť v přítomnosti kyslíku vzniká na jeho povrchu ochranná vrstva oxidu křemičitého. Dobrá odolnost vůči teplotním rázům je způsobena zejména nízkou teplotní roztažností a vysokou tepelnou vodivostí. Mechanické vlastnosti závisí na způsobu výroby.

### ***Keramické materiály na bázi nitridu křemíku***

Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> je jeden z nejpevnějších konstrukčních keramických materiálů. Má dobrou odolnost vůči oxidaci v důsledku přítomnosti ochranné vrstvy oxidu křemičitého na povrchu. Má dobrou odolnost vůči teplotním rázům díky malé roztažnosti. Výsledná pevnost opět závisí na způsobu výroby.

### ***Keramika na bázi oxidu zirkoničitého***

Má vysokou pevnost a lomovou houževnatost při normální teplotě. Transformačně zhouževnatělý oxid zirkoničitý dělíme na částečně stabilizovaný oxid zirkoničitý, plně stabilizovaný oxid zirkoničitý a tetragonální polykrystalický oxid zirkoničitý.

## **Použití konstrukčních keramických materiálů**

- Otěruvzdorné součásti – kulové mlýny, nástroje pro zpracování kovů, výstelky spalovacích motorů. Nejběžnějšími materiály pro otěruvzdorné aplikace je oxid hlinitý, nitrid křemíku, oxid zirkoničitý, karbid křemíku, karbid bóru a nitrid bóru. Tyto materiály mají také dostatečnou korozní odolnost.



- Brusné materiály – především oxid hlinitý a karbid křemíku a kubický nitrid bóru.
- Řezné nástroje – keramika vyhovuje vysokorychlostnímu obrábění.
- Ložiska - především nitrid křemíku, který má nízký koeficient tření.
- Biokeramické materiály – dentální nebo ortopedické implantáty (inertní, bioaktivní, resorbovatelné).
- Elektrochemická zařízení – používají se v palivových článcích, bateriích, tepelných strojích, elektrodách nebo senzorech kyslíku.
- Tepelné výměníky – především karbid křemíku pro výrobu výměníků tepla a rekuperačních výměníků.
- Povlaky – zvyšující odolnost proti opotřebení, zlepšují chemickou odolnost, zvyšují vysokoteplotní mazací vlastnosti. Aplikace zahrnují velmi tvrdé povlaky pro řezné nástroje, tepelné izolace, samomazné povlaky.
- Tepelné stroje – celokeramické turbíny, především nitrid a karbid křemíku.
- Vojenské a kosmické aplikace.

## 10 Polymerní materiály

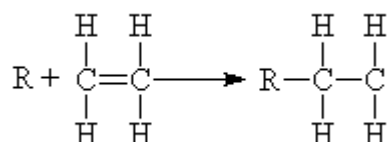
Názvem polymer se označují makromolekulární látky přírodní a syntetické, bez zřetele k typu polyreakce, kterou byly připraveny. Většina makromolekulárních látek je syntetizována polyreakcemi monomerů (nízkomolekulárních sloučenin), které jsou připravovány převážně z ropy a zemního plynu. K nejdůležitějším polyreakcím patří polymerace, polykondenzace a polyadice. Kromě látek polymerní povahy obsahují plasty ještě přísady (aditiva), jejichž účelem je specifická úprava vlastností.

### 10.1 Rozdělení plastů

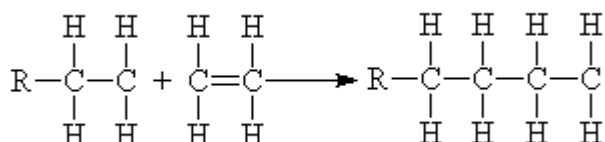
Tradičním způsobem rozdělení plastů je na termoplasty a reaktoplasty. Termoplast lze opakovaně ohřevem převést do stavu taveniny nebo viskózního toku a ochlazením nechat ztuhnout při teplotách, které jsou charakteristické pro daný typ termoplastu. Tato schopnost je i základem recyklačních technologií termoplastů. Submolekulární a molekulární struktura polymeru je na konci zpracovatelského procesu, tedy v plastovém výrobku stejná jako u výchozího polymeru. Naproti tomu reaktoplasty procházejí při zpracovatelském procesu chemickou reakcí a účinkem tepla, záření nebo síťovacích činidel vytvářejí husté, prostorově sesíťované struktury, v nichž jsou původní molekuly vzájemně pospojovány kovalentními vazbami. Tento proces se nazývá vytvrzování, u kaučuků vulkanizace. Reaktoplast je ve vytvrzeném stavu netavitelný a nerozpustný. Recyklace reaktoplastů je proto obtížnější než u termoplastů a vyžaduje jiné postupy.

### 10.2 Příprava polymerů

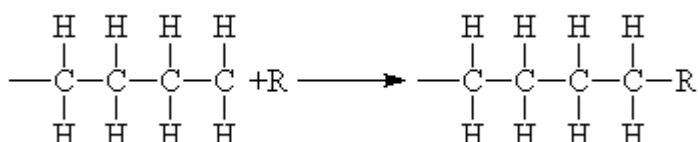
Syntetické polymery vznikají z nízkomolekulárních sloučenin chemickými reakcemi, které se nazývají polymerace. Polymerace se rozděluje na polymerace **adiční** a **kondenzační**. Adiční polymerace probíhá opakovaným adičním procesem iniciovaným např. přítomností volných radikálů (Obr. 132). Reaktivním místem v molekule monomeru je dvojná vazba. Monomer přitom postupně reaguje s rostoucím radikálem (Obr. 133 a Obr. 134). Při adiční polymeraci nevznikají vedlejší nízkomolekulární látky.



Obr. 132 Schéma polymerace (PE) – iniciace

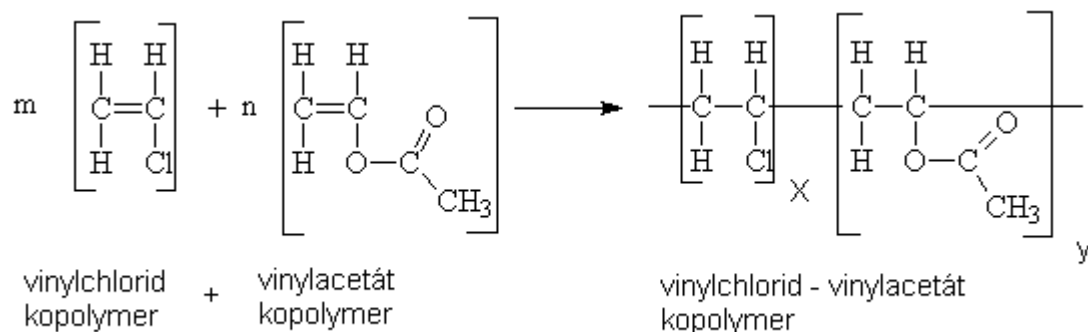


Obr. 133 Schéma polymerace (PE) – propagace (růst řetězce)



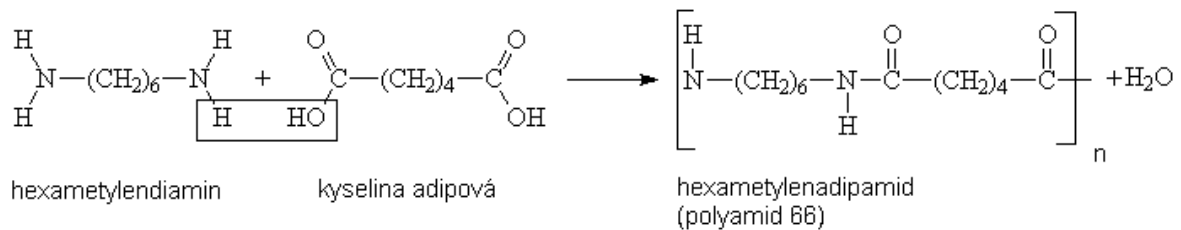
Obr. 134 Schéma polymerace (PE) – terminace (končení)

Polymer, jehož molekuly se skládají z více, než jednoho druhu monomerních jednotek se nazývá **kopolymer** (Obr. 135).



Obr. 135 Schéma kopolymerace

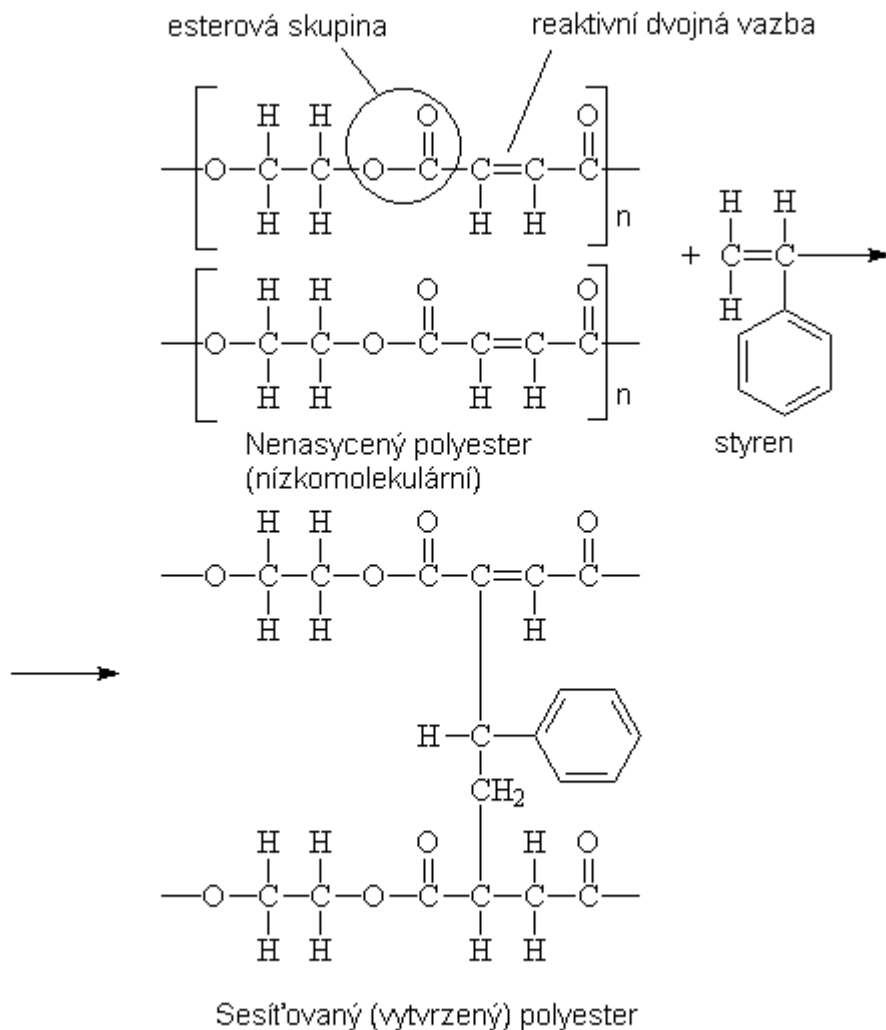
Naproti tomu při kondenzační polymeraci (Obr. 136) chemicky reagují odlišné monomery za vzniku polymerního řetězce a vedlejší nízkomolekulární látky např. H<sub>2</sub>O. Podmínkou pro vznik makromolekulárního řetězce je přítomnost nejméně dvou reaktivních skupin v molekule monomeru.



**Obr. 136 Schéma kondenzační polymerace**

Formální zápis polymerů se provádí tak, že do hranaté závorky se uvádí opakující se konstituční jednotku, jejímž n-tým opakováním je vytvořena makromolekula.

Při síťovacím procesu u reaktoplastů (vytvrzování), musí mít síťující činidlo schopnost reagovat s reaktivními místy sousedních molekul, aby se molekuly dodatečně vzájemně spojily kovalentními vazbami. Síťovací reakce je na příkladu nenasyčeného polyesteru schematicky znázorněna na Obr. 137.



Obr. 137 Schéma síťování nenasyceného polyesteru

### 10.3 Příspěvky do polymerů

Většinou plasty obsahují kromě hlavní složky (makromolekulární látka) i vedlejší složky směsi. Jsou to:

- Plnivo – pevná netěkavá přísada přidávána k makromolekulárním látkám ve větším množství. Upravují se vlastnosti plasty a snižuje se cena. Mohou být organického nebo anorganického charakteru a podle tvaru jsou prášková (úprava fyzikálních vlastností) a vláknová (vyztužují hmotu a podstatně zvyšují pevnost),
- Stabilizátor – přísada udržující vlastnosti makromolekulárních látek na původních nebo blízkých hodnotách během skladování, zpracování a

používání. Především to jsou antioxidanty, světelné stabilizátory a tepelné stabilizátory,

- Mazivo – přísada sloužící ke zlepšení tokových vlastností, k zabránění lepidlosti ve formě aj. obvykle to bývají vosky či kyselina stearedová,
- Změkčovadlo – málo těkává organická látka dodávající polymerům požadované vlastnosti (ohebnost, mrazuvzdornost aj.),
- Nadouvadlo – přísada uvolňující při zpracování plyny pro výrobu lehčených materiálů,
- Antistatické činidlo – přísada potlačující vznik statické elektřiny a tím i ulpívání prachu na povrchu,
- Barvivo – dodává plastům požadovanou barvu.

Směs polymeru s aditivou je k dalšímu zpracování na výrobek nebo polotovar dodávána nejčastěji ve formě granulátu nebo lisovacího prášku. Pro výrobu kompozitních dílů jsou též dodávány skleněné, uhlíkové a jiné tkaniny již předem nasycené plastem (tzv. prepregy).

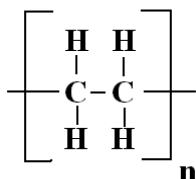
## **10.4 Termoplasty**

Termoplasty jsou plasty, které mají schopnost opakovaně ohřevem měknout a ochlazením tuhnout v teplotním intervalu charakteristickém pro daný plast.

### **10.4.1 Polyolefiny**

Polyolefiny obecně vznikají polymerací olefinových uhlovodíků. Největší technický význam mají polyetylén a polypropylén, které jsou současně polymery vyráběnými v největším objemu. Jejich výroba vychází přímo z etylénové a propylénové frakce při destilaci ropy a není tedy založena na chemické syntéze, jako je tomu u všech ostatních polymerů.

## Polyetylén



Obr. 138 Konstituční jednotky polyetyleny

Podle podmínek polymerace se vyrábí polyetylén různým způsobem a různou hustotou větvení makromolekul, což se odráží ve schopnosti krystalizace a tedy i hustotě. Rozlišují se základní tři typy:

1. polyetylén *nízkohustotní* s rozvětvenými makromolekulami, označovaný jako LDPE (Low Density Polyethylene) s hustotou obvykle mezi 915 – 925 kg.m<sup>3</sup>.
2. polyetylén *vysokohustotní* HDPE s lineárními makromolekulami obsahujícími pouze malé množství krátkých větví. Jeho hustota se pohybuje v rozmezí 950 – 970 kg.m<sup>3</sup>.
3. polyetylén *lineární nízkohustotní*, který nemá sekundární větvení makromolekul označovaný zkratkou LLDPE

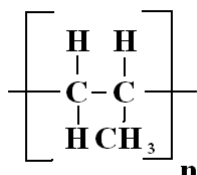
Vlastnosti polyetylénu jsou dány zejména nepolárním charakterem jeho molekuly a schopností krystalizace (se stupněm větvení se zmenšuje). Má obecně dobrou chemickou odolnost, velmi nízkou nasákavost, permeabilitu pro plyny a páry a permitivitu. Hlavní oblastí použití jsou trubky, folie, izolace kabelů a barely.

Nejvýznamnějšími kopolymerem etylenu jsou:

- Kopolymer EVA (etylen-vinylacetát), který je vyráběn v širokém rozsahu složení (od 10 do 40 % vinylacetátu). Vykazuje velmi dobrou adhezi na polární podklady a mohou být využity jako lepidla, nánosy na tkaniny apod.
- Kopolymer etylen-akrylát, které mají podobné vlastnosti jako EVA, jsou však odolnější vůči hydrolýze, i vůči degradaci.
- Kopolymer etylenu s maleinhydridem, případně s kyselinou akrylovou umožňují zavedení karboxylových funkčních skupin do polyetylénu. Z takových kopolymerů lze připravit soli s kationty dvojmocných kovů, jako jsou Ca, Mg, Zn a tak vzniká nová velmi perspektivní skupina materiálů, které

jsou známé pod názvem ionomery. Tyto materiály jsou termoplasticky zpracovatelné, ale při teplotách aplikací mají charakter fyzikálních sítí. Je tedy odstraněn největší nedostatek termoplastů tj. tečení a zároveň největší nedostatek reaktoplastů, tj. nemožnost recyklace.

### ***Polypropylen***



**Obr. 139** Konstituční jednotka polypropylenu

V technické praxi je nejběžnější izotaktický typ mající krystalickou strukturu. Svými vlastnostmi je podobný polyetylenu, ale má nižší hustotu, vyšší teplotu tavení a lepší mechanické vlastnosti. Oproti polyetylenu má však nevýhodu v křehkosti při teplotách pod 0 °C, menší propustnosti pro plyny a páry a horší odolnost 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), který se postupně šíří podél pracovní části tělesa. Polyolefiny dosahují deformace při přetržení několika set procent.

#### **10.4.2 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:

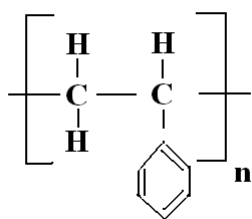
- dobré mechanické vlastnosti,
- dobré elektroizolační vlastnosti,
- samozhášivost danou obsahem chloru v molekule.



Vyplyvá z toho i univerzálnost jeho použití, zejména na profilované výrobky určené pro různá prostředí (potrubí aj.). Měkčený PVC se používá především na folie, profily a opláštění elektrických vodičů. Značný objem PVC se zpracovává ve formě plastisolů (disperze prášku PVC na změkčovadle) pro nanášení otěruvzdorných a korozivzdorných vrstev např. na spodky automobilů. Polymery, u nichž jsou některé nebo všechny vodíkové atomy nahrazeny v olefinické molekule atomy fluoru se nazývají fluoroplasty. Nejvýznamnějším fluoroplastem je polytetrafluoretylén (PTFE – teflon), krystalický polymer s makromolekulami nepolárního charakteru a kovalentními vazbami o vysoké vazebné energii. PTFE odolává zvýšeným teplotám, začíná se rozkládat až od 400 °C. Má velmi nízké hodnoty dielektrických charakteristik. Má extrémní odolnost proti nízkým teplotám (-150 °C) a povětrnosti. Jeho charakteristickou vlastností je rovněž velmi nízký koeficient tření. Nevýhodou jsou špatné mechanické vlastnosti. Oblast použití zahrnují součásti armatur pro vysoké teploty a korozivní prostředí, kluzná uložení, povlaky pro vysokofrekvenční techniku aj.

### 10.4.3 Polystyrénové plasty

Polystyrénové plasty zaujímají světovým objemem výroby třetí místo za polyolefiny a polyvinylchloridem. Dohromady se tyto tři plasty podílejí z více než 85 % na světové spotřebě plastů.



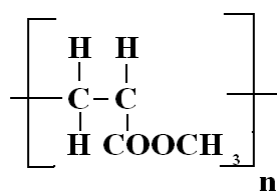
**Obr. 140** konstituční jednotka polystyrenu

Základním polymerem této skupiny je polystyren (PS) s amorfní strukturou způsobenou ataktickou izometrií. Je transparentní s vysokým indexem lomu. Nepolární povaha je příčinou velmi nízké navlhavosti a dobré odolnosti proti kyselinám a zásadám. Je citlivý na korozi za napětí při styku s povrchově aktivními látkami (alkoholy, uhlovodíky). Je tvrdý a křehký, jeho použití je omezeno na méně náročné aplikace spotřebního charakteru. Lepší uplatnění má houževnatý polystyrén,

což je dvoufázový systém složený ze spojitě polystyrénové matrice, ve kterém jsou dispergovány částičky kaučuku. Jako izolační a obalový materiál má značný význam lehčený polystyrén, jehož objemová hmotnost se pohybuje mezi 15 a 50 kg.m<sup>3</sup>. Obsahuje množství dutinek, které vznikají zpěňováním polystyrénu obsahujícího nízkomolekulární látku těkavou při teplotě zpracování, tzv. nadouvadlo.

#### 10.4.4 Polyakryláty

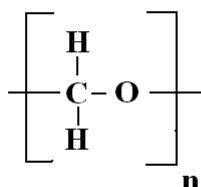
Polymery odvozené od kyseliny akrylové se obecně nazývají polyakryláty. Nejznámějším z nich je polymethylmetakrylát (PMMA) vznikající polymerací methylmetakrylátu, esteru kyseliny metakrylové. V praxi se používá zejména ve tvaru desek jako tzv. organické sklo. Charakteristickou vlastností PMMA je naprostá čírost. Prostupnost světelného záření má větší než 90 % a to v celém rozsahu spektra.



Obr. 141 Konstituční jednotka polymethylakrylátu

#### 10.4.5 Polyacetalý

Z polyacetalů má technický význam polyoxometylen (POM) (polyformaldehyd), který patří nejdůležitější konstrukční polymery.

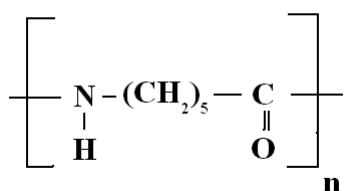


Obr. 142 Konstituční jednotka polyoxometylenu

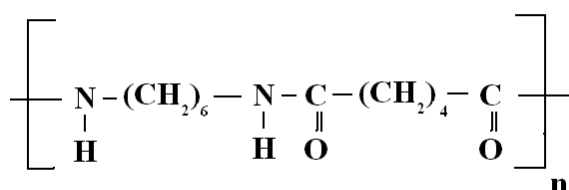
Má vysokou pevnost, tvrdost a rázovou houževnatost až do teploty -40 °C. jeho předností jsou dobré tribologické vlastnosti a spolu s polyamidami tvoří skupinu termoplastů s nejlepší odolností proti otěru.

#### 10.4.6 Polyamidy

Polymery s krystalickou strukturou, obsahující v řetězci dusík. Polyamidy se zpracovávají vstřikováním, vytlačováním a nanášením PA prášků jako povlaků. Základní typ PA 6 (Silamid, Silon) má v neorientovaném stavu pevnost v tahu 45 MPa, po protažení až o 500 % vzrůstá na 500 MPa. PA má velmi nízký koeficient tření a dobře tlumí rázy a chvění, je proto vhodným materiálem na kluzná ložiska, řemenice aj. Výrobky se používají do teploty 120 °C. PA 6 dobře odolává většině organických rozpouštědel s výjimkou metylalkoholu, omezeně odolává zředěným kyselinám. Sorpce vody má za následek bobtnání, čímž se mění tvar výrobků. Další typ PA 66 (Nylon) se vyznačuje vyššími mechanickými vlastnostmi.



Obr. 143 Konstituční jednotka PA6

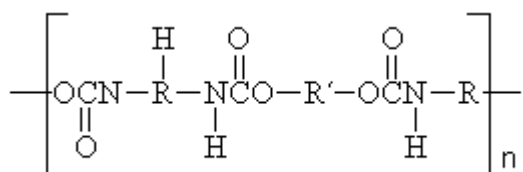


Obr. 144 Konstituční jednotka PA66

#### 10.4.7 Polyuretany

Chemicky jsou polyuretany (PUR) polyester 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 vstřikovacích hmot, licích pryskyřic po lehčené hmoty ve formě tvrdých, polotvrdých a měkkých pěn.



Obr. 145 Konstituční jednotka polyuretanu

## 10.5 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 se v technické praxi používá pojem vytvrzování.

### 10.5.1 Fenolplasty

(fenolformaldehydová pryskyřice – bakelit) vznikají polymerací fenolu s formaldehydem. Podle vzájemného poměru fenolu a formaldehydu a podle způsobu kondenzace se vyrábějí buď novolaky, nebo rezoly. Novolak se používá jako surovina pro nátěrové hmoty, impregnační laky, přísada do tmelů aj. Jako technicky tvrditelné pryskyřice se dodávají novolaky ve formě prášků. Rezoly mají použití především jako pojidla nebo základní suroviny pro nátěrové hmoty, dále jako lepidla a poloprodukty pro výrobu licích pryskyřic, lisovacích a vrstevných hmot. Z fenoplastů se vyrábějí součástky pro elektrotechniku (tělesa vypínačů, jističů), tvrzená tkanina jako konstrukční prvky ve strojírenství. Fenolplasty jsou zdravotně závadné, neboť obsahují volný fenol.

### 10.5.2 Aminoplasty

Aminoplasty vznikají kondenzací formaldehydu s amino sloučeninami (močovinou, melaninem aj.). V mnoha podobách se podobají fenoplastům.

Močovinoformaldehydové pryskyřice se používají jako nátěrové hmoty, vypalovací laky a impregnační prostředky pro textil a papír, lepidla atd. Melaninformaldehydové

pryskyřice jsou pevné, tuhé a transparentní hmoty. Jsou zdravotně nezávadné. Používají se na výrobu laků, lisovacích hmot, elektroizolačních vrstevných hmot, dekoračních vrstevných hmot atd.

### **10.5.3 Epoxidové pryskyřice**

Vyrábějí se v několika druzích, které se liší způsobem vytvrzování. Při vytvrzování epoxidových pryskyřic nevznikají těkavé látky, takže je minimální nebezpečí vzniku bublin a smrštění je minimální. Epoxidy mají vynikající adhezi ke kovům, sklu, keramice i dřevu. Mají dobré chemické a elektroizolační vlastnosti v poměrně široké oblasti teplot. Z hlediska strojírenského použití mají epoxidy největší význam jako matrice kompozitů.

### **10.5.4 Polyesterové pryskyřice**

Jsou nenasycené pryskyřice s lineární nebo slabě rozvětvenou strukturou. Její molekuly obsahují nenasycené dvojnás vazby, které jsou schopny po přidání vhodného monomeru se zúčastnit kopolymerační reakce. Touto reakcí vzniká sesíťovaná struktura, která je chemicky odolná. Síťovací reakce je exotermická.

### **10.5.5 Speciální polymery**

Zatímco většina polymerů se uplatňuje jako velkotonážní plasty, kaučuky a vlákna, rozšiřuje se sortiment speciálních makromolekulárních látek, které jsou vyvíjeny pro splnění určitých požadavků, např. z oboru elektrotechniky, elektroniky a medicíny.

**Polymery pro vysoké teploty** jako jsou aromatické polykarbonáty, polyfenylenoxid, polyimidy, které rozšiřují využití plastů až do teplot 300 °C. Nejznámějším polyimidem, který se vyrábí ve formě vláken např. pro kordy pneumatik, je znám pod názvem Kevlar.

**Elektrovodivé polymery**, jejichž představitelem je například polypyrrol. Jejich další vývoj směřuje především k jejich využití ve fotovoltaice.

**Polymery pro živé organizmy** jako je například polymer meta-metaakrylátu s anorganickými plnivými pro výrobu zubních protéz, polyhydroxyethylmetakrylát pro oční protézy a kontaktní čočky.

## **10.6 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 °C 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. Dalšími charakteristickými vlastnostmi pryže jsou odrazová pružnost, 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.

### **Kaučuky pro všeobecné použití**

Do této skupiny patří kaučuky na bázi nenasycených uhlovodíků izoprenu a butadienu. Z kaučuků pro všeobecné použití se vyrábí většina běžných pryžových výrobků od pneumatik, hadic až po různé technické výlisky. Nejužívanějším plnivem jsou saze, k vulkanizaci se používá převážně síry.

### ***Polyizopren***

Je podstatou přírodního kaučuku získávaného z latexu kaučukodárných rostlin. Stejnou strukturu má i syntetický polyizoprenový kaučuk, 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***

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***

Je nejdůležitějším syntetickým kaučukem, tvoří více než 55 % spotřeby všech kaučuků. Připravuje se kopolymerační reakcí butadienu (70 až 78 %) a styrenu (22 až 30 %). Elasticita a dynamické vlastnosti jsou nižší než vlastnosti přírodního kaučuku. Butadien-styrenový kaučuk se používá pro běhouny pneumatik i pro technickou pryž.

### **Olejuvzdorné kaučuky**

Mezi tyto speciální kaučuky se řadí především kaučuk butadienakrylonitrilový a polychloropren. Butadienakrylonitrilový kaučuk vzniká kopolymerací butadienu a polyakrylonitrilem s jehož obsahem klesá bobnavost v pohonných látkách a v olejích, roste tvrdost, ale klesá elasticita. Polární polychloropren kromě olejuvzdornosti vyniká dobrou odolností proti povětrnosti a ozonu, je samozhášivý a má výbornou adhezi k různým materiálům.

### **Tepluvzdorné kaučuky**

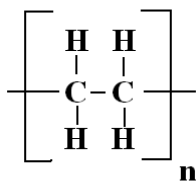
Nejdůležitějším kaučukem této skupiny je kaučuk silikonový. Má trvalou teplotní odolnost 200 °C až 250 °C, krátkodobě až do 350 °C. Avšak pro svojí nízkou hodnotu kohezní energie je jeho pevnost v tahu výrazně menší než u běžných kaučuků.

## **10.7 Struktura polymerů**

Strukturu polymerů lze popsat z hlediska tří úrovní, a to jako strukturu submolekulární, molekulární a nadmolekulární.

### **10.7.1 Submolekulární struktura**

Submolekulární struktura se týká opakující se konstituční jednotky polymerního řetězce a představuje v podstatě chemickou strukturu polymeru (Obr. 146). Základními charakteristikami jsou druhy atomů a vazeb, rozmístění vazeb, velikost a rozmístění substituentů na uhlíkových atomech (bočních skupin).



**Obr. 146 Submolekulární struktura polymeru (PE – polyetylen)**

Atomy uvnitř jedné makromolekuly jsou navzájem poutány kovalentními vazbami. Druh kovalentních vazeb ovlivňuje rozhodujícím způsobem nejen mechanickou pevnost, ale i stabilitu polymeru za vyšších teplot a při působení korozního prostředí. Mezi makromolekulami pak působí o jeden řád slabší sekundární, van der Waalsovy síly.

Tvoří-li molekulu atomy, které mají rozdílnou elektronegativitu, přitahují některé z nich vazebné elektrony poněkud více než druhé a mezi atomy vznikají dipóly. Posuv elektronů, sdílených atomy odlišné elektronegativity, se děje směrem k elektropozitivnějšímu atomu. Atom s větší elektronegativitou získává záporný náboj a druhý atom kladný náboj.

Přítomnost polárních skupin (dipólů) se navenek projevuje polárním charakterem polymeru tehdy, jsou-li přítomné dipóly navzájem nevysytitelné. Znalost chemické stavby polymeru, a zda je polární či nepolární má praktický význam spočívající v možnosti odhadu, jak se bude polymer chovat při působení polárních či nepolárních nízkomolekulárních sloučenin, nebo jaké budou jeho dielektrické vlastnosti. Obecně platí, že polární polymer je napadán nízkomolekulárními látkami a obráceně. Například silně polární polyamidy se vyznačují vysokou sorpcí vody.

## **10.7.2 Molekulární struktura**

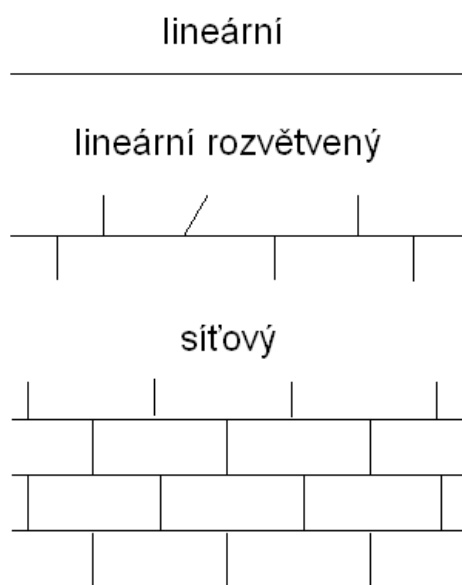
Molekulární strukturou se rozumí uspořádání makromolekul z hlediska velikosti a její distribuce, větve, hustoty sítě a vzájemného uspořádání opakujících se konstitučních jednotek.

Délka makromolekul je jednou z nejvýznamnějších molekulárních charakteristik, protože mimo mechanických a fyzikálních vlastností výrazně ovlivňuje zpracovatelské vlastnosti polymerů (viskozitu taveniny). Aby polymer dosáhl požadovaných fyzikálních a mechanických vlastností, musí polymerační reakce



monomeru proběhnout tak, aby molekuly získaly určitou minimální velikost. Polymery však nemají na rozdíl od nízkomolekulárních sloučenin jednotnou velikost molekul, tedy molární hmotnost. Podle podmínek při polymeraci může mít vzniklý polymer různé poměrné zastoupení molekul dané velikosti, které je charakterizováno distribuční křivkou molárních hmotností. Materiály, které mají vysoký obsah nízkomolekulárního podílu, jsou dobře zpracovatelné z taveniny, mají však nízké hodnoty vrubové houževnatosti. Polymery s úzkou distribuční křivkou a tedy jednotnější velikostí makromolekul se vyznačují j jednotnějšími fyzikálními a mechanickými vlastnostmi. Naopak materiály s relativně vysokým obsahem vysokomolekulárního podílu jsou obtížněji zpracovatelné, protože mají vysokou viskozitu taveniny. Některé nelze ani zpracovávat vstřikováním a musí se slinovat z prášku. Mají však velmi dobrou odolnost proti rázovému namáhání.

V závislosti na typu monomeru a reakčních podmínkách při polymeraci vznikají makromolekuly *lineární*, *rozvětvené* nebo *zesíťované*.



**Obr. 147 Molekulární struktura polymerů**

### ***Lineární polymery***

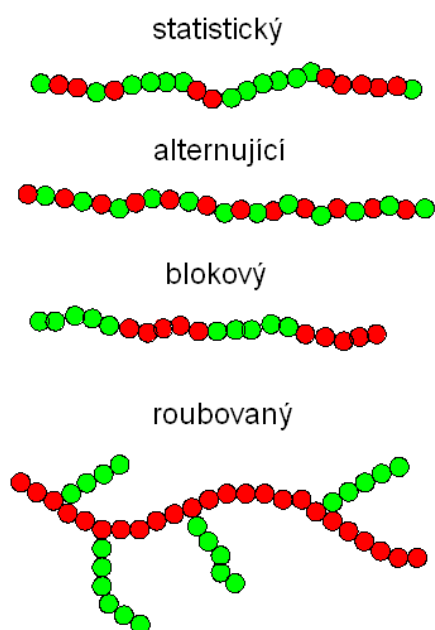
Jsou tvořeny lineárním řetězcem. Ohebnost řetězce je příčinou houževnatosti v tuhém stavu a dobré tekutosti a zpracovatelnosti v roztaveném stavu.

### **Rozvětvené polymery**

Jsou tvořeny lineárním hlavním řetězcem, z něhož odbočují postraní řetězce (větve) krátké nebo dlouhé a může jich být větší či menší počet. Pohyblivost řetězců je zpravidla menší než u lineárních polymerů a projevuje se sníženou tekutostí v roztaveném stavu.

### **Zesíťované polymery**

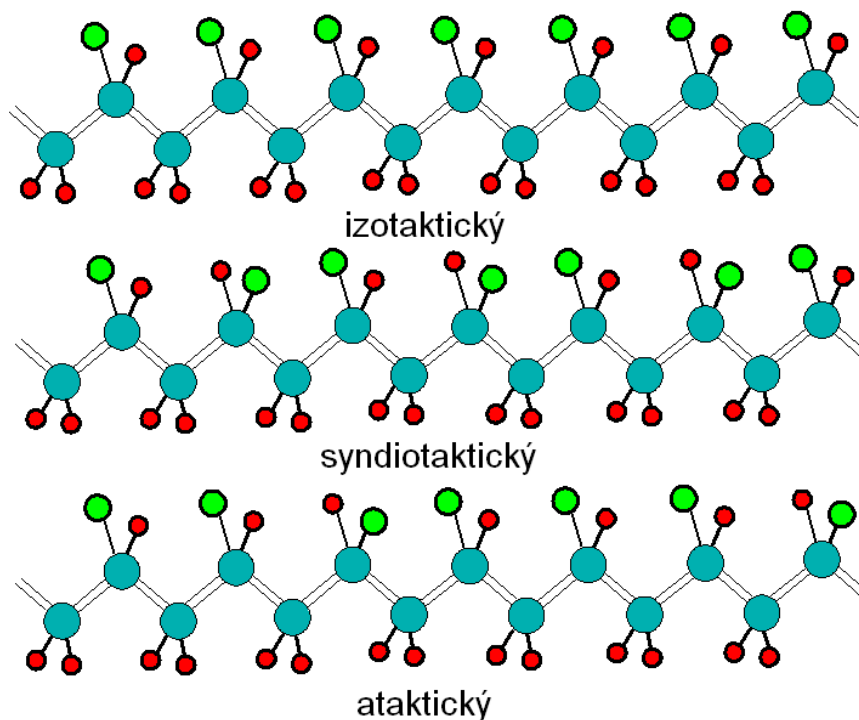
Vznikají z několika lineárních řetězců spojenými příčnými vazbami (můstky). Svázáním řetězců se zmenšuje jejich pohyblivost jako celku a pohyblivými zůstávají jen úseky makromolekul mezi můstky. Při vysokém stupni zesíťování jsou prakticky všechny původní makromolekuly v polymeru pospojovány příčnými vazbami, takže vznikne jediná prostorová zesíťovaná makromolekula. Vytvořením takovéto prostorové struktury ztrácejí polymery rozpustnost, tavitelnost, schopnost krystalizace, zhoršuje se houževnatost, ale naopak se zlepšuje teplotní odolnost a zvyšuje se tvrdost.



**Obr. 148 Molekulární struktura kopolymerů**

Podle geometrické uspořádanosti molekulárního řetězce, kdy je kritériem poloha postranních substituentů – R na tzv. asymetrickém uhlíku, rozlišují se polymery **ataktické**, se zcela nahodilými polohami postranních substituentů – R, **syndiotaktické** s pravidelným střídáním substituentů a **izotaktické** se substituenty

umístěnými na jedné straně vzhledem k asymetrickému uhlíku. **Takticita** řetězce podstatně ovlivňuje krystalizační schopnost polymerů.



Obr. 149 Tacticita molekulární struktury polymerů

### 10.7.3 Nadmolekulární struktura

Nadmolekulární strukturou se rozumí vzájemné uspořádání makromolekul a útvarů vzniklých agregací jejich většího množství. Základními charakteristikami jsou druh elementární krystalové buňky, tloušťky lamelárních krystalů, krystalinita, velikost sféroidů a stupeň orientace.

Předpokladem pro to, aby se makromolekulární řetězce mohly vzájemně uspořádat do vyšších útvarů, je jejich schopnost nabývat různých tvarů. Polymerní řetězce jsou různě tuhé a jejich geometrie se může měnit v závislosti na struktuře opakujících se konstitučních jednotek a na pravidelnosti jejich uspořádání v makromolekule. Makromolekuly mají snahu zaujmout polohy, které odpovídají minimální volné energii systému. Nejpravděpodobnější je proto konformace zcela nahodilého klubka. Působením vnějších sil a tepelné energie se polohy skupin atomů mění, molekulární řetězce zaujímají nové pozice.

Krystalizační schopnost polymerů je ovlivňována geometrií molekulárního řetězce. Nejlepší předpoklady pro krystalizaci mají jednoduché, symetrické, lineární polymery,

jako polyetylen nebo polytetrafluoretylen, jejichž uhlíkovou páteř obklopují pravidelně uspořádané atomy stejného typu. Schopnost krystalizovat se snižuje, jsou-li mezi bočními atomy vodíku přítomny jiné rozměrnější atomy, jako např. Cl u polyvinylchloridu nebo skupiny atomů způsobující geometrickou nepravidelnost řetězce (CH<sub>3</sub>, C<sub>6</sub>H<sub>5</sub>).

Polymery se tedy vyznačují různou schopností krystalizovat. Navíc, pokud je polymer schopen krystalizace, nekystalizuje v celém objemu, ale určitý podíl vždy zůstává v neuspořádaném, amorfním stavu. Takovéto polymery proto patří k semikrystalickým látkám. Strukturální charakteristikou je podíl krystalické fáze, neboli **krystalinita**. Metody stanovení krystalinity jsou založeny na odlišných fyzikálních projevech krystalické a amorfní fáze. Nejběžnějším způsobem je stanovení krystalinity z hustoty.

$$X_c = \frac{\rho_c}{\rho} \cdot \left( \frac{\rho - \rho_a}{\rho_c - \rho_a} \right) \quad (11.1)$$

kde  $X_c$  je hmotnostní podíl krystalické fáze,  $\rho$  je hustota vzorku o neznámé krystalinitě,  $\rho_c$  je hustota ideálního krystalu, vypočtená z mřížkových parametrů elementární buňky, ve které polymer krystalizuje,  $\rho_a$  je hustota ideální amorfní fáze získaná např. extrapolací z teplotní závislosti hustoty taveniny na laboratorní teplotu.

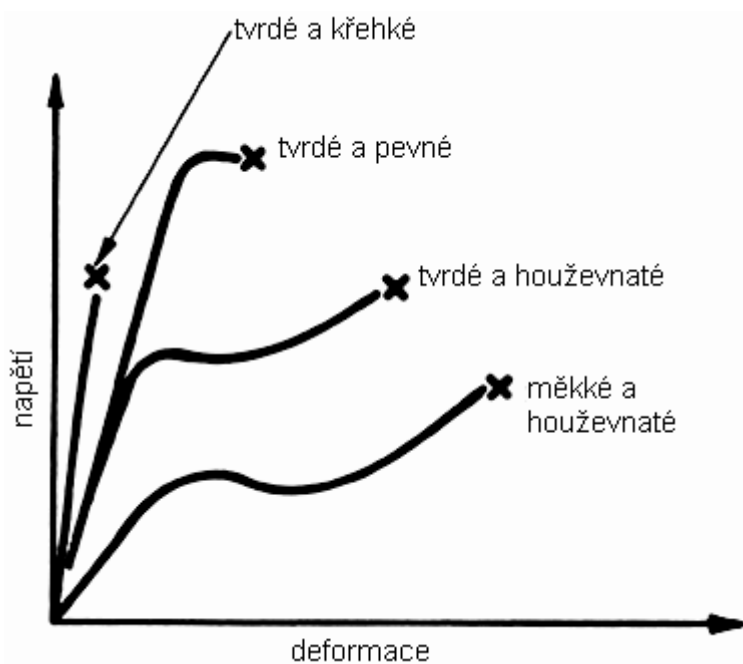
Hodnoty  $\rho_c$  a  $\rho_a$  jsou pro většinu běžných polymerů tabelovány a pro stanovení krystalinity je tedy nutno experimentálně změřit pouze hustotu vzorku. Na krystalinitě závisí většina fyzikálních i mechanických vlastností. Vyplývá to právě z rozdílně těsnosti uspořádání řetězců v krystalické a amorfní fázi.

## **10.8 Mechanické vlastnosti**

Vlastnosti plastů jsou závislé jednak na chemickém složení, jednak na velikosti, struktuře a vzájemné pohyblivosti řetězců makromolekul. Plasty, jejichž podstatnou složkou jsou polymery, se svými vlastnostmi přibližují vlastnostem tuhých těles, které jsou charakterizovány elasticitou nebo vlastnostem viskózních kapalin, které jsou charakterizovány viskozitou a to v závislosti na teplotě a době používání.

### 10.8.1 Tahové diagramy

Průběh tahových diagramů (Obr. 150) je silně závislý na teplotě i čase (rychlosti zatěžování a u jednoho typu plastů se mohou v závislosti na podmínkách zkoušky vyskytovat různé tvary od křehkého charakteru (nízké teploty, vysoké rychlosti zatěžování) přes křivky s výraznou mezí kluzu za normálních teplot až po houževnatý charakter bez meze kluzu. U tahové zkoušky plastů jsou ve srovnání s kovy dvě základní odlišnosti. Uvažujeme-li pevnost materiálu jako maximální dosažené napětí, pak pro některé plasty s výraznou mezí kluzu to může být mez kluzu, a to v tom případě, kdy napětí při přetržení je nižší než mez kluzu. Pro plasty, u kterých je naopak napětí při přetržení vyšší než mez kluzu, je nutno považovat za pevnost tuto hodnotu. Časová závislost deformačního chování je důvodem, že u plastů nemohl být zaveden pojem tažnosti, tak jak je definován u kovů, kdy její výpočet je založen na trvalých deformacích. U plastů se proto používá pojmu prodloužení při přetržení, které zahrnuje jak elastickou, tak plastickou deformaci.



Obr. 150 Charakteristické křivky napětí – deformace pro polymerní materiály

## 10.8.2 Mechanizmy plastické deformace

Plastické deformace, které se uskutečňují ve velmi malých objemech, vznikají u plastů dvěma mechanizmy:

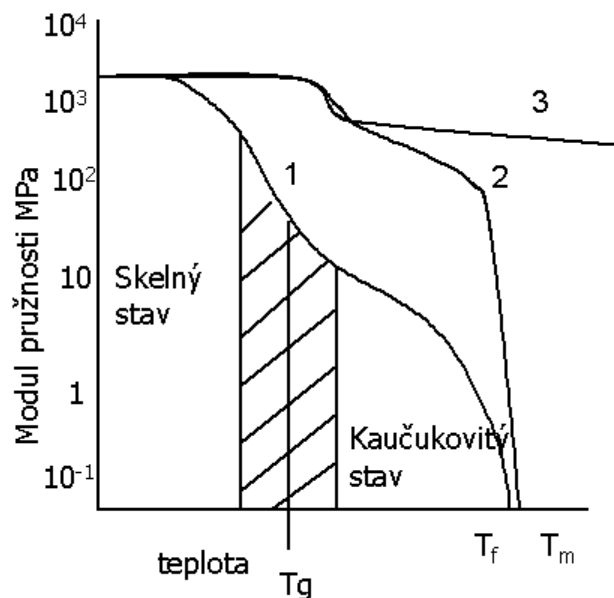
1. Distorzním mechanizmem, jehož podstatou je vznik smykových pásů za téměř konstantního objemu. Ve smykových pásech je podstatně větší deformace než v okolních oblastech. Smykové pásy umožňují plastickou deformaci většího rozsahu v makroobjemu a obvykle vedou ke vzniku meze kluzu.
2. Dilatačním mechanizmem za vzniku lokálně přetvořených zón (LPZ). Vznik LPZ je spojen se zvětšováním objemu, jedná se o dilatační proces. LPZ mají diskovitý tvar o tloušťce 10 až 100 nm, příčné rozměry (až mm) jsou závislé na typu polymeru a podmínkách namáhání. Protože okolní nepřetvořený materiál brání příčné kontrakci, je plastická deformace doprovázena vznikem pórovité hmoty uvnitř LPZ. Při zdánlivém vzhledu otevřené trhliny tvoří vnitřní část LPZ fibrilární útvary vzniklé orientací makromolekul ve směru působícího tahového napětí, zbytek objemu LPZ jsou pak dutiny. Hustota uvnitř LPZ je mezi 40 až 60 % hustoty kompaktního polymeru. Po dosažení mezního prodloužení fibrilárních útvarů se LPZ porušují za vzniku větších dutin (kavit) až do vytvoření ostré trhliny, která po dosažení kritické velikosti vede k porušení rychlým křehkým lomem. LPZ se tvoří především v lineárních amorfních polymerech (PS, PMMA, PVC, PPO), při dlouhodobém namáhání však LPZ vznikají i v semikrystalických polymerech (PE, PP, PET, POM). Za přítomnosti nízkomolekulárních látek jsou přítomny i v epoxidových reaktoplastech.

## 10.8.3 Teplotní závislost modulu pružnosti

U plastů jako viskoelastických materiálů jsou ve větší nebo menší míře jejich vlastnosti ovlivňovány teplotou. Teplotní závislost *viskoelastického chování* slouží rovněž jako hledisko roztřídění plastů. U plastů se objevuje mezi stavem tuhým (sklovitým) a kapalným (viskózním) ještě pro ně charakteristický stav kaučukovitý. Hranice mezi sklovitým a kaučukovitým stavem je teplota skelného přechodu  $T_g$ , charakteristická pro každý druh polymeru.

Sklovitý stav (pod  $T_g$ ). Makromolekuly jako celky jsou tuhé a mechanickým napětím dojde převážně jen k malým, okamžitě se projevujícím deformacím, neboť se jen

nepatrně mohou měnit vzdálenosti atomů v makromolekulách. Platí zde Hookeův zákon. Polymer je tvrdý a křehký.



Obr. 151 Průběhy závislosti modulu pružnosti polymerů na teplotě, 1 - amorfní, 2 - semikrystalické, 3 - síťované.

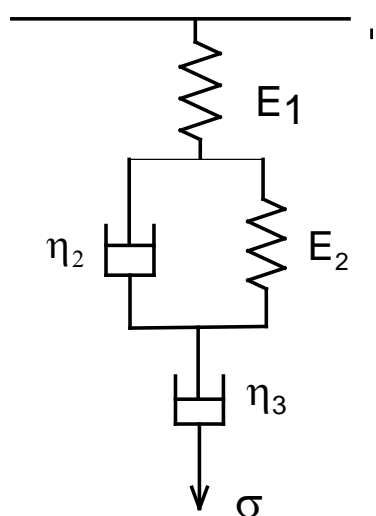
Oblast skelného přechodu (kolem  $T_g$ ). Při ohřevu na tuto teplotu se již projevuje pohyblivost celých úseků makromolekul, řetězce se působením napětí začínají rozvíjet a schopnost deformace se zvětšuje. Hmota měkne, modul pružnosti klesá a schopnost tlumit vibrace a rázy dosahuje maxima.

Kaučukovitý stav (nad  $T_g$ ). Při mechanickém napětí se řetězce snadno rozvíjejí, ale nikoliv ihned, protože k tomu potřebují určitou dobu. Po uvolnění napětí se opět pozvolna vrací do původního neuspořádaného stavu, který je pro ně nejstabilnější. Tato zpožděná elastická deformace se nazývá viskoelastická deformace a je charakteristická právě pro chování plastů. Amorfní termoplasty a elastomery jsou v tomto stavu měkké a pružně tvárné, semikrystalické termoplasty jsou pevné a houževnaté, protože pevnost krystalických oblastí je dosti vysoká. Kaučukovitý stav se projeví jen v amorfních oblastech polymeru. Reaktoplasty v této oblasti měknou jen málo, pokles modulu pružnosti je u nich nepatrný. Viskózní stav se objevuje u lineárních polymerů, a to u amorfních nad teplotou měknutí  $T_f$ , u semikrystalických nad teplotou tavení krystalitů  $T_m$ . V tomto stavu se mohou řetězce volně přemisťovat, nastává viskózní tok, způsobující nevratnou plastickou deformaci. U

zesíťovaných polymerů viskózní tok v podstatě nenastává, takže je není možno roztavit.

#### 10.8.4 Viskoelastické chování polymerů

Makromolekuly mohou obecně zaujímat různé konformace v závislosti na působícím napětí, teplotě a čase. Časově závislé konformační změny jsou příčinou viskoelastického deformačního chování polymerů. K charakterizaci tohoto chování se využívají různě složité reologické modely. Pro podmínky tečení je vhodný čtyřparametrový model, vystihující poměrně dobře chování lineárních polymerů (Obr. 152). Podle tohoto modelu se celková deformace  $\varepsilon_c(\tau)$  v čase  $\tau$  skládá z deformace elastické časově nezávislé  $\varepsilon_1$  (platí Hookeův zákon), z deformace elastické časově závislé  $\varepsilon_2$  a z deformace trvalé  $\varepsilon_3$ , vzniklé tečením viskózního členu o viskozitě  $\eta_3$ . Deformace  $\varepsilon_1$  je určována tuhostí pružiny charakterizované modulem pružnosti  $E_1$ . Při zatížení se projeví deformace velikosti  $\varepsilon_1$  okamžitě, bez časového zpoždění. Rovněž tak při odlehčení modelu tato deformace okamžitě vymizí. Trvalá deformace  $\varepsilon_3$  je znázorněna netěsným pístem pohybujícím se ve válci s kapalinou o viskozitě  $\eta_3$ . V okamžiku, kdy začne na píst působit vnější síla, pohybuje se konstantní rychlostí. Přestane-li vnější síla působit, pohyb pístu okamžitě ustává a návrat pístu do původní polohy, jako u pružiny, není možný. Velikost trvalé deformace je závislá na velikosti působícího napětí a čase.



Obr. 152 Reologický model tečení polymerů



K charakterizaci elastické, časově závislé deformace  $\varepsilon_2$  je použito reologického modelu složeného z paralelního uspořádání elastického členu s modulem pružnosti  $E_2$  a viskózního členu o viskozitě  $\eta_2$ . Po zatížení je deformace pružiny brzděna viskózním členem. Podobně při odlehčení modelu je návrat pružiny do původní polohy brzděn. Jde tedy o deformaci elastickou, ale časově závislou. Při využití zákonů popisujících deformační chování elastického a viskózního členu je možno vyjádřit závislost celkové deformace na čase rovnicí:

$$\varepsilon_c(\tau) = \sigma \cdot \left[ \frac{1}{E_1} + \frac{1}{E_2} \cdot \left( 1 - e^{-\frac{E_2}{\eta_2} \cdot \tau} \right) \right] + \frac{\tau}{\eta_3} \quad (11.2)$$

Poměr  $\frac{\eta_2}{E_2}$  je nazýván retardačním časem  $\tau_r$  a je důležitou charakteristikou polymerního materiálu. Retardační čas  $\tau_r$  se s rostoucí teplotou exponenciálně zkracuje.

Nahrazení experimentálně zjištěné *kríkové křivky* jednoduchým reologickým modelem, jakým je uvedený čtyřparametrový model, je možné jenom pro nízké úrovně namáhání, kdy se uvažuje platnost lineární viskoelastivity. V oblasti lineární viskoelastivity je modul pružnosti  $E$  závislý jenom na čase a teplotě, nikoliv na napětí. Pokud je splněna podmínka platnosti lineární viskoelastivity, je možno při výpočtu modulu pružnosti použít lineární teorii. Např. pro jednoosé statické namáhání se stanoví velikost časově závislého modulu pružnosti  $E(\tau)$  pomocí modifikovaného Hookeova zákona:

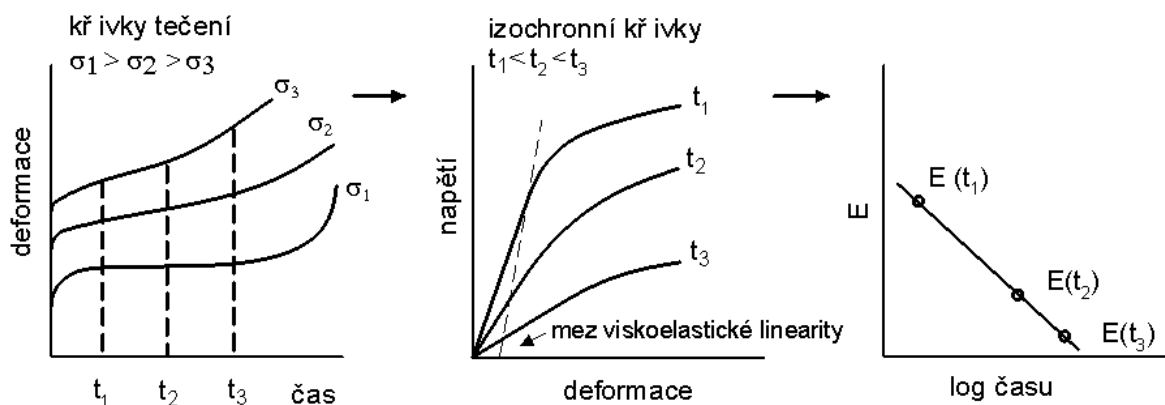
$$E_c(\tau) = \frac{\sigma}{\varepsilon_c(\tau)} \quad (11.3)$$

kde  $\varepsilon_c(\tau)$  je celková poměrná deformace v čase  $\tau$ .

Předpokládá se, že v oblasti viskoelastické linearity se  $\varepsilon_c(\tau)$  skládá takřka výhradně z deformací elastických  $\varepsilon_1, \varepsilon_2$ . Deformace trvalé  $\varepsilon_3$ , vzniklé viskózním tečením, se v porovnání s deformacemi  $\varepsilon_1 + \varepsilon_2$  zanedbávají.

V inženýrské praxi se časově závislý modul pružnosti stanovuje z izochronních křivek, vyjadřujících závislost napětí  $\sigma$  na deformaci  $\varepsilon$  pro konstantní čas. V oblasti

viskoelastické linearity, kdy  $\varepsilon$  je přímo úměrné napětí, se modul pružnosti pro různé časy vypočítá z modifikovaného Hookeova zákona. *Izochronní křivky* je možné získat zpracováním jak křivek tečení, tak relaxačních, nejčastěji se však používá křivek tečení (Obr. 153). Z takto získané časové závislosti je možno extrapolací stanovit modul pružnosti pro dlouhé časy odpovídající předpokládané životnosti výrobku.



Obr. 153 Křivky tečení

### 10.8.5 Odolnost proti povětrnostním vlivům

Souhrn všech dlouhodobých nevratných změn vlastností polymerů se nazývá stárnutí. Stárnutí zahrnuje dlouhodobé změny vyvolané všemi vlivy působícími na polymery při jejich používání nebo skladování. Nejvýznamnějšími vlivy jsou vlivy povětrnosti, prostředí, tepla, ionizačního záření, vlivy mechanické a elektrické. Stárnutí je tedy souhrn všech změn, které v polymeru probíhají, ať jde o reakce spojené se změnami chemické struktury nebo o nevratné fyzikální a fyzikálně chemické změny. Chemické pochody mohou vést k odbourávání i ke zvětšování makromolekul a ke změnám doprovodných látek (změkčovadel, aditiv apod.). Mezi fyzikální a fyzikálně chemické pochody patří změny krystalické a sférolitické struktury, ztráty nízkomolekulárních podílů (změkčovadel, stabilizátorů aj.) odpařením, vyluhováním, migrací atd. i přírůstek nízkomolekulárních podílů (vody, elektrolytů) difuzí, bobtnáním, absorpcí nebo iontovou výměnou. Všechny tyto změny vedou ke zhoršení užitných vlastností polymerů.

Z hlediska doby stárnutí rozeznáváme přirozené stárnutí a stárnutí urychlené, jehož větší rychlosti se dosahuje intenzivnějším působením některého z hlavních faktorů stárnutí:

- **Ultrafialové záření** – Následkem absorpce světelné energie dochází u polymerů k fotochemickým reakcím, které vedou až k odbourávání polymerů. Většina polymerů podléhá vlivem UV záření chemickým reakcím, neboť obsahuje chromoforní skupiny (jako pravidelné součásti struktury nebo jako nečistoty), schopné absorbovat toto záření. Například skupina C=O absorbuje záření o vlnových délkách 270 až 360 nm, aromatické kruhy až do délek 350 nm, izolované vazby C=C pod 200 až 250 nm, konjugované dvojně vazby delší vlnové délky. Absorbovala-li molekula polymeru část UV-záření uvedenými skupinami, přechází do nestabilního excitovaného stavu. Částice v excitovaném stavu se může přebytku energie zbavit různým způsobem. Může přenést energii po srážce na jinou molekulu, která se tím excituje, může se postupně vrátit do své výchozí energetické hladiny reemitováním přebytku energie, může podlehnout molekulárnímu přesmyku, čímž se přebytek energie uvolní jako teplo, může dojít k přetržení vazby.
- **Účinek kyslíku** – Při mírných teplotách bývá struktura většiny polymerů při působení molekulárního kyslíku bez záměrné katalýzy (autooxidaci) dosti stálá. Významná je proto tvorba radikálů, které rychle reagují s kyslíkem. Tyto radikály mohou vznikat fotolýzou, termolýzou, radiolýzou i mechanickými silami. Velmi citlivé vůči oxidaci jsou polydieny, u nichž dochází k primárnímu ataku na metylenové skupině. Výsledkem oxidace je štěpení řetězců a síťování. Reaktivita s kyslíkem se zvyšuje s počtem dvojných vazeb v hlavním řetězci. Proto jsou k oxidaci citlivější polydieny s vysokou nenasyceností v hlavním řetězci a s nízkým obsahem postranních vinylových skupin (např. syntetický polyisopren).
- **Vliv ozónu** – Vliv ozónu je velmi podobný vlivu kyslíku, ovšem průběh je značně rychlejší. Degradace ozónem je proto velmi závažná především pro nenasycené elastomery.
- **Vliv tepla** – Zvýšení teploty o 10 °C způsobí zrychlení chemických reakcí včetně oxidace na dvojnásobek. Sluneční záření, obsahující asi 50 % infračerveného záření, zvyšuje povrchovou teplotu, což přispívá k destrukci polymeru (např. v rovníkových oblastech dosahuje povrchová teplota nátěrů až 80 °C). Na tuto teplotu má značný vliv také barevný odstín nátěru.

- **Účinek vody** – Voda je jedním z nejdůležitějších faktorů způsobující odbourávání polymerů. Vymývá všechny ve vodě rozpustné katalyzátory i produkty odbourávání, které by mohly katalyzovat další destrukci. Vymývá ovšem také antioxidanty a světelné stabilizátory. Voda, která vnikne dovnitř polymeru, může působit jako změkčovadlo, může bobtnat nebo až úplně rozrušit některé polymery. Hydrolyzu polymerů urychluje zvýšená teplota a kyselé nebo zásadité prostředí. Voda má také velký vliv na růst mikroorganismů, které jsou schopny odbourávat polymery.
- **Vliv dalších faktorů** – Jedná se například o vítr, který unáší částičky písku a způsobuje erozivní opotřebení polymeru. Jinými faktory je znečištění atmosféry emisemi ať plynými tak i tuhými či aerosoly. Emise obsahují například oxidy síry a dusíku i uhlovodíky.

## 11 Kompozity

Kompozity (neboli kompozitní materiály) tvoří jedna nebo více nespojitých fází, uložených ve fázi spojitě. Diskontinuální fáze bývá obvykle pevnější než fáze spojitá a označuje se jako **výztuž**, zatímco spojitá fáze se nazývá **matrice**.

Matrice je nositelkou tvaru kompozitu a její funkcí je přenos zatížení do vyztužující fáze. V porovnání s výztuží má obvykle nižší pevnost a vyšší plasticitu. Odděluje jednotlivé částice zpevňující fáze a brání rozvoji křehkého lomu. Materiálem matrice může být kov, polymer nebo keramika.

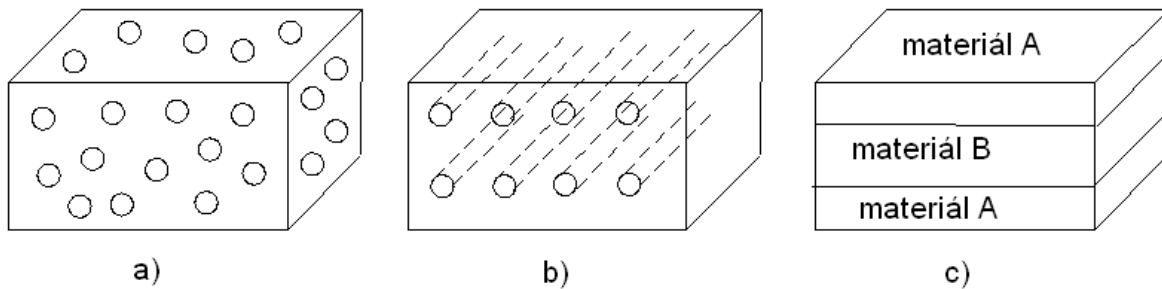
Výztuž přejímá většinu vnějšího zatížení, proto je od ní vyžadována vysoká pevnost a vysoký modul pružnosti. Pro výztuž je charakteristická malá deformace do lomu při převládajícím podílu pružné deformace. K popisu kompozitu je nutné, kromě specifikace složek, znát i geometrii výztuže, která může být popsána tvarem, orientací a koncentrací. Tvar jednotlivých částic lze většinou přirovnávat k jednoduchým geometrickým formám. Jejich velikost, distribuce a orientace určují také mezifázový povrch. Objemový zlomek je jeden z nejdůležitějších parametrů ovlivňující vlastnosti kompozitu.

Orientace vyztužující fáze ovlivňuje celkovou izotropií systému, mají-li náhodně rozmístěné vyztužující částice tvar a rozměry ve všech směrech přibližně stejné, vykazuje kompozit z makroskopického hlediska izotropní chování. Kompozit vyztužený orientovanými krátkými nebo spojitými vlákny vykazuje značnou anizotropii vlastností.

Rozhraní je hraniční objem nebo plocha mezi výztuží a matricí, může být zřetelně definované (plocha) nebo postupné (objemová vrstva). Obecně je to oblast, při jejímž průchodu se mění materiálové parametry jako koncentrace prvků, krystalová struktura, hustota, elastický modul, koeficient tepelné roztažnosti a jiné.

Kvalita rozhraní rozhoduje rovněž o chování kompozitu při mechanickém namáhání, protože zprostředkuje přenos aplikovaného zatížení z matrice do výztuže. Je-li vazba mezi matricí a výztuží pevná, má kompozit vyšší pevnost a porušuje se křehkým lomem, v opačném případě dochází při porušení k vytahování vláken a kompozit má vyšší lomovou houževnatost. Vazba mezi matricí a výztuží může být fyzikální, kdy o kvalitě rozhoduje smáčivost povrchu výztuže a rozdíl koeficientů tepelné roztažnosti.

Druhý typ spojení je vazba chemická, kde kromě výše uvedených efektů dochází k chemické reakci mezi matricí a povrchem výztuže.



**Obr. 154 Schéma kompozitů a) s vyztužujícími částicemi, b) s vyztužujícími vlákny, c) vrstvený kompozit**

Kompozitní materiály lze rozdělit podle mnoha různých kritérií, z nichž nejčastěji jsou níže uvedené:

***podle použité matrice***

- kompozity s kovovou matricí
- kompozity s polymerní matricí
- kompozity s keramickou matricí

***podle druhu zpevňující fáze***

- kompozity s kovovou výztuží
- kompozity se skleněnou výztuží
- kompozity s keramickou výztuží
- kompozity s polymerní výztuží
- kompozity zpevněné whiskery
- kompozity s výztuží na bázi organického materiálu

***podle geometrického tvaru zpevňující fáze***

- kompozity zpevněné částicemi (partikulové kompozity)
- kompozity zpevněné vlákny

## **11.1 Částicové kompozity**

Pro částicové kompozity je charakteristické, že zpevňující fáze je dispergována v matrici a jednotlivé částice výztuže jsou vzájemně oddělené. Výztuž je považována za částicovou, jsou-li její rozměry ve všech směrech přibližně stejné. Nejčastějšími tvary výztuže jsou koule, krychle, tyčinka a destička. Materiál částic i matrice může být libovolná kombinace kovů a nekovů a záleží jen na požadovaných výsledných vlastnostech kompozitu. Částice v kompozitu omezují rozvoj plastických deformací materiálu matrice. Z hlediska přenosu napětí na výztuž je potenciál částicových kompozitů nižší než ve srovnání s kompozity vláknovými. Z tohoto důvodu jsou částice účinné ve zlepšení tuhosti a povrchové tvrdosti, ale nenabízejí podstatné zvýšení pevnosti v tahu. Ve všech typech matric způsobují zlepšení vlastností při zvýšených teplotách a zvyšují creepovou odolnost. Mechanismus těchto jevů je ovšem u různých typů matrice jiný.

Důvodem výztuže v polymeru může být i snížení ceny výrobku, proto se částice v této souvislosti běžně označují jako plnivo. Plnivem v polymerní matrici lze výrazně ovlivnit jak mechanické vlastnosti, redukovat smrštění během tuhnutí, zvýšit tvrdost materiálu, odolnost proti otěru ale i další parametry, které nesouvisí s mechanickými vlastnostmi jako je tepelná i elektrická vodivost, barva nebo hořlavost.

Důležitou kategorií částicových kompozitů jsou disperzně zpevněné kovové materiály připravované práškovou metalurgií, které jsou složeny z kovové matrice a jemně rozptýlených stabilních částic oxidů, nitridů, karbidů nebo boridů. Jsou izotropní, dají se svařovat a nacházejí použití především v extrémně tepelně namáhaných konstrukcích, jako jsou díly raket, lopatky plynových turbín, jaderné reaktory atd.

Existují i částicemi vyztužené keramické materiály, kdy je tuhá keramická fáze dispergována v tuhé keramické matrici, a obě fáze přispívají k odolnosti kompozitu za vysokých teplot. Další možnou variantou kompozitu je kombinace keramické matrice a kovu, tyto materiály se nazývají cermety a kov zvyšuje houževnatost jinak křehké matrice. Cermety se používají na nástroje pro vysokorychlostní obrábění.

### **11.1.1 Disperzně zpevněné kompozity**

Tyto složené materiály obsahují částice sekundární fáze velmi jemné, jejich průměr obvykle nepřesahuje 0,25  $\mu\text{m}$ . Částice těchto velikostí působí jako překážky pohybu

dislokací v matici a mají významný zpevňující účinek, který se většinou zachovává i při vyšších teplotách. Disperzně zpevněné kompozity mají proto velmi dobrou žárupevnost. K dosažení optimálního zpevňovacího účinku částic je třeba volit vhodný druh částic, jejich velikost, tvar, rozložení a množství v matici. Materiál částic musí být také málo rozpustný v materiálu matrice (např.  $\text{Al}_2\text{O}_3$  ve slitině hliníku) a oba materiály musí mít dobrou vzájemnou soudržnost na fázovém rozhraní částice-matrice.

Příkladem disperzně zpevněného kompozitu je slinovaný hliníkový prášek, který tvoří hliníková matrice zpevněná částicemi  $\text{Al}_2\text{O}_3$  v množství do asi 14 %. Další významnou skupinu disperzně zpevněných kompozitů tvoří kovy a slitiny zpevněné částicemi  $\text{ThO}_2$  nebo  $\text{Y}_2\text{O}_3$ . Přísadou 1 až 2 %  $\text{ThO}_2$  se zpevňuje nikl, žárupevné slitiny niklu a wolframu. Oba oxidy se využívají ke zvýšení žárupevnosti slitin niklu, používaný například pro výrobu součástí plynových turbín. Ze stejného důvodu se přidávají do žárupevných magnetických materiálů s kobaltovou maticí ( $\text{Co} - \text{ThO}_2$ ,  $\text{Co} - \text{Y}_2\text{O}_3$ ) nebo slouží k výrobě žáruvzdorných topných odporů ( $\text{W} - \text{ThO}_2$ ,  $\text{W} - \text{ZrO}_2$ ).

### 11.1.2 Slinuté karbidy

Slinuté karbidy jsou nástrojové materiály tvořené tvrdými keramickými částicemi, uloženými v kovové matici. Tvrdou složkou těchto materiálů jsou částice karbidu wolframu o vysoké tvrdosti, tuhosti a teplotě tání, popř. částice karbidu titanu, karbidu tantalu aj. Tyto částice jsou uloženy v houževnaté matici kobaltu. Značná část slinutých karbidů je určena pro řezné aplikace a tyto slinuté karbidy jsou označovány podle ČSN ISO 513 symboly HW a HF a podle použití rozděleny do šesti skupin P, K, M, N, S a H.

Skupina P je určena pro obrábění materiálů, které tvoří dlouhou třísku, jako jsou uhlíkové oceli, slitinové oceli a feritické korozivzdorné oceli. Složení tohoto slinutého karbidu je WC (30 až 82 %) + TiC (8 až 64 %) + Co (5 až 17 %). Karbid titanu a karbid tantalu zlepšují odolnost proti vymílání na čele nástroje.

Skupina K je určena pro obrábění materiálů, které vytvářejí krátkou, drobivou třísku (zejména grafitické litiny, neželezné slitiny a nekovové materiály). Složení tohoto slinutého karbidu je WC (87 až 92 %) + Co (4 až 12 %) + (TaC, NbC). Přidání



malého množství karbidu tantalu a karbidu niobu zajistí zpomalení růstu zrna WC a výsledný slinutý karbid má pak jemnější zrno.

Skupina M má univerzální použití a je určena pro obrábění materiálů, které tvoří dlouhou a střední třísku, jako jsou lité oceli, austenitické korozivzdorné oceli a tvárné litiny. Složení tohoto slinutého karbidu je WC (79 až 84 %) + TiC (5 až 10 %) + TaC, NbC (4 až 7 %) + Co (6 až 15 %).

### **11.1.3 Brusiva**

Kotouče pro broušení a řezání obsahují tvrdé částice  $Al_2O_3$ , SiC, kubického nitridu bóru (CBN) nebo diamantu, umístěné v houževnaté polymerní matrici nebo v kovové matrici (u CBN a diamantu). Obnova řezné hrany nástroje probíhá obdobně jako u slinutého karbidu. Vlastnosti brusného kotouče ovlivňuje druh a zrnitost brusiva, druh a množství pojiva, obtížnost vytržení částic z matrice a také pórovitost kompozitu. Brusné kotouče s větší pórovitostí se používají pro hrubé broušení, aby se zabránilo přehřívání nástroje.

### **11.1.4 Polymerní kompozity**

Mnohé polymery používané v technické praxi obsahují plniva a další přísady, což znamená, že jsou složené materiály – kompozity. Příkladem může být elastomer, který obsahuje částice sazí (uhlík) v matrici vulkanizovaného kaučuku. Lehká kulovitá zrna uhlíku zvyšují pevnost, tuhost a tvrdost pryže, odolnost proti opotřebení a proti zvýšené teplotě. V polymerech se také jako zpevňující částice používají prášky kovů, jíly apod.

## **11.2 Vláknové kompozity**

O pevnosti materiálu často rozhoduje množství trhlin o kritické velikosti, při jejichž šíření vzniká magistrální trhlina, jež vede k destrukci materiálu. Snižování průřezu materiálu dochází k zmenšení pravděpodobnosti výskytu defektu kritické velikosti. Z tohoto důvodu mají vlákna ve směru své délky řádově větší pevnost než objemnější těleso ze stejného materiálu. Pevnost whiskerů, které se díky chybějícím dislokacím nemohou plasticky deformovat, se dokonce blíží k teoretické hodnotě pevnosti odhadnuté na základě modelu meziatomových sil. Samostatná vlákna, snad

kromě vlasců, nití a lan, nelze použít jako konstrukční materiál, a proto se vkládají do matrice, která je ochrání před poškozením a udává tvar výsledného kompozitu.

Vysoký poměr délky k průměru dovoluje přenést velmi vysoký podíl aplikovaného namáhání z matrice do pevných vláken. Vlákná mají velkou ohebnost, což je charakteristické pro materiál mající vysoký modul pružnosti a malý průměr. Tato flexibilita dovoluje různé techniky při výrobě kompozitu s vyztuženými vlákny. Vlákná zpevňující kompozit mohou být přírodní, skleněná, keramická, na bázi polymeru nebo kovová.

### **11.2.1 Kompozity s kovovou maticí**

Ačkoliv jsou kompozity s kovovou maticí intenzivně studovány řadu let, nejsou v průmyslových aplikacích stále v popředí zájmu. Hlavním důvodem jejich menšího uplatnění je vysoká cena, která snižuje jejich konkurenceschopnost ve srovnání s jinými materiály. K příčinám vysoké ceny kompozitů s kovovou maticí patří cena použitých vyztužujících fází a technická náročnost při výrobě. Z těchto důvodů byly kompozitní materiály zprvu využity v kosmickém a leteckém průmyslu a postupně se dále prosazovaly do sféry sportovních potřeb a automobilového průmyslu. Kompozity s kovovou maticí kombinují vysokou pevnost nejčastěji keramické výztuže s vysokou houževnatostí kovové matrice. Tyto materiály pak mají vyšší modul pružnosti, pevnost a lepší vysokoteplotní odolnost proti klasickým slitinám. Mechanismus zpevnění je závislý na typu vyztužujícího materiálu.

Způsoby výroby kompozitních materiálů s kovovou maticí a procesů vedoucích k přípravě kompozitů s kovovou maticí z taveniny je velké množství. Lze je rozdělit do čtyř tříd na základě mechanismu spojování výztuže a kovu.

#### **Infiltrace**

V infiltračních procesech je výztuž nehybná a představuje jemnou a složitou porézní formu, do níž zatéká roztavený kov a plní otevřené dutiny. Pohybu taveniny klade odpor kov v již infiltrované části kompozitu. V systémech, kde kov smáčí výztuž, usnadňují kapilární síly tok kovu v předformě, je-li tomu naopak, musí zvenčí působit mechanická síla k překonání kapilárních a setrvačných sil. Infiltrační procesy mají mnoho různých podob, některé z nich byly odvozeny z procesů pro odlévání nevyztužených kovů, jako jsou: tlakové lití, lití vstříkem, infiltrace řízená tlakovým plynem nebo kapilárně řízený proces, kdy kapalina samovolně infiltruje předformu.

K samovolné infiltraci dochází zřídka, při tomto procesu musí vlákna projít speciální povrchovou úpravou, protože obecně tavenina vyztužující fázi nesmáčí.

Výhodami infiltračních metod jsou snížená chemická reakce mezi kovem a výztuží a příznivá výsledná mikrostruktura matrice. Pokud je použita chladná předforma i raznice a jsou-li infiltrační procesy optimalizovány a řízeny nevznikají mikrostrukturní defekty. Pro tyto procesy je limitující vysoká cena strojů a fakt, že výztuž musí být před infiltrací samonosná.

### **Disperzní procesy**

V těchto výrobních postupech je samostatná vyztužující fáze přidávána na povrch roztaveného kovu a mícháním je výztuž strhávána do taveniny. Mechanická práce nutná ke strhávání částic je v tomto případě důležitým parametrem procesu, protože mnoho systémů kov-výztuž vykazuje malou smáčivost. Výhodou těchto metod je schopnost produkovat velká množství materiálu, včetně ingotů určených pro další tavbu a lití.

Nevýhodou je relativně dlouhá doba kontaktu výztuže a taveniny matrice, kdy na rozhraní může docházet k nežádoucím chemickým reakcím. Častá je rovněž tvorba mikrostrukturních defektů a shlukování vyztužujících částic do klastrů.

### **Stříkané kompozity**

Při těchto výrobních postupech je roztavený kov ve formě kapiček vstříkovan s výztuží nebo na výztuž. K včlenění dispergovaných částic do matrice přispívá velká povrchová energie kovu a kinetická energie pohybujících se kapek s částicemi. Touto metodou lze vyrábět i poměrně složité tvary kompozitů. Zajímavým rysem takových kompozitů je výsledná mikrostruktura matrice s malými zrny (15 – 80  $\mu\text{m}$ ), pravidelné rozložení dispergované fáze a zkrácení doby nutné na tepelné zpracování. Vzhledem ke krátkodobému kontaktu dispergované fáze s taveninou lze použít jako výztuž reaktivní látku, mohou se tak připravovat prekurzory pro jiné typy výrob. Negativním důsledkem tohoto způsobu přípravy je vysoká zbytková poróznost kompozitu.

### **In-situ procesy**

Bylo navrženo i několik metod k přípravě kovových materiálů obsahujících podstatný objemový zlomek křehké vyztužující fáze vzniklé chemickou reakcí kovu s jinou fází. Příkladem může být kompozit na bázi slitiny Ti-Al, která je vyztužena částicemi  $\text{TiB}_2$ .

## 11.2.2 Kompozity s polymerní matricí

Vlastnosti plněných polymerů se v mnoha směrech velmi liší od vlastností polymerů neplněných. Původně byla plniva přidávána do matrice za účelem jejího „nastavení“ a snížení ceny směsi; v současnosti jsou přidávána kvůli získání některých nových vlastností (snížení hořlavosti, zvýšení elektrické vodivosti, ke změně mechanického chování), které neposkytuje čistá polymerní matrice. Vznikají tak principiálně nové materiály.

Struktura, morfologie a výsledné vlastnosti kompozitu budou záviset na:

- povaze polymerní matrice,
- chemickém složení (materiál) plniva,
- fyzikálních charakteristikách (tvar, velikost) plniva,
- orientace částic plniva,
- množství plniva,
- složení hraniční fáze polymeru, která je interakcí s plnivem více či méně modifikována,
- vnějších podmínkách, zvláště teplotě a rychlosti zatěžování.

### Rozdělení plniv

#### ***Materiál***

Minerální plniva jsou ta plniva, která mají buď přímo minerální původ a jsou jen průmyslově zpracována (např. mechanickým mletím) na nejvhodnější tvary a velikosti (např. jemně mletý vápenec  $\text{CaCO}_3$ ) nebo jsou průmyslově vyráběna z přírodních materiálů při chemické změně výchozích surovin (např. hydroxid hořečnatý  $\text{Mg}(\text{OH})_2$ ). Existují i další významná minerální plniva – např. mastek, kaolin, slída, skleněná vlákna atd. Tvar a velikost částic minerálních plniv jsou dány procesem jejich výroby. Částice anorganického plniva jsou obvykle do materiálu přidávány za účelem zlepšení jeho tuhosti – v širokém teplotním rozsahu se významně zvyšuje modul pružnosti v tahu, zlepšuje se tak tvarová stálost za tepla a rozšiřuje teplotní interval použití kompozitu.

Elastická plniva (nejčastěji kaučukové kuličky) – použití elastomerních částic zlepšuje houževnatost kompozitu a navíc kulovité částice obecně snižují pevnost a zvyšují tažnost kompozitu (na rozdíl od částic nepravidelného tvaru).

**Tvar částic plniva** je často charakterizován pomocí tvarového poměru  $TP$  (aspect ratio), definovaného jako podíl největšího a nejmenšího rozměru částice.

→ **částicová plniva:**  $TP < 10$ ,

- izometrické částice:  $TP = 1$  (tvar koule a elipsoidu),
- anizometrická  $TP =$  řádově v jednotkách (tvar destiček nebo jehlic),

→ **krátká vlákna:**  $TP =$  řádově v desítkách až stovkách,

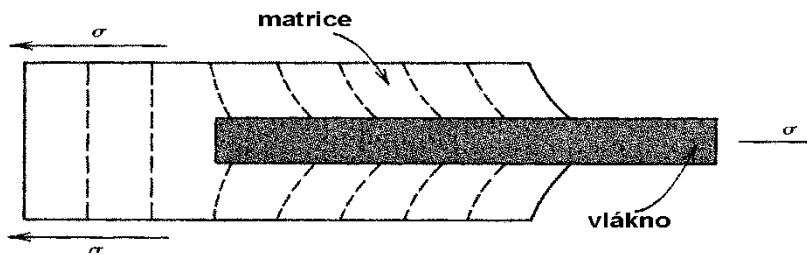
→ **kontinuální vlákna:**  $TP = \infty$ ,

Na tvaru částic závisí intenzita vyztužení kompozitu (kulové částice < destičkové plnivo < skleněná vlákna)  $\Rightarrow$  zpevnění roste se zvyšující se anizotropií částic.

### **Velikost částic plniva**

**Částicová plniva** – horní hranice velikosti primárních částic nebo jejich aglomerátů je určena typem polymerní matrice (pro polyolefiny asi  $10 \mu\text{m}$ ). Velké částice se stávají nadkritickými koncentratory napětí a mají tak nepříznivý vliv na deformaci a lomové vlastnosti kompozitu. Omezení velikosti částic shora je také zčásti dáno konstrukcí zpracovatelských strojů. Spodní hranice velikosti je stejně důležitá – ukazuje se, že částice plniva přestávají mít vliv, zmenší-li se jejich rozměry řádově na úroveň strukturních nehomogenit matrice (u polyolefinů  $0,1$  až  $0,01 \mu\text{m}$ ). Se zmenšující se velikostí částic však roste jejich sklon k aglomeraci, což způsobuje nedostatečnou homogenost materiálu tím i sníženou houževnatost a tuhost kompozitu.

**Krátká vlákna** – mechanické vlastnosti krátkovláknového kompozitu jsou dány vlastnostmi vlákna a také tím, jak je zatížení přenášeno z matrice na vlákno; z tohoto hlediska je důležitá pevnost mezifázové vazby. Konce vláken nejsou ukotveny pevně v matrici a pod zatížením se matrice deformuje způsobem zobrazeným na Obr. 155.



Obr. 155 Deformace matrice ve vláknovém kompozitu

**Prostorová orientace částic plniva** – jedná se o komplikovaný děj, kdy se v průběhu zpracování kompozitu na konečný výrobek mění orientace částic plniva v průřezu stěn i podél tokových drah. Při orientaci anizometrických částic plniva dochází k směřování os vláken (jehlic) do referenčního směru, což vede k podstatnému přeskládání materiálu a k tomu, že se významně změní vlastnosti v referenčním směru a jen málo vlastnosti kolmo na tento směr. U destičkových částic dochází k orientaci jejich normál kolmo na referenční směr. Výztužný efekt plniva je v referenčním i kolmém směru téměř stejný a proto nejsou ve vlastnostech měřených v obou uvedených směrech pozorovány významné rozdíly.

**Množství plniva** – zvyšující se množství plniva zesiluje jeho účinek, při překročení určité hranice však dochází ke ztrátě mechanických vlastností. Je proto nutná optimalizace složení kompozitu jak z hlediska použité matrice a plniva, tak z hlediska plánovaného použití materiálu (tailor made materials – materiály šité na míru k danému účelu).

### 11.2.3 Elastické moduly

Je-li jednosměrný kompozit namáhán elasticky ve směru delšího rozměru vláken, a to za předpokladu dokonalé adheze mezi výztuží a matricí a stejné Poissonově konstantě obou složek, je jeho modul pružnosti v tahu dán směšovacím pravidlem. To znamená, že každá složka přispívá k modulu pružnosti kompozitu dle svého objemového zastoupení

$$E_c = E_m \cdot V_m + E_v \cdot V_v \quad (20)$$

Podobně je to s napětím v takto namáhaném kompozitu

$$\sigma_c = \sigma_m \cdot V_m + \sigma_v \cdot V_v \quad (21)$$

Při namáhání kompozitu ve směru kolmém na vlákna nastává situace, kdy prodloužení matrice a vláken není stejné. Modelově můžeme vlákna seskupit do jedné kontinuální fáze kolmé na směr napětí, které bude v obou složkách kompozitu stejné. K celkové deformaci přispívají jednotlivé složky dle směšovacího pravidla

$$\varepsilon_c = \varepsilon_m \cdot V_m + \varepsilon_v \cdot V_v \quad (22)$$

Pro modul pružnosti takto namáhaného kompozitu platí:

$$\frac{1}{E_c} = \frac{V_m}{E_m} + \frac{V_v}{E_v} \quad (23)$$

Rovnice, jsou výsledkem modelového výpočtu a přesně nevystihují odezvu reálných kompozitů při elastickém namáhání. Platí jen pro kompozity s kontinuálními přímými vlákny, které mají dokonalou adhezi k matrici a tím zaručují dobrý přenos vnějších sil do vláken. Z tohoto důvodu byly odvozeny empirické nebo semiempirické rovnice vystihující chování reálných kompozitů přesněji.

$$\frac{p}{p_m} = \frac{1 + \xi \cdot \eta \cdot V_v}{1 - \eta \cdot V_v} \quad (24)$$

kde  $\eta$  – konstanta  $p$  – modul pružnosti kompozitu,  $p_m$  – modul pružnosti vláken a  $\xi$  – empirický faktor účinnosti výztuže.

### **11.3 Vrstvené kompozity**

Vrstvené kompozity jsou složené materiály tvořené dvěma nebo více vrstvami s rozdílnými vlastnostmi. Mnohé vrstvené kompozity slouží ke zlepšení odolnosti proti korozi, vysoké pevnosti, nízké hmotnosti, odolnosti proti opotřebením. Vrstvené kompozity se používají také v aplikacích, kde je požadována vyšší odolnost proti opotřebením, zejména proti účinkům abrazivních částic, kde má být dosaženo zlepšení vzhledu, popř. získány nestandardní charakteristiky teplotní roztažnosti.

#### **11.3.1 Výroba vrstvených kompozitů**

Vrstvené kompozity jako jsou plátované plechy, pásy nebo bimetalové se vyrábějí naválcováním vhodné vrstvy za tepla nebo za studena na základní materiál. Jinou technologií může být explozivní spojování, které se používá při spojování jinak obtížně spojitelných materiálů například spojování olověného plechu s ocelovým

plechem. Vrstvený kompozit lze však také vyrábět pomocí pájení či navařování. Především navařené ocelové desky jsou dnes používány do podmínek intenzivní abraze, kdy na základní materiál, většinou se jedná o svařitelnou nízkouhlíkovou ocel, je nanášena vrstva na bázi vysokouhlíkové železné slitiny (karbidické litiny). Pro vysokoteplotní aplikace, například zvony vysokých pecí, je možné navařit slitinu kobaltu s obsahem karbidu chrómu.



## 12 Dřevo

Dřevo je jednou z nejcennějších surovin, které nám příroda poskytuje. Odedávna se ve stavebnictví používalo a dosud se používá jako hodnotné stavivo, a to pro velkou pevnost, malou hmotnost, snadnou zpracovatelnost, malou tepelnou vodivost, krásný vzhled a jiné dobré vlastnostmi.

Dřevo je složeno z dřene, jádra, běle, kambia, lýka a kůry.

**Dřeň** - bývá uprostřed (v podélné ose) kmene. Je to nejstarší středová vrstva tenkostěnných, měkkých a nezdřevnatělých buněk, probíhající od kořene do vrcholu kmene. Je obklopena prvním letokruhem, tj. vrstvou dřeva, vytvořenou za jedno vegetační období (rok). Dřeň se z prkna vyřezává, jde-li o výrobky jakostnější.

**Dřevo** (jádro a běl). Tmavší dřevo ve středu kmene se nazývá jádro. Je to vnitřní odumřelá část dřeva, která se již neúčastní životní činnosti stromu a vytváří hlavně mechanickou výztuž kmene. Je to vyspělé, nejlepší dřevo s nejmenším obsahem vody a má největší pevnost v tlaku. Méně sesychá a méně pracuje než běl.

Světlejší dřevo blíže obvodu kmene (s větším obsahem vody) se nazývá běl. Je to živé, nejmladší a nevyspělé, řídké dřevo v kmenu a má největší pevnost v tahu. Běl se rychleji vysouší a poněkud více sesychá než jádro. Běl jehličnatých stromů je chudší na pryskyřici, avšak snadněji pohlcuje impregnační látky, a proto jsou bělové dřeviny zvláště vhodné pro impregnaci.

**Kambium** (mízová vrstva) je úzká, šťavnatá, asi 0,25 mm tlustá vrstva mezi lýkem a dřevem. V této vrstvě se živé buňky množí, tvoří buňky nové - strom roste. Na jaře vytváří kambium dřevo jarní (vnitřní část letokruhu), které je řídké a světlejší, v létě koncem vegetačního období dřevo letní (vnější část letokruhu), které je hustší, tmavější a pevnější. V zimě kambium odpočívá a nevytváří žádné dřevo.

**Lýko** je vláknité, za růstu stromu živé pletivo na vnitřní straně kůry. Odvádí živné látky vytvořené v listech k místům vzrůstu.

**Kůra** chrání lýko i dřevo proti vlivům počasí a mechanickému poškození.

### 12.1 Druhy dřevin

Ve stavitelství se používá nejčastěji měkké smrkové dřevo. Kromě toho ještě používáme také dřevo jedlové, borové, modřínové i tvrdá dřeva buková a dubová.

### **12.1.1 Smrk**

Dřevo smrku je světložluté, bez zřetelného jádra, měkké, lehké, mírně pryskyřičnaté, pružné a pevné. Je slabě lesklé a mírně voní. Dobře se řeže, seká, štípe a hobluje, a to proto, že obě vrstvy letokruhů jsou skoro stejně tvrdé. Dobře se klíží, vysouší, moří i natírá. Dřevo zraje ve stáří 80 až 150 let. Vzrůst smrku je rovný a dosahuje výšky 40 m i více. Je vhodné na konstrukce i pro práce truhlářské, pokud jsou chráněny před deštěm.

### **12.1.2 Jedle**

Jedle má dřevo bělejší než smrk, je málo pryskyřičnaté a často je napadají škůdci. Jedle bývá odlupčivá a hůře se zpracovává než smrk. Roste rychleji než smrk a je také těžší. Letokruhy jsou málo znatelné. V suchu nebo stále pod vodou je trvanlivá, ve vlhku však nevydrží co smrk. Pevnost jedlového dřeva je asi o 10 % nižší než pevnost smrkového. Používá se především na stavební práce.

### **12.1.3 Borovice**

Dřevo borovice je žlutavě bílé a jádro červenohnědé. Borové dřevo je těžší a tvrdší ovšem křehčí než smrkové. Je dosti sukovité a silně voní pryskyřicí. Protože je dost pryskyřičnaté vzdoruje vlivům povětrnosti lépe než smrk. Leží-li ve vlhku snadno zmodrává prorůstáním dřevokazné houby. Běl se impregnuje velmi snadno avšak jádro velmi těžce. Pro svoje vlastnosti se používá na konstrukce staveb vodních, důlních, mostních a na práce venkovní a dlažby.

### **12.1.4 Modřín**

Jakostí se podobá borovici, vzrůstem pak smrku. Je těžší než borovice, dřevo je pevné, houževnaté, trvanlivé, poměrně tvrdé a přitom dobře štípatelné. Vlivům povětrnosti vzdoruje lépe než borovice, špatně se impregnuje a je odolné vůči kyselinám. Používá se na schody, venkovní práce a obklady stěn.

### **12.1.5 Dub**

Dub má nažloutlou barvu dřeva a žlutohnědé jádro. Je velmi tvrdý, pevný a houževnatý, ovšem snadno se štípe. Hřebíková pevnost je dobrá, avšak v blízkosti čel a boků se doporučuje dřevo předvrtávat z důvodu omezení praskavosti. Pomalu

vysychá a jeho náchylnost k borcení je značná. Používá se na schody, zábradlí, obklady stěn, parkety a podlahy, okna, vodní stavby, sudy apod.

### 12.1.6 Buk

Dřevo je žluté s nádechem do červena. Je tvrdé, rovnovlákné, pevné v tahu, houževnaté avšak křehčí než dubové dřevo. Není trvanlivé jako dub nebo modřín. Dobře se štípe a ohýbá. V suchu se bortí, trpí červotočem a dřevokaznou houbou. Venku brzo hnije. Proto se paří a impregnuje. Dobře se zpracovává soustružením a klížením. Používá se na podlahy, železniční pražce.

## 12.2 Vlastnosti a vady dřeva

Suché dřevo vysušené na konstantní hmotnost (105 °C) různých dřevin má prakticky stejné chemické složení. Průměrně obsahuje 49,5 % uhlíku, 44,2 % kyslíku, 6,3 % vodíku. Chemické složky ve dřevě lze rozdělit:

		sacharitická část (70 %)	holocelulóza
dřevo	hlavní složky (90 – 97 %) polymery	aromatická část (25 %)	lignin
		organické	polymery monomery
	doprovodné složky (3 – 10 %)	anorganické	

Nejdůležitější součástí dřeva je tedy celulóza, což je nerozvětvený homopolymer opakujících se složek celobiózy. Čím větší je délka polymerního řetězce celulózy, tím větší je její polymerizační stupeň a tedy i větší pevnost dřeva. Druhou nejvýznamnější složkou dřeva je lignin, což je rozvětvený amorfnní polymer, který se skládá z fenylypropanových jednotek.

Dřevo je silně anizotropní materiál. Jeho pevnost ve směru vláken může být 25 až 50 krát větší než pevnost v radiálním směru. Vlákno z mikrofibril a ligninu má pevnost v tahu v podélném směru asi 690 MPa. Čisté dřevo bez vad (suků aj.) má ve směru podél vláken pevnost v tahu asi 70 až 140 MPa. Konstrukční řezivo, které obsahuje mnoho nedokonalostí, může mít pevnost v tahu menší než 35 MPa. Pevnost dřeva v tlaku nebo ve stříhu je menší než pevnost v tahu. Při tlakovém zatížení dochází k borcení vláken, při zatěžování stříhem křehký lignin nemůže účelně bránit vláknům v jejich skluzovém pohybu. Vlastnosti dřeva také významně závisejí na jeho vlhkosti, protože jako organický materiál má vysokou bobtnavost. Vzhledem k charakteru

struktury dřeva je možné tento materiál označit za polymerní kompozit, který se bude také vyznačovat některými charakteristikami, jenž jsou specifické pro polymery. Jde například o viskoelastické chování, tedy zatížené dřevo vykazuje změnu elastické deformace na plastickou (teče).

Dřevo má poměrně dobrou měrnou pevnost a měrný modul pružnosti, což souvisí s hustotou dřeva, která se pohybuje u tvrdých dřev od 500 do 800 kg·m<sup>-3</sup> a u měkkých dřev 300 až 500 kg·m<sup>-3</sup>.

U dřeva rozeznáváme vady dřeva a vady vzniklé při zpracování výřezků na řezivo.

Přirozené vady jsou:

1. suky - části větví s vlastními letokruhy obrostlé dřevem. Zhoršují pevnost v tahu a ohybu a ovlivňují vzhled dřeva,
2. očka - zarostlé vegetační pupeny zhoršující opracovatelnost dřeva,
3. trhliny - vznikají při růstu stromu nebo při kácení,
4. točitost kmene - snižuje pevnost v tahu, tlaku, stříhu a ohybu dřeva,
5. křivost kmene,
6. křemenitost,
7. svalovitost,
8. závitky,
9. zárost,
10. hniloba - dochází k úplnému rozkladu dřeva,
11. houby - napadené dřevo žlutne, až hnědne a drolí se.

## 13 Degradční procesy v konstrukčních materiálech

Materiály během jejich použití jsou vystaveny účinku napěťové, chemické či tepelné expozici, což vede ke změnám ve struktuře těchto materiálů a následně i k nežádoucím změnám jejich vlastností, tj. k jejich degradaci. Degradace se může projevit již při vlastní výrobě materiálu, jedná se tedy o **výrobní degradaci** (např. segregace při výrobě oceli) nebo se projeví v době používání materiálu v provozu, jedná se o **provozní degradaci**.

Rozvoj únavového porušení či tečení materiálu jsou typickými příklady provozních degradačních procesů vlastností materiálu. Tyto degradace byly popsány v kap. 3.6 a v kap. 3.7.

Z rozsáhlé skupiny degradačních procesů vzniklých v důsledku působení vnějších prostředí bude věnována pozornost především korozi a opotřebením.

### 13.1 Koroze

Koroze představuje chemické nebo elektrochemické porušování, převážně kapalnými nebo plynnými látkami, heterogenní reakcí kovů nebo slitin, při níž přecházejí v oxidovaný stav. Oxidací v širším slova smyslu je každá reakce, při níž kov ztrácí elektrony.

Většina kovů a slitin je v podstatě nestálá a samovolně přechází do oxidovaného stavu s různou možností míry přechodu. Přechod je charakterizován snížením volné entalpie soustavy. Změna volné entalpie, kterou je možné definovat jako rozdíl chemických potenciálů konečných a výchozích látek, představuje veškerou energii, kterou 1 mol sloučeniny přijme, nebo odevzdá do okolí při svém vzniku z prvků za konstantní teploty a tlaku.

#### 13.1.1 Koroze za vysokých teplot

Při korozi za vysokých teplot dochází většinou ke styku tuhých látek s plynnými. Rychlost koroze závisí značnou měrou i na teplotě. Rychlostní konstanta  $k$ , která se určuje podle úbytku koncentrace některé z reagujících látek za jednotku času, stoupá při zvýšení teploty o 10 až 20 °C zhruba na dvoj- až trojnásobek původní hodnoty. Závislost rychlostní konstanty na teplotě je dána Arrheniovým vztahem.

Vrstvy korozních produktů – korozní zplodiny, které v mnoha případech vznikají během korozního rozrušení, mají značný vliv na charakter i rychlost koroze. Tyto produkty jsou většinou krystalické a obsahují strukturní poruchy – vakance, substituční (kationtové a aniontové) a intersticiální ionty, po nichž dochází k transportu reagujících složek difuzí.

Vedle difuzního mechanismu mohou ovlivňovat rychlost koroze i jiné pochody. Podstatně ovlivňuje časovou závislost rychlosti koroze charakter vznikajících korozních reakčních produktů. Pokud jsou plynné, kapalné nebo bez ochranného charakteru je tato závislost lineární a koroze probíhá při stálé teplotě stejnou rychlostí. Vznikají-li korozní produkty, které mají alespoň částečně ochranný charakter, k čemuž dochází především za zvýšených teplot, tvoří překážku difundujícím iontům a koroze probíhá stále pomaleji.

Vysokoteplotní oxidace je významná především při tepelném zpracování, a to nejen slitin železa. Vysokoteplotní oxidace ocelí probíhá analogicky jako oxidace čistého železa. Na povrchu oxidovaného materiálu se tvoří oxidová vrstva složená z  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  a  $\text{FeO}$ . Nelze opomenout, že oxidace oceli je doprovázena oduhličováním podpovrchových vrstev, což vede k růstu zrna. Významně se projeví i charakter atmosféry. Přítomnost vodní páry způsobuje zvýšení počtu poruch v oxidické vrstvě a snížení koheze na rozhraní okuje – kov (rozkladem vodní páry se zvyšuje počet atomů kyslíku, které mohou reagovat s atomy železa a přispívat k rychlosti oxidace).

U slitin může přednostně oxidovat jedna ze složek, popř. některá ze složek neoxiduje vůbec, přičemž může nastat vnitřní oxidace nebo obohacení povrchu slitiny některou ze složek.

Má-li vznikat nepórzní, ochranná vrstva, musí být objem zplodin koroze většinou větší než objem oxidujícího kovu. Splnění této podmínky lze posuzovat podle hodnoty Pillingova-Bedworthova čísla (poměru molekulového objemu korozní zplodiny  $V_{MZ}$  a atomového objemu kovu  $V_{AK}$ . Je-li potom poměr:

- $\frac{V_{MZ}}{V_{AK}} < 1$ , vrstva nechrání
- $\frac{V_{MZ}}{V_{AK}} \geq 1$ , vrstva má ochranný charakter

- $\frac{V_{MZ}}{V_{AK}} \gg 1$ , celistvost vrstvy se narušuje vnitřním pnutím, ochranný charakter klesá.

Souvislost oxidické vrstvy ještě nezajišťuje její trvalý ochranný charakter. Ten je ovlivňován celou řadou vnitřních i vnějších činitelů, jejichž vliv se uplatňuje jak ve vznikající vrstvě, tak i v oxidovaném kovu.

Mezi vnitřní činitele, ovlivňující přímo oxidickou vrstvu řadíme:

- fyzikální vlastnosti korozních produktů - ochranný charakter vrstvy závisí na jejích přenosových vlastnostech, a to jak na možnosti přenosu iontů, tak i na přenosu elektronů,
- stabilita korozních produktů - stabilita se u některých oxidů mění s teplotou (např. u molybdenu se při teplotách nad 500 °C začíná oxid  $\text{MoO}_3$  vypařovat),
- složení korozních produktů - vrstva může být tvořena jedním oxidem ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) nebo i více oxidy ( $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_3\text{O}_4$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) s různými vlastnostmi.

Mezi vnitřní činitele, uplatňující se v oxidovaném kovu, lze pak zahrnout:

- chemické složení kovu - pomocí vhodných přísad lze ovlivňovat rychlost difuzních pochodů a tím i rychlost koroze,
- struktura kovu - výhodná je homogenní struktura, vměstky například podporují lokální korozi,
- stav povrchu kovu - leštěný povrch je odolnější než neleštěný,
- pochody uvnitř kovu.

Mezi vnější činitele ovlivňující chemickou korozi je třeba zařadit teplotu, tlak a složení korozního prostředí.

Kromě oxidačního prostředí mohou korozi působit i redukující plyny. Nejvýznamnějším korozním redukčním plynem je vodík. Působení vodíku na ocel má dvojí charakter:

- vodíková koroze - při vysokých teplotách a tlacích dochází k chemickým reakcím vodíku s uhlíkem rozpuštěným v tuhém roztoku a zejména pak s cementitickým uhlíkem za vzniku metanu. Metan není schopen difuze v oceli a koncentruje se v místech rozpadajícího se perlitu, zejména na hranici zrn.

Metan svým vysokým tlakem vyvolává vnitřní pnutí, která vedou ke vzniku trhlin.

- Vodíková křehkost - rozpuštění vodíku v oceli může mít vliv na podstatné snížení plastických schopností a houževnatosti.

### 13.1.2 Elektrochemická koroze

I za normální teploty se na mnoha kovech tvoří velmi tenké vrstvičky korozních zplodin, které mají vliv na charakter i rychlost korozního napadení. Z elektrochemické řady napětí vyplývá v souvislosti se vztahem volné entalpie reakce k elektrochemickému potenciálu  $V$  pro průběh elektrochemické reakce

$$-\Delta G = z \cdot F \cdot V, \quad (14.1)$$

kde  $F$  je Faradayův náboj (94484 C), a  $z$  je počet vyměněných elementárních nábojů, že největší pravděpodobnost koroze je u hořčíku, hliníku, manganu, chrómu apod. Některé z těchto kovů jsou však v mnoha prostředích podstatně odolnější než je třeba železo. Je to právě způsobeno ochrannými vlastnostmi vytvořením velmi tenké povrchové vrstvy, které je např. na hliníku a především chrómu podstatně výhodnější než u železa. To má za následek i rozdíly v jejich postavení v řadě napětí a při srovnávání průměrné korozní odolnosti (Tab. 30).



**Tab. 30 Srovnání elektrochemické ušlechtilosti (standardních potenciálů) kovů a průměrné korozní odolnosti kovů a některých slitin**

Elektrochemická ušlechtilost <sup>1)</sup>		Korozní odolnost <sup>2)</sup>	
+1,5	Au	Au	grafit
+1,2	Pt	Pt	Hastelloy C <sup>3)</sup>
+0,987	Pd	Pd	Cr18Ni9Mo
+0,799	Ag	Zr	Incoloy 800 <sup>3)</sup>
+0,337	Cu	Ti	Cr18Ni9
-0,126	Pb	Ag	Inconel 600 <sup>3)</sup>
-0,136	Sn	Mo	Cr oceli
-0,20	Mo	Cr	Hastelloy B <sup>3)</sup>
-0,25	Ni	Cu	Inconel 600 <sup>3)</sup>
-0,403	Cd	Ni	Hasteloy <sup>3)</sup>
-0,44	Fe	Pb	
-0,74	Cr	Al	
-0,763	Zn	Sn	
-1,18	Mn	Fe	ocel, slitina
-1,53	Zr	Cd	
-1,63	Ti	Zn	Mg - slitiny
-1,66	Al	Mg	
-2,37	Mg	Mn	

<sup>1)</sup> Kovy jsou sestaveny podle elektrochemických standardních potenciálů.

<sup>2)</sup> Kovy a slitiny jsou sestaveny podle průměrných korozních odolností, které za různých podmínek mohou být odlišné.

<sup>3)</sup> Označení podle původních výrobců těchto slitin často užívané.

Pro každou rovnováhu elektrochemické reakce existuje její rovnovážný potenciál  $V_r$ . Je-li potenciál elektrody  $V = V_r$ , je reakce v rovnováze a neprobíhá. Je-li však potenciál rozdílný od rovnovážného, tj. při přepětí elektrochemické reakce  $\eta \neq 0$ , reakce může probíhat, a to ve směru oxidace, jeli  $\eta > 0$ , nebo ve směru redukce, je-li  $\eta < 0$ . Přepětí současně charakterizuje hnací sílu reakce. S rostoucím přepětím roste rychlost reakce, pokud není omezena transportními pochody.

Tento typ koroze je důsledkem elektrochemických dějů obdobných dějům v galvanickém článku. Elektrochemická koroze probíhá dvěma na sobě závislými reakcemi - anodickou a katodickou, které mohou být od sebe místně odděleny. Anodická reakce je zdrojem elektronů, zatímco katodická reakce stejné množství elektronů spotřebovává, a to buď vybíjením iontů vodíkem, nebo redukcí kyslíku rozpuštěného v elektrolytu. Pro tyto reakce se rovněž používá názvu depolarizace vodíková nebo kyslíková.

Základní reakcí každého elektrochemického korozního děje je tedy změna kovu na ionty (anodické rozpuštění), tento děj lze vyjádřit rovnicí:



Rovnováze tohoto děje odpovídá rovnovážný potenciál  $E_R$ , jehož hodnota je dána typem kovu a aktivitou jeho iontů v roztoku podle Nernstovy rovnice:

$$E_R = E^0 + \frac{RT}{zF} \ln a_{Me^{n+}}, \quad (14.3)$$

kde  $E^0$  - standardní potenciál daného kovu,  $F$  - Faradayova konstanta,  $n$  - valence a  $a_{Me^{n+}}$  - aktivita iontu.

Elektrochemická koroze probíhá jen za přítomnosti tzv. galvanického článku. Podle velikosti elektrod korozního článku rozlišujeme makročlánky (spoj hliníkové slitiny s bronzovým šroubem ve vodě), mikročlánky (ferit - anoda, cementit - katoda) a submikročlánky (články vyvolané napěťovým polem okolo dislokace, vakance aj.).

V závislosti na složení slitiny, prostředí a na potenciálu mohou vznikat při korozi nejen rozpustné jednoduché nebo komplexní ionty kovů, ale i tuhé korozní produkty, které jsou podle své povahy schopny potlačovat průběh dílčího anodového děje a tím učinit povrch pasivním proti další korozi.

### 13.1.2.1 Pasivita

Korozní odolnost korozivzdorných ocelí a mnohých slitin spočívá především v jejich schopnosti se pasivovat. Pasivita je velmi složitý jev, který lze dosud jen obtížně definovat. Důležité však je, že pasivita podstatně omezuje chemickou reaktivitu kovů a slitin a ty se pak chovají jako imunní. Z teorií pasivity je nejšířěji uznávána teorie oxidových filmů, podle které jsou kov nebo slitina v pasivním stavu pokryty velmi tenkým neviditelným povlakem oxidu, tvořícím se reakcí s okolním prostředím.

Pasivita korozivzdorných slitin je dána vznikem těchto ochranných povlaků, které jsou velmi tenké a ani neodpovídají svým složením stechiometrickému poměru, ani jednoduše adsorpci kyslíku, ale spíše chemisorpci. Vzniká postupně vrstva, jejíž ionty nebo zlomky molekul jsou vázány na povrchu nenasycenými vazbami kovu. Ve slitinách železa s chromem přispívá chrom k pasivitě železa vzhledem k silné tendenci absorbovat elektrony. Železo se může naopak stát pasivní ztrátou alespoň jednoho elektronu na atom. Chrom s pěti volnými místy v hladině 3d atomu může absorbovat 5 elektronů pocházejících z hladiny 3d atomu železa, tj. pasivovat 5 atomů tohoto kovu. Tento poměr odpovídá 15,7 hm. % chromu, což je celkem v dobré shodě a minimálním obsahem chromu, který dává korozivzdorným ocelím uspokojivou korozní odolnost.

Tento ochranný film působí jako bariéra se zanedbatelnou rychlostí rozpouštění mezi kovem a prostředím. Na kovovém povrchu však musíme stále uvažovat dva děje, a to anodový odpovídající korozi, který je vyvážen katodovým dějem depolarizačním. Ten je redukcí oxidačních látek přítomných v prostředí, jako je např. atmosférický kyslík rozpuštěný v elektrolytu, ionty trojmocného železa nebo kyselina dusičná apod.

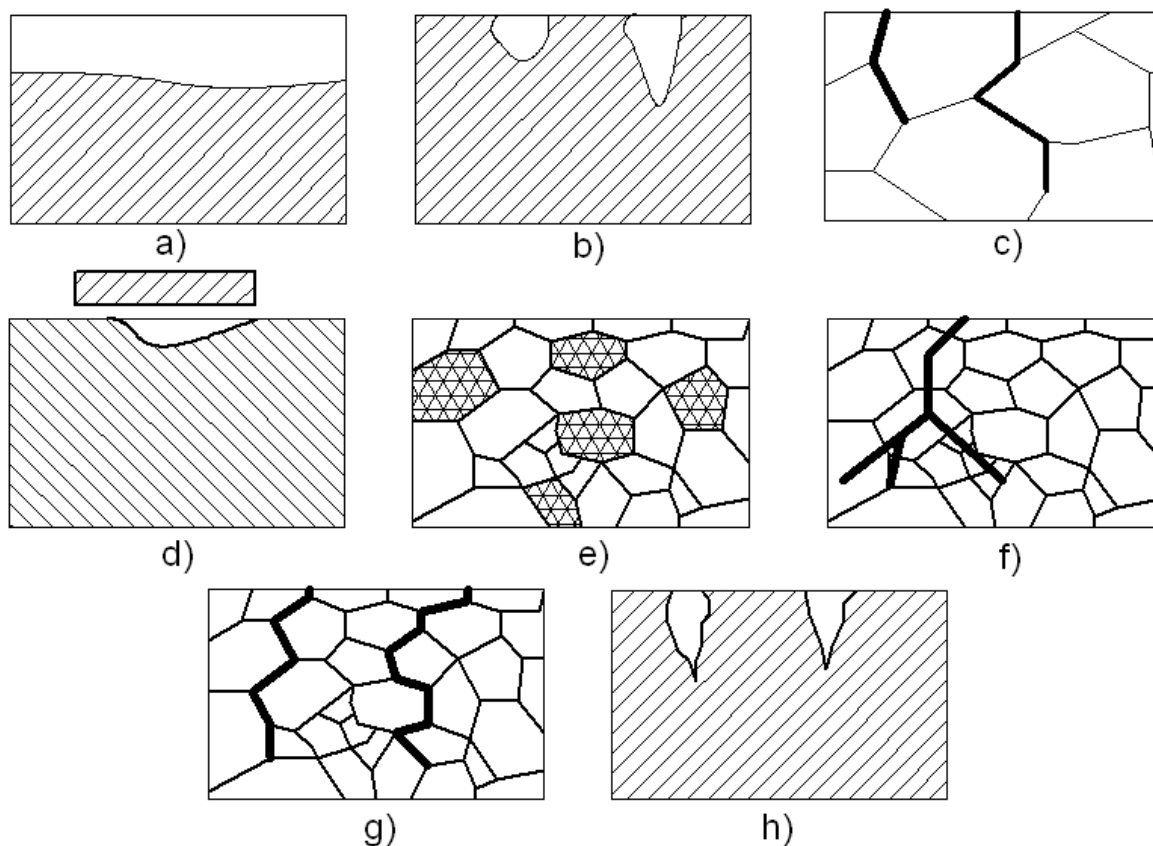
Pasivní film korozivzdorných ocelí a slitin je velmi tenký, 100 až 500  $\mu\text{m}$ , a je obvykle tvořen hydratovanými oxidy. V porovnání se základním složením matrice je film obohacený chromem, molybdenem, popř. křemíkem. I v případě, že film je prostý pórů, může být jeho stabilita místně znatelně zeslabena. Může mít odlišné vlastnosti především tam, kde povrch matrice je nehomogenní, nebo je poškozen, což je například v místech vměstků, intermetalických sloučenin, karbidů chromu precipitujících na hranici zrn.

V některých elektrolytech, obecně v těch, které obsahují halogenidy, jako jsou chloridy, může být stabilita pasivního filmu znatelně snížena.

Schopnost k pasivaci korozivzdorných ocelí a slitin je jejich velkou předností, tu je však třeba patřičně a zodpovědně ošetřovat použitím pasivačních přípravků.

### **13.1.3 Druhy koroze**

V mnoha prostředích dává pasivita ocelím a slitinám vynikající odolnost proti celkové korozi. Za zvláštních podmínek může však být pasivita místně porušena a potom velká katodová pasivní plocha bude naopak urychlovat korozi malých anodových míst, což se projeví některým z místních druhů koroze – štěrbinovou, bodovou, mezikrystalovou a korozním praskáním. Každý z těchto druhů koroze se projevuje svou vlastní povahou a probíhá často za zvláštních podmínek. Znalosti o těchto druzích koroze jsou významné při uplatnění korozivzdorných ocelí, zvláště pak austenitických, které stále dominují v konstrukcích a zařízeních různých průmyslových odvětví a musí odolávat zvláště kyselým kapalným elektrolytům, popř. i zvýšeným teplotám a tlakům. Korozní odolnost feritických ocelí je dána obsahem chrómu a molybdenu a při jejich dostatečném obsahu může dosahovat odolnosti některých ocelí austenitických. Pro martenzitické a precipitačně vytvrditelné oceli je mnohem obtížnější předvídat korozní odolnost na základě chemického složení, neboť tyto oceli vyžadují předepsané tepelné zpracování za účelem dosažení optimálních mechanických vlastností a korozní odolnosti. Tepelné zpracování vyvolává i precipitaci fází obsahující chróm a molybden. Důsledkem je pak jejich ochuzení v matici a snížení korozní odolnosti.



Obr. 156 Schémata typů koroze kovových materiálů – a) rovnoměrná, b) bodová, c) mezikrystalová, d) štěrbinová, e) selektivní, f) transkrystalické korozní praskání, g) mezikrystalické korozní praskání, h) korozní únava

### 13.1.3.1 Celková koroze

Při celkové korozi koroduje povrch oceli vystavený elektrolytu rovnoměrně. Korozní rychlost může být někdy dosti vysoká, ale i tak je méně nebezpečným druhem koroze v porovnání s místními druhy, neboť napadení je rozprostřeno na celý povrch a rozsah korozního poškození lze obvykle předpovídat. Například v oxidačním elektrolytu, jakým je 20 % kyselina dusičná při teplotě 90 °C, jsou oceli 1Cr17 nebo 1Cr18Ni12Mo2 pasivní. Korozní rychlost se pohybuje pod 0,1 mm za rok. Ve velmi oxidačním prostředí, jakým je vysoce koncentrovaná kyselina dusičná (99 % při 40 °C) je korozní rychlost vyšší než 1 mm za rok.

### 13.1.3.2 Nerovnoměrné druhy napadení korozivzdorných ocelí

V praxi se setkáváme nejen s celkovou (rovnoměrnou) korozi, při níž koroduje v podstatě celý povrch, ale i se zvláštními, velmi nebezpečnými formami koroze, jako

je mezikrystalová koroze, bodová a štěrbinová koroze, korozní praskání, korozní únava aj.

Z hlediska snížení pevnosti konstrukcí z korozivzdorných ocelí jsou nejnebezpečnější tzv. strukturní druhy koroze, které podstatně ovlivňují mechanické vlastnosti, aniž se zvláště změni vzhled povrchu korodované součásti. Zvláště časté jsou tyto druhy koroze u materiálů odolných proti celkové korozi v jejich pasivním stavu. V mnoha průmyslových a jiných prostředcích se vyskytují agresivní depasivační anionty, především pak chloridové, které mohou způsobit místní druhy korozních napadení, a to při celkově malém úbytku materiálu.

#### **13.1.3.2.1 Bodová koroze**

Pro vznik bodové koroze musí být v prostředí dostatečná koncentrace agresivních aniontů, dále pak oxidačních činidel a korozní potenciál musí být vyšší než kritický pro iniciaci bodové koroze. Dochází k ní především v roztocích obsahující chlór, bróm, fluór nebo jód, jejich soli, zejména halogenidy těžkých kovů nebo chlornany. Ionty těchto halogenů pronikají snadno ochranným pasivním filmem a následuje místní anodové rozpouštění v aktivním stavu rychle pronikající do hloubky. Při vhodné souhře těchto činitelů může záhy způsobit úplné proděravění i poměrně tlustého plechu nebo trubky.

K místnímu porušení pasivního filmu může přednostně docházet v místech, kde není spojitý a je ovlivněn nestejnorodostmi chemickými i fyzikálními. Je to v místech vad materiálu vyúsťujících na povrch, nekovových vměstků, z nichž zvláště MnS, FeS, CaS se v kyselých roztocích snadno rozpouštějí za tvorby H<sub>2</sub>S, který může urychlovat anodové i katodové děje korozních pochodů tvorbou přechodných komplexních produktů s katalytickými účinky. V defektních místech pasivačního filmu je zvýšená schopnost přechodu kovových iontů do roztoku a současně zde je možná přednostní adsorpce a koncentrace iontů Cl<sup>-</sup>. Rozpuštěním nekovových vměstků, nebo kovu obklopujícího vměstky vznikají mikroštěrbiny.

Určujícími činiteli z hlediska odolnosti materiálu proti iniciaci bodové koroze jsou proto vedle složení kovové matrice i složení, tvar, počet a rozložení vměstků a jiných nehomogenit. V počátečních stádiích vzniku bodové koroze může být zvyšování koncentrace agresivních iontů rušeno pohybem strojní součásti nebo roztoku. Zůstane-li však součást nebo prostředí dlouhou dobu v klidu a vznikne zárodek bodu,

začne tento bod růst autokatalytickým pochodem, pro který je příznivý i obvykle se uplatňující se gravitační efekt. Body jsou často pokryty membránou korozních produktů, jenž můžou,odpadnout a iniciovat tak další body v místě jejich zachycení na povrchu.

Mechanismus bodové koroze lze rozdělit na dvě stádia:

1. nukleační, spočívající v místním narušení pasivačního filmu po určité inkubační době a v iniciaci aktivního korozního centra,
2. vývojové, kdy aktivní korozní centra rostou ve formě bodů autokatalytickým pochodem.

#### **13.1.3.2.2 Štěrbínová koroze**

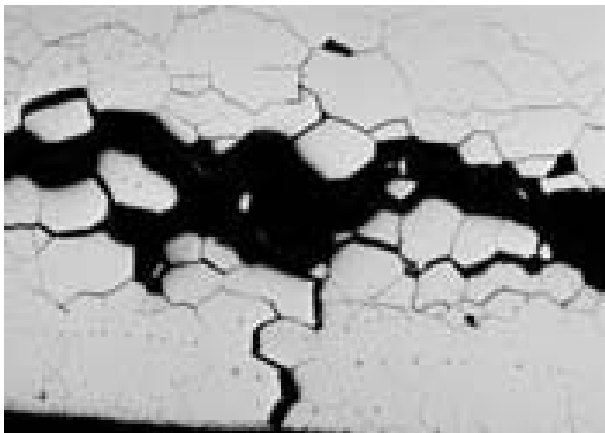
S bodovou korozí do značné míry souvisí štěrbinová koroze probíhající v jemných kapilárách nebo i v místech se špatným oběhem prostředí. Úzká štěrbina představuje důležitý geometrický činitel, zvyšující v ní agresivitu okolního roztoku, který je ve styku s volným povrchem. Od bodové koroze se liší především mechanismem iniciace. Jestliže náchylnost k bodové korozi je velmi silně určována charakterem povrchu a vměstků, pak pro vznik štěrbinové koroze jsou rozhodující jakost pasivního filmu a geometrický činitel. Naopak náchylnost k bodové korozi a místním druhům koroze obecně bude větší v podmínkách stagnujících prostředí. Čím je štěrbina více otevřená a méně hluboká, tím menší bude pravděpodobnost vzniku štěrbinové koroze. Inkubační doba štěrbinové koroze bývá poměrně dlouhá, zvláště pak v reálných podmínkách, což je charakteristické pro vznik koncentračních článků kovů v pasivním stavu s elektrochemickými pochody o nízkých proudových hustotách.

Různá koncentrace iontů v elektrolytu ve štěrbině a na jejím ústí vytváří koncentrační článek s anodovou oblastí rozpouštění na okraji štěrbině. Také rozdíly v obsahu kyslíku na povrchu kovu a ve štěrbině mohou vyvolat koncentrační článek, v němž naopak je anodová oblast rozpouštění uvnitř štěrbině, zatímco vnější části s přístupem kyslíku tvoří katodu.

#### **13.1.3.2.3 Mezikystalová koroze**

Mezikystalová koroze (Obr. 157) probíhá za jistých podmínek přednostně mezi krystaly (zrny) podél jejich rozhraní.

Podléhají jí zejména slitiny, u kterých dochází při stárnutí, ohřevu, při zpracování nebo tepelném ovlivnění (např. svařování) ke změnám struktury na hranicích zrn. Ohrožuje zejména korozivzdorné oceli, niklové slitiny, ale i slitiny hliníku, a to v závislosti na jejich chemickém složení, struktuře a tepelném zpracování. Oceli správně tepelně zpracované ve většině prostředí mezikrystalové korozi nepodléhají. Výjimku tvoří podmínky při korozi v transpasivním stavu. Lze jí také čelit vhodným složením slitin, stabilizací nebo snížením obsahu uhlíku a dvoufázovou strukturou v případě korozivzdorných ocelí, takže je pak můžeme svařovat, aniž by vzniklo nebezpečí výskytu této koroze.



**Obr. 157 Mezikrystalová koroze**

Na rozdíl od jiných druhů koroze nezasahuje mezikrystalové napadení celý povrch, ani libovolná místa povrchu slitiny. Probíhá výhradně podél rozhraní zrn nebo dvojčat, neboť jí podléhá jen úzká oblast, která má vlivem strukturních změn podstatně zmenšenou odolnost proti korozi. Proniká do značné hloubky, ale může pronikat i celým průřezem. Tím je porušena soudržnost zrn a slitina postupně ztrácí pevnost a houževnatost, pozbývá kovového zvuku při úderu a v krajním případě ji lze rozetřít na prášek, tj. na jednotlivá zrna.

Takovým způsobem probíhá mezikrystalová koroze tehdy, je-li slitina s dobrou strukturou a odolností v agresivním činidle pasivní a ke korozi dochází nad spodní hranicí oblasti pasivity. Z krystalů se odleptává jen povrchová vrstva se sníženou schopností pasivace.

Je-li náchylná slitina v agresivním činidle aktivní, mezikrystalová koroze předbíhá celkovou korozi. Vyleptáním rozhraní mezi krystaly se podstatně zvětšuje účinný povrch oceli a celková koroze pak probíhá mnohem rychleji.



Nástup místního napadení může být zapříčiněn různými činiteli, zahrnujícími obohacení nebo ochuzení o jisté slitinové prvky v oblasti hranic zrn nebo koncentrací nečistot uvnitř oblastí hranic. Hranice zrn pak působí jako anody, zatímco rozměrově mnohem větší zrna jsou katodami, což může silně zvýšit rychlost průniku. Různé varianty mezikystalového napadení lze zaznamenat u různých materiálů, např. v důsledku špatného tepelného zpracování u korozivzdorných ocelí, u niklu vystavenému atmosféře obsahující síru za zvýšených teplot. U korozivzdorných ocelí dochází často k mezikystalové korozi ve svarových švech a v jejich okolí a setkáváme se s ní i u slitin neželezných kovů. Jestliže u korozivzdorných ocelí je citlivost hranic zrn zapříčiněna ochuzením o chrom vyvolaný ohřevem v kritické oblasti teplot, nelze podobný vliv zaznamenat v případě železa v hliníku, jehož rozpustnost je velice nízká, aby vyvolala segregaci na hranicích zrn. U stabilizovaných ocelí, ve kterých je mezikystalová koroze v oblasti těchto teplot potlačena, se za určitých podmínek objevuje mezikystalové napadení v úzké přehřáté zóně přiléhající ke svarovému kovu.

V praxi se může náchylnost k mezikystalové korozi projevit za těchto podmínek:

- při poměrně pomalém ochlazování po tepelném zpracování a tváření za tepla, popř. chladnutí odlitků,
- při žíhání na odstranění vnitřního pnutí v oblasti teplot 500 až 700 °C,
- při svařování, během kterého základní materiál na obou stranách od svaru je vystaven několik sekund až minut působení kritických teplot.

Teplota, při které vzniká náchylnost k mezikystalové korozi, a výdrž na teplotě potřebná pro její vznik, závisí na obsahu uhlíku. Při obsahu uhlíku 0,08 % stačí k vyvolání náchylnosti ohřev při 700 °C po dobu 2 minut, při obsahu uhlíku 0,04 % stačí výdrž asi při 650 °C po dobu jedné hodiny. Klesne-li obsah uhlíku v oceli na 0,02 % je tato výdrž delší než 20 hodin.

Podle nejrozšířenější a nejpřijatelnější teorie je vznik náchylnosti k mezikystalové korozi dán vylučováním karbidů chromu na hranicích zrn a tím vyvolaným ochuzením sousedních oblastí o chrom. Po běžném rozpouštěcím žíhání při 1000 až 1150 °C následovaném rychlým zchlazením se uhlík rozpustí v tuhém roztoku a zadrží v přesyceném tuhém roztoku. Z přesycení je uhlík vylučován v podobě karbidů chromu přednostně na hranicích zrn a dochází k ochuzování o chrom. Tato teorie

byla potvrzena rozbořem izolovaných karbidů, prokázáním ochuzením o chróm v oblastech hranic zrn a dvojčat, přednostní oxidací při vystavení vysokým teplotám na vzduchu aj.

#### **13.1.3.2.4 Koroze za napětí**

Tento druh koroze je zvláště škodlivým a nebezpečným případem poškození kovů a slitin často i v málo agresivních prostředích. Specifická prostředí v případě korozivzdorných ocelí jsou obzvláště ta, která obsahují chloridy nebo hydroxidy. V prostředí s chloridy může koroze za napětí (Obr. 158) nastat již při koncentraci chloridových iontů několik ppm, je-li teplota zvýšena (např. voda za vysokého tlaku). Vznik trhlin následkem koroze za napětí představuje u korozivzdorných ocelí a slitin velmi závažný nedostatek při jejich průmyslovém využití. Navíc je tento druh koroze často nepředvídatelný a jeho průběh velmi rychlý, takže je obtížné provést kontrolu ještě před poškozením a vyřazení zařízení z provozu.



**Obr. 158 Koroze za napětí**

Při současném působení koroze a mechanických vlivů může být korozní napadení intenzivnější, často však proniká místně značnou rychlostí, než která by odpovídala poškození při odděleném působení obou vlivů a vzniká synergický efekt. Jde o jev *korozního praskání*, ke kterému dochází u některých materiálů v určitých prostředích za působení tahových napětí, a to mezikystalově, transkystalicky nebo smíšeně. Známé je mezikystalové korozní praskání měkkých uhlíkových ocelí v dusičnanech a alkáliích (louhová křehkost kotlů), mezikystalové a transkystalické praskání

mosazí v prostředích obsahující čpavek, transkrystalické korozní praskání austenitických chromniklových ocelí v prostředí chloridů. U některých zvláště vysocepevných slitin může být praskání vyvoláno též absorpcí vodíku vznikajícího v průběhu korozní reakce i v poměrně málo agresivním prostředí (vodíková křehkost).

Konečně mohou být zbytková pnutí od dřívějšího tváření za studena, tepelného zpracování, svařování apod., a není proto vždy potřeba vnějších zatížení pro vznik a rozvoj korozního praskání. Také struktura slitiny vedle chemického složení hraje významnou roli při vývoji korozního praskání. Například krychlová prostorově středěná mřížka je mnohem odolnější než krychlová plošně středěná mřížka, což potvrzuje srovnání náchylnosti austenitických chromniklových ocelí a odolnosti feritických chromových korozivzdorných ocelí. I velikost zrna může mít urychlující vliv – s rostoucí velikostí zrna roste citlivost ke koroznímu praskání.

Jestliže je materiál vystaven střídavému namáhání a současně koroznímu prostředí, podstatně se snižuje i mez únavy a dochází ke *korozní únavě*. Rozdíl mezi korozním praskáním a únavou spočívá v tom, že v případě únavy je materiál namáhán střídavě se měnícím napětím. Při ní nelze uvažovat o mezi únavy, protože se korozní průřez součásti stále zmenšuje. Únavová křivka se stoupajícím počtem cyklů stále klesá při klesajícím napětí, takže i pod mezi únavy dojde k lomu. Trhliny vznikající při korozní únavě jsou obvykle transkrystalické a mohou se větvit. Čím pomalejší jsou napěťové cykly, tím větší vliv může mít korozní prostředí na zkrácení životnosti součásti, popř. snížení počtu cyklů do lomu.

#### **13.1.3.2.5 Vibrační koroze**

Mechanická namáhání a vzájemné tangenciální kmitavé pohyby dvou stýkajících se součástí mohou vyvolat tzv. vibrační (třecí) korozi, opotřebení (fretting). Z různých mechanismů tohoto poškození vyplývá, že se při něm uplatňují jak složka mechanická, tak i chemická. Značná intenzita vibračního opotřebení je dána dynamickým charakterem namáhání povrchu při vysokém měrném tlaku. Jejím specifickým rysem je zadržování vytvořených oxidačních produktů mezi styčnými plochami a jejich červenohnědé zabarvení u ocelových součástí. Odlišnost vibrační koroze od opotřebení, ke kterému dochází při jednosměrném tření, spočívá v relativně malé dráze pohybu a stálém vzájemném styku troucích se ploch.

Vzájemný pohyb, způsobující toto mechanicko – korozní poškození povrchů, má různý důvod. Může jít o přímočarý vratný pohyb (např. u vibrátorů), o pohyb způsobený přenesenými vibracemi, nebo o pohyb vzniklý následkem pružných změn v uložení mechanicky namáhaných součástí. Poškození vibračním opotřebením bylo pozorováno nejen u součástí s pohyblivým uložením, ale i u součástí s tak pevným uložením, jaké je u lisovaných spojů, dojde-li k vzájemnému skluzu. Často vzniká vibrační koroze ve stykových plochách nábojů kol a kroužků valivých ložisek, nalisovaných na hřídeli, v kterých průhybem rotujícího hřídele dochází k vratnému mikropohybu. Dalším příkladem mohou být nýtované a zaválcované spoje, ze součástí s hybným uložením jsou to například mechanismy výložníkových jeřábů nebo rýpadel, kdy tato koroze vznikne vlivem nepravidelných rázů, způsobených bočním větrem, chybami obsluhy nebo vibracemi přenášenými na základ strojů z okolních zařízení.

Značný vliv na vibrační opotřebením má prostředí, v němž proces probíhá. Ze složek atmosféry, v níž nejčastěji probíhá, mají největší vliv kyslík a vodní pára. Se zvětšováním relativní vlhkosti se vibrační opotřebením zmenšuje, což je v rozporu s vlivem vlhkosti při atmosférické korozi. Toto lze vysvětlit působením vlhkosti na změnu součinitele tření na třecích plochách nebo dříve vzniklých oxidech, popř. jejich odstraňováním ze styčných ploch a tím zmenšováním jejich abrazivního účinku.

Mechanismus vibrační koroze není elektrochemický a vedle uvedených podmínek zatížení a pohybujících se povrchů, které se stýkají, je třeba, aby pohyb byl dostatečně veliký a vyvolal pokluz nebo deformaci jednoho nebo obou povrchů.

První z mechanismů předpokládá vznik tzv. „studených svarů“, popř. natavení stýkajících se výstupků obou ploch. Při pohybu těchto ploch dojde k porušení vzniklého spojení a drobení kovu. Při místním zvýšení teploty vyvolaným třecími silami se částice kovu bezprostředně oxidují. Oscilují-li plochy dále, proces pokračuje s vlivem výrazného nahromadění oxidů.

Druhý mechanismus předpokládá přítomnost přilnavého oxidového filmu na povrchu, který se na vyvýšených místech porušuje, a oxidy se usazují v prohlubních. Předpokládá se, že oxidový film se neustále obnovuje, aby celý děj mohl pokračovat.

### 13.1.3.3 Biologická koroze

Mikrobiální koroze korozivzdorných ocelí se účastní různé druhy aerobních bakterií vytvářející slizové kolonie, aerobní železité bakterie, aerobní a anaerobní sírné bakterie. Bakteriální slizovité usazeniny (účastnit se mohou i jiné organizmy, jako plísně, řasy nebo měkkýši) osídlí povrch kovu a vytvoří více či méně souvislý slizovitý povlak, zvláště pak ve štěrbinách, nerovnostech, nečistotách a nedostatečně odstraněných okujích s povrchu svarů apod.

Slizovitá vrstva zachycuje sírné a železité bakterie z vody a kromě toho různé látky rozpuštěné ve vodě, jako jsou ionty chlóru nebo látky bakteriemi asimilované, např. sloučeniny železa, síry, manganu a dalších. Za přítomnosti těchto látek slizotvorné, železité a aerobní sírné bakterie vegetují, přičemž je okolní prostředí ochuzováno o kyslík. Ve spodní vrstvě jsou takto vytvořeny podmínky pro vegetaci anaerobních sírných bakterií. Anaerobní sírné bakterie redukují sírany z vody na sirnatany, siřičitany a sirovodík. Aerobní bakterie naopak oxidují redukované formy sírných sloučenin až na kyselinu sírovou. Železité bakterie zároveň oxidují ionty dvojmocného železa a manganu na vícemocné. Trojmocné ionty kovů se slučují s ionty chloru ve vodě na chloridy – železitý a manganitý, zvyšují korozní potenciál a podporují bodovou a štěrbinovou korozi objevující se pod typickým červenohnědým nánosem aerobních bakterií.

### 13.1.4 Ochrana proti korozi

S ohledem na značnou variabilitu používaných konstrukčních materiálů, působících vnějších prostředí a použitých konstrukčních řešení, nelze použít jednotného systému ochrany a je nutno ji volit případ od případu. Protikorozní opatření lze rozdělit do tří skupin, přičemž tato opatření ovlivňují kov, korozní prostředí a konstrukci.

Do první skupiny lze zařadit protikorozní legování, tepelné zpracování, použití různých protikorozních povlaků, použití inhibitorů koroze a elektrochemických ochrany. Protikorozní legování a tepelné zpracování se doporučuje v těch případech, kdy nelze použít levnějších metod. Jako hlavních legujících přísad se používá chrómu, niklu, molybdenu popř. mědi v korozivzdorných ocelích. Korozní odolnost lze pozitivně ovlivnit i vhodným tepelným zpracováním, kterým se zpravidla dosáhne homogenní struktury s minimální úrovní vnitřních pnutí.

Ke korozní ochraně se používají i různé kovové či nekovové povlaky vytvářené řadou technologií jako je například galvanické povlakování, žárové nástřiky, nanášení polymerních materiálů.

Do druhé skupiny opatření patří především snížení agresivity prostředí (pokud je možné). Je to použití ochranných atmosfér (například při tepelném zpracování) a inhibitorů koroze, snížení obsahu či úplné odstranění kyslíku z prostředí (zejména u průmyslových vod) apod.

Do třetí skupiny patří záměrné ovlivnění konstrukce. Odolnost proti korozi lze podstatně zlepšit komplexním řešením antikorozi ochrany již ve stádiu projekce konstrukce. Mezi základní pravidla patří: zamezení kontaktu dvou kovů o různém elektrochemickém potenciálu, zamezení hromadění vody a vlhkosti, zamezení turbulentního proudění, minimální použití svařování.

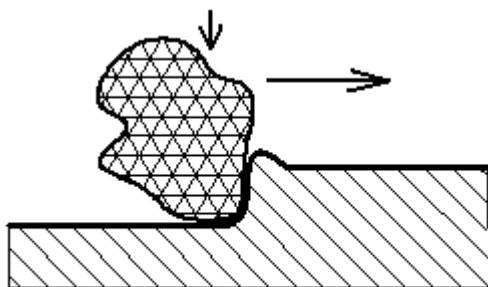
## **13.2 Opotřebení**

Opotřebení je definováno jako trvalá, nežádoucí změna povrchu materiálu součástí mechanickými účinky, které mohou být doprovázeny účinky fyzikálními, chemickými popř. elektrickými. Odhaduje se, že více než 60 % všech poruch strojů a zařízení je zapříčiněno přímo opotřebením. Jindy opotřebení ve spojení s korozi zapříčiňuje vznik křehkého lomu či urychlení únavového procesu.

Podle toho, zda je opotřebení vyvoláno vzájemnou interakcí dvou funkčních povrchů, nebo funkčního povrchu a média, a dále pak podle mechanismu opotřebení, rozlišujeme tyto základní typy opotřebení: abrazivní, adhezivní, erozivní, kavitační, únavové a vibrační.

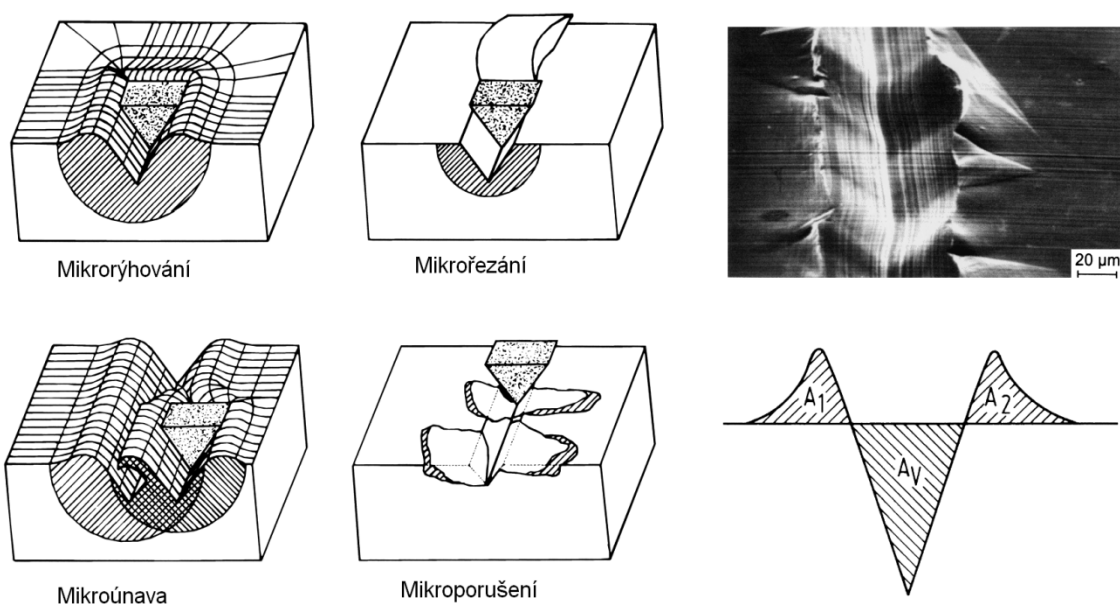
### **13.2.1 Abrazivní opotřebení**

Abrazivní opotřebení je definováno jako trvalá nežádoucí změna povrchu tělesa způsobená vzájemným působením funkčních povrchů, nebo funkčního povrchu a abrazivního média. Typickými příklady součástí vystavených abrazivnímu opotřebením jsou zuby lžíce rýpadel, mlecí elementy mlýnů minerálních surovin či nástroje pro zpracování půdy.



**Obr. 159 Schéma abrazivního opotřebení**

Tvrdé částice mohou narušovat povrch funkčních ploch *mikrořezáním*, *mikrorýhováním*, *mikroúnavou* či *mikroporušováním*.



**Obr. 160 Modely abrazivního opotřebení**

V případě mikrořezání je tvorba rýh spojena s odstraňováním materiálu z povrchu mikrořezáním. Extrémem v tomto případě je odstranění celého objemu materiálu vznikající rýhy ve formě třísky bez tvorby valů po stranách rýhy.

V případě mikrorýhování dochází k plastické deformaci spojené s rýhováním povrchu, kdy se vytváří nárůstek před abrazivní částicí a materiál je kontinuálně vytlačován do boků a vytváří valy kolem rýhy. Teoreticky nedochází k přenosu materiálu, ani se nevytváří částice otěru a proto nedochází k otěru. Ve skutečnosti pravděpodobně bude otěr způsoben delaminačním mechanismem po vyčerpání deformační schopnosti povrchových vrstev materiálu.

Třetí případ (mikrounava) souvisí s druhým případem (plastická deformace), kdy po vytvoření rýhy deformací jiná abrazivní částice konající pohyb v blízkosti deformuje val. Tento val se poté může deformovat dále jinou abrazivní částicí až do vyčerpání plasticity materiálu, poté se oddělí od základní hmoty materiálu.

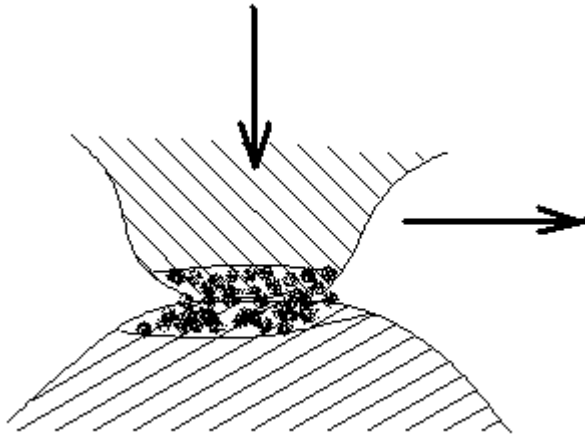
Čtvrtý případ je častý u křehkých materiálů, za určitých podmínek však může vznikat i u materiálů houževnatých. Průchodem abrazivní částice vzniká v povrchu materiálu tahové napětí, které vede ke vzniku křehkého porušení. Rychlost opotřebení v tomto případě závisí především na šíření trhliny v podpovrchových vrstvách materiálu. Po spojení trhlín se odstraní částice materiálu.

Odolnost materiálu proti abrazivnímu opotřebení se zvyšuje se zvyšující se tvrdostí opotřebovávaného materiálu. Významnou roli však také hrají tvrdé částice umístěné v matrici. Nelze však přímo tvrdit, že velmi tvrdý materiál bude mít vysokou odolnost proti abrazivnímu opotřebení ve všech podmínkách, kdy dochází k abrazi a je nutné vždy přihlídnout k provozním faktorům. Tyto faktory ovlivňují volbu vhodného materiálu do podmínek abrazivního opotřebení, jsou to např. podmínky zatížení (možné rázy), vlastnosti abrazivních částic, relativní rychlost mezi abrazivem a materiálem (zvýšení rychlosti nezpůsobuje přímo zvýšení abrazivního účinku, ale vlivem tření se zvyšuje povrchová teplota opotřebovávaného materiálu, u nějž se pak mění mechanické vlastnosti a může docházet i ke změnám struktury), velikost abrazivních částic aj.

### **13.2.2 Adhezivní opotřebení**

Tento druh opotřebení je typický pro případy, kdy dochází ke smýkání dvou tuhých těles, přitlačovaných k sobě normálovou silou. Následkem toho dochází k jejich dotyku, k porušování povrchových adsorpčních a oxidových vrstev a ke vzniku adhezivních mikrospojů, které jsou vzápětí rozrušovány.





**Obr. 161 Schéma adhezivního opotřebení**

Na vznik a průběh adhezivního opotřebení mají vliv zejména tyto faktory:

- hloubka vnikání a poloměr zakřivení povrchových mikronerovností
- velikost zatížení a rychlost relativního pohybu
- schopnost materiálu vytvářet adhezní spoje.

V závislosti na úrovni jednotlivých faktorů pak dochází k různě intenzivnímu opotřebení. Intenzitu adhezivního opotřebení navíc velmi výrazně ovlivňuje látka, přítomná mezi funkčními povrchy (mazivo).

**V jednom krajním případě** adhezivního opotřebení dochází k mírnému opotřebení. To nastává tehdy, když rychlost porušování adsorpční a oxidové vrstvy na povrchu je menší než rychlost jejich obnovování. V takovém případě působí tyto vrstvy jako ochrana povrchů, brání vzniku adhezních spojů, které jsou méně četné a méně dokonalé, takže při jejich následném porušování nedochází k významnějšímu přenosu materiálu mezi povrchy. Takto mírně opotřebovávané povrchy jsou vyhlazené, lesklé, bez rýh a stop po zadírání. Obdobně se na vzhledu adhezivně opotřebovaného povrchu projevuje i přítomnost maziva mezi třoucími se povrchy.

**V druhém krajním případě** adhezivního opotřebení dochází ke vzniku četných a relativně dokonalých adhezních mikrospojů, k jejich následnému rozrušování spojenému s přenosem materiálu mezi povrchy a ke vzniku volných (tzv. otěrových) částic. Takto intenzivně opotřebovávané povrchy jsou rýhované, rozbrázděné, v pokročilejším stadiu jsou i pouhým okem viditelné částice materiálu, ulpělé na jednom nebo i obou površích. Velmi silně vzrůstá odpor proti pohybu a obvykle dojde

k úplnému zablokování (zadření). Příčiny tohoto stavu jsou různé, velmi často jde o následek selhání mazání. Schematicky je mechanismus adhezivního opotřebení znázorněn na Obr. 161.

V případě mírného průběhu opotřebení (vhodná kombinace materiálů součástí, přítomnost dostatečného množství kvalitního maziva, příznivá kombinace faktorů ovlivňujících průběh opotřebení) dochází k porušování adhezivních mikrospojů v místě původního rozhraní mezi povrchy, takže dochází především pouze k jejich mikrodeformaci a tím k jejich vyhlazení.

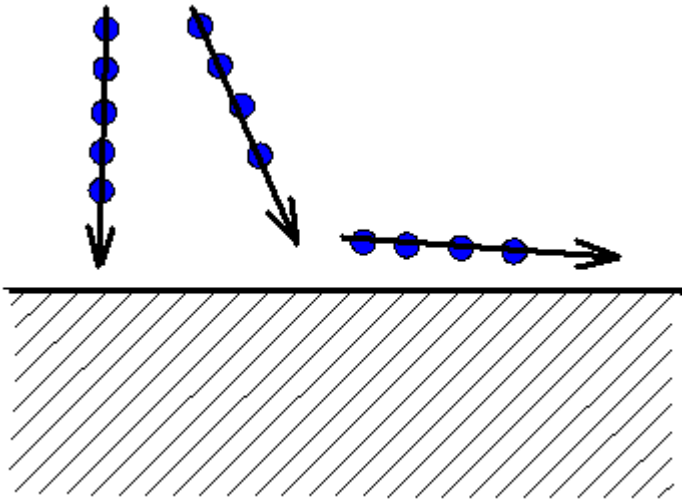
V případě intenzivního průběhu opotřebení dochází k porušování adhezivních mikrospojů mimo původní rozhraní mezi povrchy, takže dochází k přenosu materiálu, případně ke vzniku volných otěrových částic. Obojí napomáhá stálému růstu intenzity opotřebení a vede až k těžkému poškození povrchů nebo zadření. Tomu napomáhá také nevhodná volba troucích se materiálů, nedostatečné nebo žádné mazání i nepříznivá kombinace faktorů ovlivňujících průběh opotřebení.

### **13.2.3 Erozivní opotřebení**

Tento druh opotřebení je charakterizován oddělováním materiálu účinkem:

- částic, nesených proudem kapaliny nebo plynu (vyskytuje se např. u čerpadel na znečištěné kapaliny, ventilátorů, cyklonů, tryskačů, potrubí pneumatické, hydraulické či spádové dopravy aj.)
- částic samotné kapaliny, páry nebo plynu (vyskytuje se např. u parních armatur, koncových stupňů parních turbín pracujících v oblasti mokré páry, plynových turbín, náběžných hran křídel a ostatních ploch letadel, ventilů spalovacích motorů aj.).

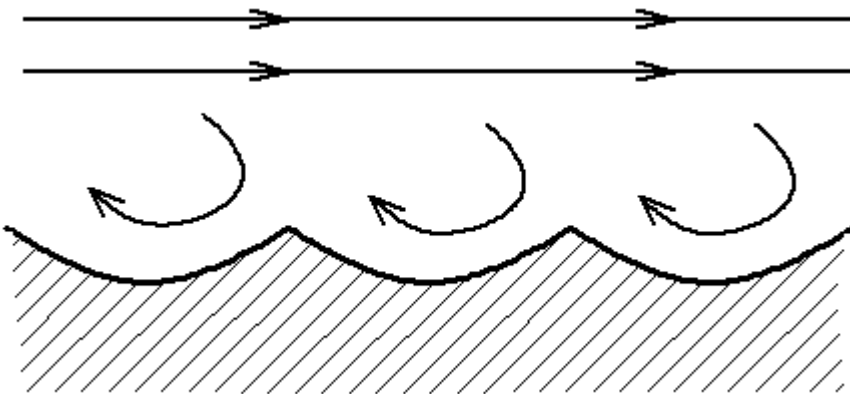
Mechanismus erozivního opotřebení je podobný jako u opotřebení abrazivního, tj. dochází k rýhování a seřezávání materiálu. Typické pro erozivní opotřebení je nerovnoměrné porušení povrchu, který je zvlněný a zvrásněný a poškozený i v prohlubeninách.



Obr. 162 Schéma erozivního opotřebení

### 13.2.4 Kavitační opotřebení

Kavitační opotřebení je charakterizováno oddělováním částic z povrchu v oblasti zanikání kavitačních dutin v kapalině.



Obr. 163 Schéma kavitačního opotřebení

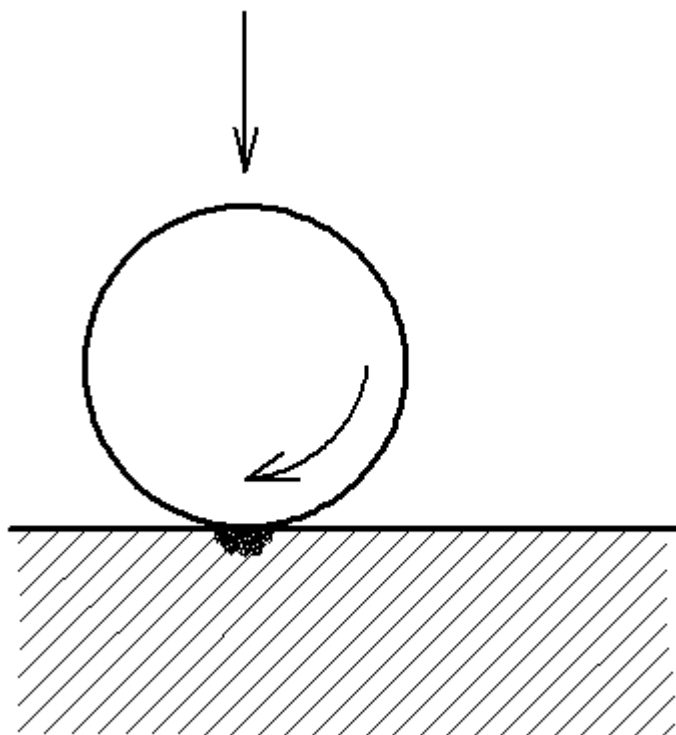
Mnoho součástí pracuje v různých kapalinách, velmi často ve vodě. Voda je silně agresivní prostředí, které působí provozní potíže a poruchy v důsledku koroze, eroze a kavitace. Zejména kavitační opotřebení bývá často nesprávně považováno za důsledek koroze. Ke kavitačnímu opotřebení může docházet pouze tam, kde se vyskytuje kavitace. tj. dochází ke vzniku kavitačních dutin, jejichž zánik vyvolává hydrodynamické rázy. Rázy působí na povrch materiálu zcela analogicky jako kontaktní tlaky u opotřebení povrchovou únavou. Kavitační opotřebení se vyskytuje např. ve vodních turbínách, čerpadlech, u součástí hydraulických systémů, ve

vodovodech, v redukčních ventilech, v chladicích systémech pracujících s kapalinou, v pračkách, v tlakově mazaných ložiskách apod.

Kavitační dutiny vznikají v místech, kde se z nějakých důvodů (proudění zúženým průtočným průřezem, působení tahových napětí na kapalinu aj.) sníží tlak pod hodnotu tlaku nasycených par kapaliny při dané teplotě. V tom případě se v kapalině začnou tvořit dutiny (kaverny), vyplněné parami kapaliny. Objem, který zaujímá kavitační dutina, může kolísat ve velkém rozsahu, řádově od krychlových milimetrů do krychlových metrů. V oblasti vyššího tlaku pak tyto dutiny implozivně zanikají, to působí hydrodynamické rázy, které poškozují povrchy materiálu. Typický kavitačně poškozený povrch je drsný, jakoby vytrhaný.

### **13.2.5 Únavové opotřebení**

Kontaktní únavové opotřebení vzniká při silovém, cyklicky opakovaném styku dvou těles, při kterém se vyskytují vysoké lokální tlaky. K tomu dochází zejména při styku těles se zakřivenými styčnými plochami, typicky na bocích zubů ozubených kol. Kromě vysokých kontaktních tlaků zde ještě spolupůsobí skluz a tření, které přidávají ještě tahové a smykové namáhání a tím dále přispívají k porušování povrchu. Při tom se podmínky kontaktního namáhání značně mění podél boku zubů, protože se kromě čistého valení vyskytuje ještě různě velký skluz, který současně vytváří předpoklady pro vznik adhezivního opotřebení a projevuje se i různý vliv maziva.



**Obr. 164 Schéma únavového opotřebení**

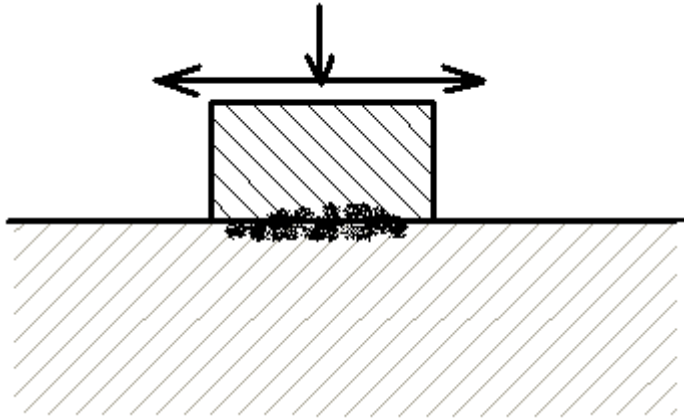
První únavové trhliny vznikají v tenké povrchové vrstvě materiálu. Ty se rozvíjejí a spojují, až nastane vylamování částí povrchu.

Častým typem únavového poškození je tvoření důlků (pitting), obvykle okrouhlého tvaru, ovšem u povrchů s vysokou tvrdostí (valivá ložiska nebo cementované součásti) mohou mít důlky i hranatý nebo protáhlý tvar. Na jejich vzniku se význačně podílí mazivo. Účinkem kontaktních tlaků vniká mazivo do povrchových trhlin, v důsledku dalšího pohybu součástí je v nich uzavíráno a jeho tlak se účinkem kontaktního namáhání zvyšuje. To přispívá k dalším šíření trhlinek a vede až ke vzniku zmíněných důlků. Původně se označení "pitting" užívalo právě pro tento případ poškození, později se však jeho používání rozšířilo i na ostatní případy kontaktního únavového poškození.

Zvláštním případem kontaktního únavového poškození je odlupování povrchové vrstvy materiálu (spalling). Dochází k němu zejména u povrchově tvrzených součástí, při malých tloušťkách tvrzené vrstvy. Vysoké, opakující se kontaktní tlaky vyvolávají podpovrchová smyková napětí, která působí vznik podpovrchových trhlin. Později dochází k prolamování povrchové vrstvy a k jejímu odlupování.

### 13.2.6 Vibrační opotřebení

Vibrační opotřebení je charakterizováno oddělováním částic materiálu v místech kmitavých tangenciálních posuvů funkčních ploch při jejich současném zatížení normálními silami. Vzhledem k charakteru tohoto opotřebení je zařazeno do kap. 14.3.1.2.5.



Obr. 165 Schéma vibračního opotřebení

# 1 Systémy označování ocelí

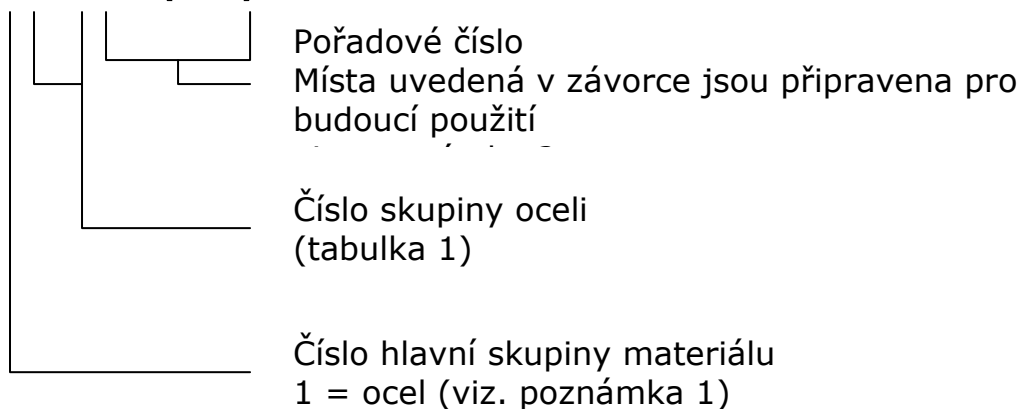
## 1.1 Systém číselného označování

1. Každé číslo oceli musí odpovídat pouze jedné značce oceli a naopak, každá značka oceli odpovídá pouze jednomu číslu oceli.
2. Číslo ocelí jsou přidělována Evropským registračním úřadem ocelí.
3. Evropský registrační úřad ocelí reviduje v příslušných časových intervalech seznam registrovaných ocelí. Předmětem revize je ve spolupráci s kompetentními místy zjištění, zda registrovaná ocel je ještě vyráběna. Číslo ocelí, které se již nevyrábějí, se po přechodnou dobu uvádějí v příloze seznamu a při nové revizi se případně vypustí. Takto přepracovaný seznam se zveřejňuje. Číslo ocelí, takto zrušená, mohou být použita pro nové oceli.
4. Číslo ocelí nemají být měněna. Pokud je ve výjimečných případech změna nevyhnutelná, je nutné postupovat v souladu s body 1 – 3.

### 1.1.1 Stavba čísel ocelí

Číslo se tvoří následovně

## 1 XXXX(XX)



Poznámka 1 – číslice 2 až 9 čísla hlavní skupiny materiálu mohou být přiřazena jiným materiálům

Poznámka 2 – v současné době se pro pořadové číslo předpokládají dvě místa. Pokud by bylo při nárůstu počtu ocelí potřebné využít rezervovaná čtyři místa, bude to uvedeno v dalším vydání EN 10027



Tabulka 1-1 Číslo skupin ocelí<sup>1)2)</sup>

<i>Oceli nelegované</i>				<i>Oceli legované</i>						
<i>Oceli obvyklých jakostí</i>		Oceli jakostní	Oceli ušlechtilé	Oceli jakostní	Oceli ušlechtilé			Oceli ušlechtilé		
				Nástrojové oceli	Různé oceli	Chemicky odolné oceli	Konstrukční oceli, oceli na strojní součásti a na tlakové nádoby			
<b>00</b> <i>Oceli obvyklých jakostí</i>	90 Oceli obvyklých jakostí		10 Oceli se zvláštními fyzikálními vlastnostmi	20 Cr	30	40 Nerezavějící oceli s <2,5 % Ni bez Mo, Nb a Ti	50 Mn, Si, Cu	60 Cr – Ni s ≥2<3 % Cr	70 Cr Cr – B	80 Cr-Si-Mn Cr-Si-Mn-Mo Cr-Si-Mo-V Cr-Si-Mn-Mo-V
	01 Konstrukční oceli pro všeobecné použití s R <sub>m</sub> <500 MPa	91	11 Konstrukční oceli na strojní součásti s <0,5 % C	21 Cr – Si Cr – Mn Cr – Mn - Si	31	41 Nerezavějící oceli s <2,5 % Ni s Mo, bez Nb a Ti	51 Mn – Si Mn – Cr	61	71 Cr – Si Cr – Mn Cr – Mn – B Cr – Si – Mn	81 Ce-Si-V Cr-Mn-V Cr-Si-Mn-V
	02 Ostatní konstrukční oceli neurčené pro tepelné zpracování s R <sub>m</sub> <500 MPa	92	12 Oceli na strojní součásti s ≥0,50 % C	22 Cr – V Cr – V – Si Cr – V – Mn Cr – V – Mn - Si	32 Rychlořezné oceli s Co	42	52 Mn – Cu Mn – V Si – V Mn – Si – V	62 Ni – Si Ni – Mn Ni – Cu	72 Cr – Mo s <0,35 % Mo Cr – Mo - B	82 Cr-Mo-W Cr-Mo-W-V
	03 Oceli s průměrným % C <0,12 nebo R <sub>m</sub> <400 MPa	93	13 Konstrukční oceli, oceli na strojní součásti, tlakové nádoby a oceli se zvláštními požadavky	23 Cr – Mo Cr – Mo – V Mo – V	33 Rychlořezné oceli bez Co	43 Nerezavějící oceli s ≥2,5 % Ni bez Mo, Nb a Ti	53 Mn – Ti Si – Ti	63 Ni – Mo Ni – Mo - Mn Ni – Mo - Cu Ni – Mo - V Ni – Mn - V	73	83
	04 Oceli s průměrným % C ≥0,12 nebo R <sub>m</sub> ≥400<500 MPa	94	14	24 W Cr – W	34	44 Nerezavějící oceli s ≥2,5 % Ni s Mo, bez Nb a Ti	54 Mo, Nb, Ti, V, W	64	74	84 Cr-Si-Ti Cr-Mn-Ti Cr-Si-Mn-Ti

<sup>1)</sup> Rozdělení skupin ocelí je v souladu s rozdělením ocelí podle EN 10020

<sup>2)</sup> V polích tabulky jsou obsaženy následující údaje: a) číslo skupiny ocelí (vždy vlevo nahoře), b) charakteristické vlastnosti skupiny ocelí shrnuté pod příslušným číslem, c) pevnost v tahu R<sub>m</sub>. Mezní hodnoty uvedené pro chemické složení a pro pevnost v tahu platí jako vodítko.

Tabulka 1-2 (dokončení)

<i>Oceli nelegované</i>				<i>Oceli legované</i>						
<i>Oceli obvyklých jakostí</i>	Oceli jakostní	Oceli ušlechtilé	Oceli jakostní	Oceli ušlechtilé			Konstrukční oceli, oceli na strojní součásti a na tlakové nádoby			
				Nástrojové oceli	Různé oceli	Chemicky odolné oceli				
	05 95 Oceli s průměrným % C ≥ 0,25 < 0,55 nebo R <sub>m</sub> ≥ 500 < 700 MPa	15 Nástrojové oceli		25 W-V Cr-W-V	35 Oceli na valivá ložiska	45 Nerezavějící oceli se zvláštními přísadami	55 B Mn-B s < 1,65 % Mn	65 Cr-Ni-Mo s < 0,4 % Mo + < 2,0 % Ni	75 Cr-V s < 2,0 % Cr	85 Oceli k nitridování
	06 96 Oceli s průměrným % C ≥ 0,55 nebo R <sub>m</sub> > 700 MPa	16 Nástrojové oceli		26 W Kromě tříd 24, 25, 27	36 Materiály se zvláštními magnetickými vlastnostmi bez Co	46 Chemicky odolné a žárovevné slitiny Ni	56 Ni	66 Cr-Ni-Mo s < 0,4 % Mo + ≥ 2,0 < 3,5 % Ni	76 Cr-V s > 2,0 % Cr	86
	07 97 Oceli s vyšším obsahem P nebo S	17 Nástrojové oceli		27 S Ni	37 Materiály se zvláštními magnetickými vlastnostmi s Co	47 Žárovzdorné oceli s < 2,5 % Ni	57 Cr-Ni s < 1 % Cr	67 Cr-Ni-Mo s < 0,4 % Mo + ≥ 3,5 < 5,0 % Ni nebo ≥ 0,4 % Mo	77 Cr-Mo-V	87 Oceli neurčené pro tepelné zpracování u odběratele
		18 Nástrojové oceli	08 98 Oceli se zvláštními fyzikálními vlastnostmi	28 ostatní	38 Materiály se zvláštními magnetickými vlastnostmi bez Ni	48 Žárovzdorné oceli s ≥ 2,5 % Ni	58 Cr-Ni s ≥ 1 < 1,5 % Cr	68 Cr-Ni-V Cr-Ni-W Cr-Ni-W-V	78	88 Vysocepevné svařitelné oceli
		19	09 99 Oceli pro různé oblasti použití	29	39 Materiály se zvláštními magnetickými vlastnostmi s Ni	49 Vysoce žárovevné materiály	59 Cr-Ni s ≥ 1,5 < 2,0 % Cr	69 Cr-Ni kromě tříd 57 až 68	79 Cr-Mn-Mo Cr-Mn-Mo-V	89 Vysocepevné svařitelné oceli

## ***1.2 Stavba značek ocelí***

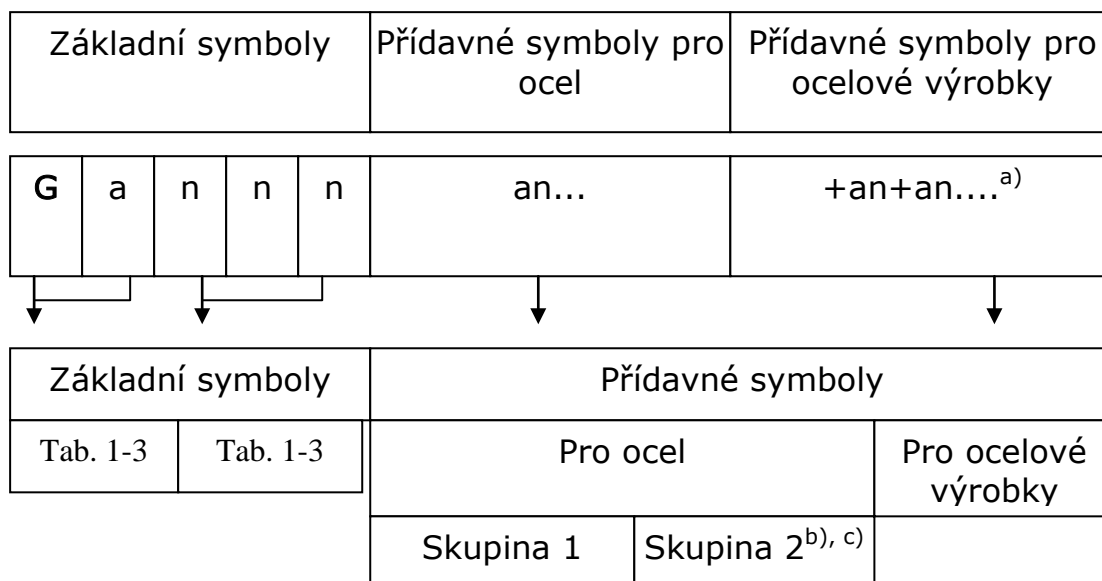
Evropská norma stanoví pravidla pro stavbu značek ocelí pomocí určujících písmen a číslic vyjadřující použití a hlavní charakteristiky, například mechanické, fyzikální, chemické, tak, aby poskytly zkrácenou identifikaci ocelí. Pravidla pro stavbu značek se mohou používat i pro nenormalizované oceli.

1) Pro každou jednu ocel musí být pouze jedna značka

2) Přidělená značka oceli se skládá ze základních symbolů. Za účelem jednoznačného označení oceli, je nezbytné doplnění těchto základních symbolů přídatnými symboly identifikujícími další charakteristické rysy oceli nebo ocelového výrobku, například vhodnost pro použití za vysokých teplot, stav povrchu apod. Tyto přídatné symboly jsou rozděleny do dvou skupin. Jestliže symboly první skupiny nestačí k úplnému popisu oceli, mohou být připojeny další přídatné symboly z druhé skupiny. Symboly druhé skupiny mohou být použity pouze společně se symboly první skupiny a připojují se za nimi. Pokud není stanoveno v normě jinak, musí být symboly použité ve značce oceli psány bez mezer.

Pro potřebu označování jsou značky ocelí rozděleny do dvou hlavních skupin:

1. skupina: oceli označované podle jejich použití a mechanických nebo fyzikálních vlastností,
2. skupina: oceli označované podle jejich chemického složení.



Obrázek 1.1 Tvorba značek ocelí podle mechanických vlastností

G – ocel na odlitky (pokud je požadována)

- a) n = číslice, a = písmeno, an = alfanumerický znak.
- b) Pro rozlišení mezi dvěma druhy ocelí jedné příslušné normy na výrobek, se za přídavné symboly druhé skupiny s výjimkou chemických značek, připojí jedna nebo dvě číslice.
- c) Budou-li použity z této skupiny dva symboly, musí být chemická značka na posledním místě.

Tabulka 1-3 vysvětlení základních symbolů

Základní symboly (a)	Mechanické vlastnosti (nnn)	Vysvětlení
<b>S</b>	nnn	konstrukční ocel
		stanovená minimální mez kluzu v MPa pro nejmenší rozsah tloušťky výrobku
<b>P</b>	nnn	oceli pro tlakové nádoby
		stanovená minimální mez kluzu v MPa pro nejmenší rozsah tloušťky
<b>L</b>	nnn	oceli na potrubí
		stanovená minimální mez kluzu v MPa pro nejmenší rozsah tloušťky
<b>E</b>	nnn	oceli na strojní součásti
		stanovená minimální mez kluzu

	nnn	v MPa pro nejmenší rozsah tloušťky
<i>B</i>		oceli pro výztuž do betonu
	nnn	stanovená minimální mez kluzu v MPa pro nejmenší rozsah rozměrů
<i>Y</i>		oceli pro předepínací výztuž do betonu
	nnnn	jmenovitá mez pevnosti v tahu v MPa
<i>R</i>		oceli na kolejnice
	nnn	minimální tvrdost podle Brinella (HBW)
<i>D</i>		ploché výrobky k tváření za studena
	Cnn	válcováno za studena
	Dnn	válcováno za tepla, určeno k bezprostřednímu tváření za studena
	Xnn	způsob válcování není předepsán
<i>H</i>		ploché výrobky z ocelí s vyšší mezí kluzu k tváření za studena
	Cnnn	válcováno za studena a stanovenou minimální mezí kluzu v MPa
	Dnnn	válcováno za tepla, určeno pro přímé tváření za studena a se stanovenou minimální mezí kluzu v MPa
	Xnnn	nepředepsaný způsob válcování s následující stanovenou mezí kluzu v MPa
	CTnnn(n)	válcováno za studena a stanovenou minimální mezí pevnosti v MPa
	DTnnn(n)	válcováno za tepla, určeno pro přímé tváření za studena a se stanovenou minimální mezí pevnosti v MPa
	XTnnn(n)	nepředepsaný způsob válcování s následující stanovenou mezí pevnosti v MPa
<i>T</i>		pocínované výrobky (obalové plechy a pásy)
	Hnnn	jmenovitá hodnota meze kluzu v MPa pro kontinuálně žíhané značky
	Snnn	jmenovitá hodnota meze kluzu v MPa pro značky žíhané pod poklopem

<b>M</b>		plechy a pásy pro elektrotechniku
	nnn	stonásobek nejvyšších měrných ztrát ve W/kg
	nn	stonásobek jmenovité tloušťky v mm oba údaje se oddělují spojovací čárkou

### 1.2.1 Přídavné symboly pro oceli

<b>Oceli</b>	<b>Skupina 1</b>				<b>Skupina 2</b>	<b>Vysvětlení</b>
	<b>Nárazová práce v Joulech (J)</b>			<b>Zkuš. teplota</b>		
	27 J	40 J	60 J	°C		
	JR	KR	LR	20		
	J0	K0	L0	0		
	J2	K2	L2	-20		
	J3	K3	L3	-30		
	J4	K4	L4	-40		
	J5	K5	L5	-50		
	J6	K6	L6	-60		
<b>S</b>	A					precipitačně vytvrzeno
	M					termomechanicky válcováno
	N					normalizačně žíháno nebo normalizačně válcováno
	Q					zušlechtěno
	G					jiné charakteristiky, následuje jedna nebo dvě číslice
					C	se zvláští tvařitelností za studena
					D	pro žárové pokovování ponorem
					E	pro smlatování
					F	pro kování
					H	duté profily
					L	pro nízké teploty
					M	termomechanicky válcováno
					N	normalizačně žíháno nebo normalizačně válcováno
				P	štetovnice	
				Q	zušlechtěno	

		S	pro stavbu plavidel
		T	pro trubky
		W	odolné proti atmosférické korozi
		an	chemické značky pro další stanovené prvky, stonásobek střední hodnoty předepsaného obsahu
<i>P</i>	B		lahve na plyny
	M		termomechanicky válcováno
	N		normalizačně žíháno nebo normalizačně válcováno
	Q		zušlechtěno
	S		jednoduché tlakové nádoby
	T		trubky
	G		jiné charakteristiky, následuje jedna nebo dvě číslice
		H	vysoké teploty
		L	nízké teploty
		R	teplota místnosti
	X	vysoké a nízké teploty	
<i>L</i>	M		termomechanicky válcováno
	N		normalizačně žíháno nebo normalizačně válcováno
	Q		zušlechtěno
	G		jiné charakteristiky, následuje jedna nebo dvě číslice
		a	třída požadavků, následuje jedna číslice
<i>E</i>	G		jiné charakteristiky, následuje jedna nebo dvě číslice
		C	vhodnost k tažení za studena
<i>B</i>	a		třída tvařitelnosti, následuje jedna nebo dvě číslice

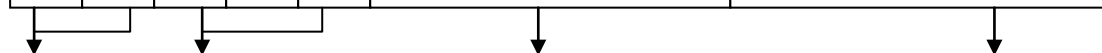
Y	C	drát tažený za studena
	H	tyče válcované za tepla nebo válcované za tepla a zpracované
	Q	drát zušlechťený
	P	pramence
	G	jiné charakteristiky, následuje jedna nebo dvě číslice
R	Cr	legováno chromem
	Mn	zvýšený obsah manganu
	an	chemické značky pro další stanovené prvky, stonásobek střední hodnoty předepsaného obsahu
	G	jiné charakteristiky, následuje jedna nebo dvě číslice
D	D	pro žárové pokovování ponorem
	ED	pro přímé smaltování
	EK	pro obvyklé smaltování
	H	pro duté profily
	T	pro trubky
	an	chemické značky pro další stanovené prvky, stonásobek střední hodnoty předepsaného obsahu
	G	jiné charakteristiky, následuje jedna nebo dvě číslice
H	B	vytvrditelné při vypalování laku (bake hardening)
	C	komplexní fáze
	I	izotropní
	LA	nízkolegované
	M	termomechanicky válcováno
	P	legováno fosforem
	T	TRIP ocel
	X	dvoufázové



	Y		oceli bez intersticiálních prvků (IF oceli)
	G		jiné charakteristiky, následuje jedna nebo dvě číslice
		D	pro žárové pokovování ponorem

Základní symboly	Přídavné symboly pro ocel	Přídavné symboly pro ocelové výrobky
------------------	---------------------------	--------------------------------------

G	C	n	n	n	an...	+an+an.... <sup>a)</sup>
---	---	---	---	---	-------	--------------------------



Základní symboly		Přídavné symboly	
G - ocel na odlitky (pokud je požadována) C - uhlík	nnn = stonásobek střední hodnoty rozsahu předepsaného pro obsah uhlíku, pokud rozsah uhlíku není uveden, uvede se reprezentativní hodnota	Pro ocel	
		Skupina 1	Skupina 2
		C = pro tváření za studena (pěchování a protlačování) D = pro tažení drátu E = s předepsaným maximálním obsahem síry R = s předepsaným rozsahem obsahu síry S = na pružiny U = na nástroje W = na svařovací drát G = jiné charakteristiky, následuje jedna nebo dvě číslice	an = chemické značky pro další stanovené prvky, desetinásobek střední hodnoty předepsaného obsahu

Obrázek 1.2 Tvorba značek ocelí podle chemického složení – nelegované oceli (kromě automatových) se středním obsahem manganu < 1 %

Základní symboly	Přídavné symboly pro ocel	Přídavné symboly pro ocelové výrobky
G	n n n a	+an+an.... <sup>a)</sup>
↓	↓	

Základní symboly			
G – ocel na odlitky (pokud je požadována)	nnn = stonásobek střední hodnoty rozsahu předepsaného pro obsah uhlíku, pokud rozsah uhlíku není uveden, uvede se reprezentativní hodnota	Legující prvky	
		a = chemické značky legujících prvků n-n = čísla, oddělená spojovací čárkou, která odpovídají střednímu obsahu příslušného prvku vynásobenému následujícím koeficientem	
		<i>Prvek</i>	<i>Koeficient</i>
		<i>Cr, Co, Mn, Ni, Si, W</i>	4
		<i>Al, Be, Cu, Mo, Nb, Pb, Ta, Ti, V, Zr</i>	10
		<i>Ce, N, P, S</i>	100
		<b>B</b>	1000
Pořadí prvků musí být uvedeno podle hodnoty obsahu. Když je hodnota pro obsah stejná u dvou nebo více prvků, uvedou se značky v abecedním pořadí			

Obrázek 1.3 Tvorba značek ocelí podle chemického složení – nelegované oceli se středním obsahem manganu  $\geq 1\%$ , nelegované automatové oceli a legované oceli (kromě rychlořezných) se středními obsahy jednotlivých legujících prvků  $< 5\%$

Základní symboly							Přídavné symboly pro ocel	Přídavné symboly pro ocelové výrobky
G PM	X	n	n	n	a..	n-n..	an...	+an+an.... <sup>a)</sup>
Základní symboly							Přídavné symboly	
Písmeno	Obsah uhlíku	Legující prvky	Pro ocel					
G = ocel na odlitky (pokud je požadovaná) PM = prášková metalurgie (pokud je u nástrojových ocelí požadována) X = střední obsah nejméně jednoho legujícího prvku $\geq 5\%$	nnn = stonásobek střední hodnoty rozsahu předepsaného pro obsah uhlíku, pokud rozsah uhlíku není uveden, uvede se reprezentativní hodnota	a = chemické značky legujících prvků charakterizujících ocel následující: n-n = čísla, oddělená spojovací čárkou, která odpovídají střednímu obsahu příslušného prvku zaokrouhloeno na nejbližší vyšší číslo	Skupina 1	Skupina 2				
			a = chemická značka oddělená spojovací čárkou pro charakteristický prvek, jehož obsah je v rozmezí od 0,2 % do 1 % následuje: n = desetinásobek středního obsahu legujícího prvku					

Obrázek 1.4 Tvorba značek ocelí podle chemického složení – korozivzdorné a legované oceli (kromě rychlořezných ocelí) s obsahem minimálně jednoho legujícího prvku  $\geq 5\%$

Základní symboly		Přídavné symboly pro ocel		Přídavné symboly pro ocelové výrobky	
PM	HS	n-n.....	a (a)	+an+an....	
↓		↓	↓	↓	
Základní symboly			Přídavné symboly		
Písmeno	obsah legujících prvků	Pro ocel			
PM = prášková metalurgie, když je potřebná HS = rychlořezné oceli	n-n = čísla oddělená spojovací čarou, která udávají procentuální obsah legujících prvků v následujícím pořadí: 1. wolfram (W) 2. molybden (Mo) 3. vanad (V) 4. kobalt (Co)	Skupina 1		Skupina 2	

Obrázek 1.5 Tvorba značek ocelí podle chemického složení – rychlořezné oceli

1. Adensko, J., et al.: Microstructure selection criteria for cast irons with more than 10 wt.% chromium for wear applications, *Material Characterization*, 2003, vol. 49, s. 83-93.
2. Arzberger J., et al.: *Oceli, Výrobní program II. díl – vlastnosti a použití*, sv. I – IV, Ostrava: Hutnictví železa, 1980, 1248 s.
3. Ashby M. F., Gaudhi C., Taplin D. M .R.: *Acta Metallurgica*, 1979, 729 s.
4. Berns, H., Fischer, S.: Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B, *Materials Characterization*, 1997, vol. 39, s. 499-527.
5. Blaškovič, P., Balla, J., Dzimko, M.: *Tribológia*, Bratislava, Alfa, 1990, 360 s.
6. Brož L., et al.: *Hutnictví železa*, Praha: SNTL Praha, 1988, 464 s.
7. Cottrel A. H.: *Teorija dislokacij*, Moskva: Mir, 1969, 95 s.
8. Čadek J.: *Creep kovových materiálů*, Praha: Academia, 1984, 272 s.
9. Číhal V.: *Korozivzdorné oceli a slitiny*, Praha: Academia, 1999, 438 s.
10. Dogan, O. N., Hawk, J. A.: Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron, *Wear*, 1995, vol. 189, s. 136-142.
11. Doležel B.: *Odolnost plastů a pryží*, Praha: SNTL Praha, 1981, 712 s.
12. Dylag Z., Orloś Z.: *Wytrzymałość zmeczeniowa materialów*, Warszawa: Wydawnictwa naukowo – techniczne, 1962, 265 s.
13. Fuchs H. O., Stephens R. I.: *Metal Fatigue in Engineering* , New York: 1<sup>st</sup> Ed. Wiley, 1980, 318 s.
14. Gittus J.: *Irradiation Effects in Crystalline Solids*, London: Applied Science Publishers Ltd., 1978, 537 s.
15. Hertel H.: *Ermüdungsfestigkeit der Konstruktionen*, Berlin – Heidelberg – New York: Springer – Verlag, 1969, 660 s.
16. Hertzberg R. W.: *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*, New York,:Wiley, 1989, 680 s.

17. Holzmann M., Klesnil M.: *Křehký a únavový lom materiálů a konstrukcí*, Praha: SNTL, 1972, 199 s.
18. Höschl C.: *Pružnost a pevnost ve strojírenství*, Praha: SNTL, 1971, 376 s.
19. Humár A.: *Materiály pro řezné nástroje*, Praha: MM publishing s.r.o., 2008, 237 s.
20. Jackson, R. S.: The austenite liquidus surface and constitutional diagram for the Fe-Cr-C metastable system, *Journal of the Iron and Steel Institute*, 1970, vol. 208, s. 163-167.
21. Jareš V.: *Metalografie oceli*, Praha: ČSAV, 1960, 275 s.
22. Jech J.: *Tepelné zpracování oceli*, Praha: SNTL Praha, 1983, 292 s.
23. Ježek J., et al.: *Vliv tepelných cyklů a deformace austenitu na jeho izotermický rozpad a vlastnosti produktu rozpadu* [ Závěrečná zpráva dílčího úkolu R5/2], Praha: ČSAV ústav fyzikální metalurgie – pobočka Praha, 1972, 177 s.
24. Ježek J. et al.: *Mechanismus a kinetika vzniku zárodků bainitu* [ závěrečná zpráva dílčího úkolu IV-1.6/1], Praha, ČSAV laboratoř struktury kovů a slitin, 1970, 133 s.
25. Ježek J. et al.: *Vliv řízených vlastností austenitu na jeho transformaci a na vlastnosti produktu transformace* [ závěrečná zpráva dílčího úkolu R5/2 resortního plánu RTV], Praha, ČSAV ústav fyzikální metalurgie – pobočka Praha, 1975, 136 s.
26. Kettunen O., Kuokkala V.: *Plastic deformation and strain hardening*, Uetikon Zurich: Trans tech publications, 2003, 410 s.
27. Kittel Ch.: *Úvod do fyziky pevných látek*, Praha: ČSAV, 1985, 600 s.
28. Klesnil M., Lukáš P.: *Únava kovových materiálů při mechanickém namáhání*, Praha: Academia, 1975, 224 s.
29. Klesnil M., a kol.: *Cyklická deformácia a únava kovov*, Bratislava: VEDA SAV 1987, 384 s.
30. Kou, S.: *Welding metallurgy*, Hoboken: Wiley-Interscience, 2003, 461 s.

31. Macek K., et al.: *Strojírenské materiály*, Praha: ČVUT Praha, 2003, 204 s.
32. Maratray, F.: *Factors affecting the structure of chromium and chromium-molybdenum white irons*, AMAX Inc., Paris, France, 1970, 320 s.
33. Kopřiva M.: *Fraktografie*, Olomouc: UP v Olomouci, 1992, 32 s.
34. Koutský J.: *Slitinové oceli pro energetické strojírenství*, Praha: SNTL, 1981, 340 s.
35. Kunz J.: *Základy lomové mechaniky*, Praha: ČVUT Praha, 2000, 260 s.
36. Kovačič L., Bína J.: *Plasty*, Bratislava: Alfa Bratislava, 1974, 340 s.
37. Macek K., Zuna P., Janovec J.: *Tepelné úpravy kovových materiálů*, Praha: ČVUT Praha, 2001, 100 s.
38. Mleziva J., Šňupárek.: *Polymery*, Praha: Sobotáles, 2000, 544 s.
39. Píšek F., Jeníček L., Ryš P.: *Nauka o materiálu I. Sv. 1: Obecná nauka o kovech*, Praha: Academia, 1966, 634 s.
40. Píšek F., et al.: *Nauka o materiálu II. Sv. 2*, Praha: ČSAV, 1959, 672 s.
41. Píšek F., Jeníček L., Ryš P.: *Nauka o materiálu I. Sv. 2: Vlastnosti kovů*, Praha: Academia, 1968, 1002 s.
42. Pluhař J., Puškár A., Koutský J., Macek K., Beneš V.: *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*, Praha: SNTL Praha, 1987, 420 s.
43. Pluhař J., Koritta J.: *Strojírenské materiály*, Praha: SNTL Praha, 1966, 560 s.
44. Ptáček L., et al.: *Nauka o materiálu I a II*, Brno: CERM s.r.o Brno, 1999, 855 s.
45. Požgaj A., et al.: *Štruktúra a vlastnosti dreva*, Bratislava: Príroda a.s. Bratislava, 1993, 485 s.
46. Puškár A., Golovin A.: *Kumulácia poškodenia v procese únavy*, Bratislava: VEDA, 1981, 264 s.
47. Ragab, Abdel – Rahman A. F., Bayoumi Salan Eldin A.: *Engineering Solid Mechanics: Fundamentals and Applications*, Washington D. C.: CRC Press, Boca Raton – London – New York, 1999, 921 s.
48. Rohan R.: *Abeceda hutního materiálu*, Praha: SNTL Praha, 1979, 324 s.

49. Ryš P., Cenek M., Mazanec K., Hrbek A.: *Nauka o materiálu I. Sv. 4: Železo a jeho slitiny*, Praha: Academia, 1975, 544 s.
50. Sedláček V., et al.: *Zotavení a rekrytalizace*, Praha: Academia, 1985, 280 s.
51. Sedláček V.: *Neželezné kovy a slitiny*, Praha: SNTL Praha, 1979, 400 s.
52. Schott G.: *Werkstoffermüdung*, Leipzig: WEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, 1979, 328 s.
53. Sklenička V.: *Creepový mezikrystalový kavitační lom kovových materiálů*, Doktorská disertační práce, Brno, ÚFM ČSAV, 1981, 145 s.
54. Suchánek, J. et al., *Abrazivní opotřebení materiálů*, Praha, 2007, 162 s.
55. Veselý K.: *Polymery*, Brno: ČSPCH – pobočka Uniplast Brno, 1992, 178 s.
56. Vilasi, M., et al.: Phase equilibria in the Nb-Fe-Cr-Si system, *Journal of Alloys and Compounds*, 1998, vol. 269, s. 187-192.
57. Zum Gahr, K. H.: Wear by hard particles, *Tribology International*, 1998, vol. 31, s. 587-596.
58. Zum Gahr, K.H., Doane, D. V.: Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons, *Metallurgical Transaction A*, 1980, vol. 11, s. 613-620.
59. Metals Handbook, vol. 9, *Metallography and microstructures*, Metals Park, Oh.: American Society for Metals, 1985, 775 s.
60. Metals Handbook, vol. 10, *Materials characterization*, Metals Park, Oh.: American Society for Metals, 1986, 761 s.
61. Metals Handbook, vol. 12, *Fractography*, Metals Park, Oh.: American Society for Metals, 1987, 517 s.
62. ČSN EN ISO 945: 1996. Litina – určení mikrostruktury grafitu, Praha: Český normalizační institut, 16 s.
63. ČSN EN ISO 945 oprava 1: 2003. Litina – určení mikrostruktury grafitu, Praha: Český normalizační institut, 8 s.
64. ČSN EN 1563: 1999. Slévárenství – Litiny s kuličkovým grafitem, Praha: Český normalizační institut, 32 s.



65. ČSN EN 1563 změna A1: 2003. Litiny s kuličkovým grafitem, Praha: Český normalizační institut, 8 s.
66. ČSN EN 1563 změna A2: 2006. Litiny s kuličkovým grafitem, Praha: Český normalizační institut, 8 s.
67. ČSN ISO 4497: 1993. Kovové prášky – stanovení velikosti částic proséváním za sucha, Praha: Český normalizační institut, 4 s.
68. ČSN EN 24505: 1995. Slinuté karbidy – metalografické stanovení pórovitosti a volného uhlíku, Praha: Český normalizační institut, 12 s.
69. ČSN EN 24499: 1995. Slinuté karbidy – metalografické stanovení mikrostruktury, Praha: Český normalizační institut, 8 s.
70. ČSN EN 573-1: 2005. Hliník a slitiny hliníku – chemické složení a druhy tvářených výrobků, část 1: číselné označování, Praha: Český normalizační institut, 12 s.
71. ČSN EN 573-2:1996. Hliník a slitiny hliníku – chemické složení a druhy tvářených výrobků, část 2: označování chemickými značkami, Praha: Český normalizační institut, 12 s.
72. ČSN EN 1412: 1999. Měď a slitiny mědi – Evropský systém číselného označování, Praha: Český normalizační institut, 8 s.
73. ČSN EN 515: 1996. Hliník a slitiny hliníku – výrobky tvářené – označování stavů, Praha: Český normalizační institut, 24 s.
74. ČSN EN 515 oprava 1: 2008. Hliník a slitiny hliníku – výrobky tvářené – označování stavů, Praha: Český normalizační institut, 2 s.
75. ČSN EN 10001: 1994. Definice a rozdělení surových želez, Praha: Český normalizační institut, 12 s.
76. ČSN EN ISO 14284: 2003. Ocel a železo – vzorkování a příprava vzorků pro stanovení chemického složení, Praha: Český normalizační institut, 44 s.
77. ČSN EN ISO 643: 2003. Ocel – mikrografické stanovení velikosti zrn, Praha: Český normalizační institut, 40 s.

78. ČSN EN 10088-1: 2005. Korozivzdorné oceli – část 1: přehled korozivzdorných ocelí, Praha: Český normalizační institut, 48 s.
79. ČSN EN ISO 4957: 2003. Oceli nástrojové, Praha: Český normalizační institut, 40 s.
80. ČSN EN 10293: 2005. Slévárenství – oceli na odlitky pro všeobecné použití, Praha: Český normalizační institut, 20 s.
81. ČSN EN 10085: 2003. Oceli k nitridování – technické dodací podmínky, Praha: Český normalizační institut, 32 s.
82. ČSN EN 10084: 2008. Oceli k cementování – technické dodací podmínky, Praha: Český normalizační institut, 40 s.
83. ČSN EN 10087: 2000. Oceli automatové – technické dodací podmínky pro předvýrobky, tyče a dráty válcované za tepla, Praha: Český normalizační institut, 24 s.
84. ČSN EN 10025-1: 2005. Výrobky válcované za tepla z konstrukčních ocelí – část 1: všeobecné technické dodací podmínky, Praha: Český normalizační institut, 32 s.
85. ČSN EN 10025-2: 2005. Výrobky válcované za tepla z konstrukčních ocelí – část 2: technické dodací podmínky pro nelegované konstrukční oceli, Praha: Český normalizační institut, 36 s.
86. ČSN EN 10025-2 oprava 1: 2007. Výrobky válcované za tepla z konstrukčních ocelí – část 2: technické dodací podmínky pro nelegované konstrukční oceli, Praha: Český normalizační institut, 2 s.
87. ČSN EN 10025-3: 2005. Výrobky válcované za tepla z konstrukčních ocelí – část 3: technické dodací podmínky pro normalizačně žíhané/normalizačně válcované svařitelné jemnozrnné konstrukční oceli, Praha: Český normalizační institut, 28 s.
88. ČSN EN 10302: 2008. Žáropevné oceli, niklové a kobaltové slitiny, Praha: Český normalizační institut, 56 s.

89. ČSN EN 10095: 2000. Oceli a niklové slitiny žáruvzdorné, Praha: Český normalizační institut, 36 s.
90. ČSN EN 10090: 2000. Oceli a slitiny na ventily pro spalovací motory, Praha: Český normalizační institut, 24 s.
91. ČSN EN 10207: 2005. Oceli pro jednoduché tlakové nádoby – technické dodací podmínky pro plechy, pásy a tyče, Praha: Český normalizační institut, 20 s.
92. ČSN EN 10027-1: 2006. Systémy označování ocelí – část 1: Stavba značek ocelí, Praha: Český normalizační institut, 28 s.
93. ČSN EN 10027-2: 2006. Systémy označování ocelí – část 1: Systém číselného označování, Praha: Český normalizační institut, 16 s.
94. ČSN EN 1560: 1999. Slévárenství – Systém označování litiny – Značky materiálů a číselné označování materiálů: Praha: Český normalizační institut, 16 s.
95. ČSN EN 10130: 2007. Ploché výrobky z hlubokotažných ocelí válcované za studena k tváření za studena – Technické dodací podmínky: Praha: Český normalizační institut, 16 s.
96. ČSN EN 10052: 1995. Terminologie tepelného zpracování železných výrobků: Praha: Český normalizační institut, 56 s.
97. ČSN EN 10020: 2001. Definice a rozdělení ocelí: Praha: Český normalizační institut, 12 s.
98. Glogster [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Iontová vazba. Dostupné z WWW: <<http://www.es.ucsc.edu/~es10/classnotes/lectures/bond.H2O.jpg>>.
99. Ider [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Kovová vazba. Dostupné z WWW: <<http://www.ider.herts.ac.uk/school/courseware/materials/bonding.html>>.
100. Forum [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Únavový lom. Dostupné z WWW: <<http://forums.pelicanparts.com/off-topic-discussions/542838-prime-example-fatigue-failure.html#post5354528>>.

101. Chemistry [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Hematit. Dostupné z WWW: <<http://chemistry.about.com/od/jewelrychemistry/ig/Gemstone-Photo-Gallery/Hematite.htm>>.
102. Mii [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Hematit. Dostupné z WWW: <<http://www.mii.org/Minerals/photoiron.html>>.
103. SIDORINOVÁ, Tamara. Geology [online]. 2007 [cit. 2011-11-22]. Magnetit. Dostupné z WWW: <<http://www.geology.cz/aplikace/fotoarchiv/fotoarchiv.php?foto=14292>>.
104. CUNI [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Limonit. Dostupné z WWW: <<http://web.natur.cuni.cz/ugmnz/mineral/mineral/limonit.html>>.
105. CUNI [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Siderit. Dostupné z WWW: <<http://web.natur.cuni.cz/ugmnz/mineral/mineral/siderit.html>>.
106. Mapsofworld [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Železná ruda. Dostupné z WWW: <<http://www.mapsofworld.com/minerals/world-iron-ore-producers.html>>.
107. Wikipedia [online]. 2006 [cit. 2011-11-22]. Vysoká pec. Dostupné z WWW: <[http://cs.wikipedia.org/wiki/Vysok%C3%A1\\_pec](http://cs.wikipedia.org/wiki/Vysok%C3%A1_pec)>.
108. SSAB [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Kontilití. Dostupné z WWW: <<http://www.ssab.com/zh-cn/About-SSAB1/Steel-making-process/The-metallurgical-process/Continuous-casting/>>.
109. Commoncause [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Koroze. Dostupné z WWW: <<http://commoncause.rulehall.com/commoncausesofc276intergranularcorrosion/>>.
110. Stainless-steel [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Koroze za napětí. Dostupné z WWW: <<http://www.stainless-steel-tube.org/stress-corrosion-cracking.htm>>.
111. Teara [online]. 2011 [cit. 2011-11-22]. Electric arc furnace. Dostupné z WWW: <<http://www.teara.govt.nz/en/iron-and-steel/2/4>>.

<b>název:</b>	<b>Nauka o materiálu</b>
<b>autor:</b>	<b>doc. Ing. Rostislav CHOTĚBORSKÝ, Ph. D.</b>
<b>vyšlo:</b>	<b>v prosinci 2011</b>
<b>rozsah:</b>	<b>17,8 AA</b>
<b>náklad:</b>	<b>CD</b>
<b>vydavatel:</b>	<b>Česká zemědělská univerzita v Praze</b>
<b>vedoucí katedry:</b>	<b>prof. Ing. Milan BROŽEK, CSc.</b>
<b>určeno:</b>	<b>pro posluchače fakulty technické ČZU v Praze</b>
<b>vydání:</b>	<b>první</b>
<b>stran:</b>	<b>408</b>

Za jazykovou a věcnou úpravu díla odpovídá autor.

**ISBN 978-80-213-2236-3**