

**MARIÁN MURGAŠ – ANTON POKUSA
MARCELA POKUSOVÁ – ŠTEFAN PODHORSKÝ**

TEÓRIA ZLIEVARENSTVA

**SLOVENSKÁ TECHNICKÁ UNIVERZITA V BRATISLAVE
2002**

© Prof. Ing. Marián Murgaš, CSc., Doc. Ing. Anton Pokusa, CSc.
Ing. Marcela Pokusová, PhD., Ing. Štefan Podhorský, PhD.

Lektori: Prof. Ing. Ľubomír Bechný, CSc.
Doc. Ing. Augustín Sládek, PhD.

Vydala Slovenská technická univerzita v Bratislave vo Vydavateľstve STU, Bratislava,
Vazovova 5.

Schválila Vedecká rada Materiálovotechnologickej fakulty STU v Trnave, na základe edičného plánu fakulty dňa 29. 2. 2000 pre študijný odbor Technológie strojárskych výroby.

ISBN 80-227-1684-7

OBSAH

1. ÚVOD	5
2. KRYŠTALIZÁCIA ZLIEVARENSKÝCH ZLIATIN	7
2.1 Tvorba kryštalizačných zárodkov	8
3. TUHNUTIE ZLIEVARENSKÝCH KOVOVÝCH ZLIATIN	15
3.1 Koncentračné podchladenie	16
3.2 Tuhnutie zliatin s eutektikom	23
3.3 Javy sprevádzajúce tuhnutie tavenín v zlievarenskej forme	26
3.3.1 Zónová segregácia a filtrácia	29
3.3.2 Vplyv vlastností zlievarenskej formy na priebeh tuhnutia	32
3.3.3 Využitie vlastností formy pri tuhnutí odliatkov	33
3.4 Výpočet doby tuhnutia odliatku	34
3.4.1 Modul odliatku	43
3.4.2 Počítačová simulácia priebehu tuhnutia	45
3.5 Objemové zmeny pri tuhnutí odliatkov a ich dôsledky	47
3.5.1 Zaistenie usmerneného tuhnutia a náliatkovanie	53
3.5.2 Tvar a umiestnenie náliatkov na odliatkoch	61
3.5.3 Reverzné liatie	65
4. VNÚTORNÉ NAPÄTIA V ODLIATKOCH	67
4.1 Vznik trhlín a prasklín	69
4.2 Mechanizmy vzniku vnútorných napätí	73
4.3 Dôsledky vnútorných napätí v odliatku	83
4.4 Odstraňovanie vnútorných napätí	86
5. MATERIÁLY NA ODLIATKY A METALURGICKÁ PRÍPRAVA ICH TAVENÍN ..	88
5.1 Zlievarenské vlastnosti materiálov na výrobu odliatkov	96
5.2 Vzájomné pôsobenie tavenín kovov a plynov	106
5.3 Spôsoby odplynenia a rafinácie	113
5.3.1 Elektromagnetické metódy rafinácie	116
5.4 Indukčné pece	120
5.5 Fyzikálno-chemické základy metalurgických operácií	135
6. OCELE NA ODLIATKY	140
6.1 Označovanie ocelí na odliatky podľa STN	141
6.2 Použitie uhlíkových ocelí	143
6.3 Použitie legovaných ocelí	144
6.4 Zlievarenské vlastnosti ocelí na odliatky	147
6.5 Tavenie ocelí	147
6.6 Tepelné spracovanie ocelových odliatkov	154

7. LIATINY	161
7.1 Tuhnutie grafitických liatin	168
7.2 Tavenie liatin	175
7.3 Liatina s lupienkovým grafitom	181
7.4 Liatina s guľôčkovým grafitom	183
7.4.1 Modifikácia a očkovanie	187
7.4.2 Tepelné spracovanie odliatkov liatin s guľôčkovým grafitom	193
7.5 Liatina s červíkovitým grafitom	202
7.6 Temperovaná liatina	204
7.7 Legované liatiny so špeciálnymi vlastnosťami	209
8. ZLIATINY NEŽELEZNÝCH KOVOV NA ODLIATKY	213
8.1 Zliatiny hliníka	213
8.1.1 Príprava tavenín Al-zliatin	221
8.2 Zliatiny medi	223
8.2.1 Tavenie medi a jej zliatin	229
8.3 Zliatiny horčíka	231
8.4 Zliatiny zinku	235
8.5 Zliatiny titanu	236
8.7 Zliatiny niklu	239
9. VTOKOVÉ SÚSTAVY A ICH VÝPOČET	240
9.1 Dôsledky pohybu taveniny pri odlievaní foriem	242
9.2 Jednotlivé časti vtokových sústav	251
10. ZLIEVARENSKÉ FORMOVACIE ZMESI	270
10.1 Ostrivá formovacích zmesí	271
10.2 Spojivá formovacích zmesí	275
10.3 Nátery foriem a jadier	290
LITERATÚRA	291

1. ÚVOD

Zlievarenská technológia patrí k najstarším spôsobom výroby spotrebných predmetov, pri ktorej získava produkt svoj tvar vyplnením dutiny zlievarenskej formy tekutým kovom, kde tento stuhne. Zdanlivo jednoduchý spôsob však prináša mnohé úskalia. Treba si uvedomiť, že na vyrobenie tekutého kovu z rúd, až na celkom ojedinelé výnimky, nepostačuje ich ohriatie na dostatočne vysokú teplotu, ale treba vytvoriť aj vhodné špecifické fyzikálno-metalurgické podmienky, čo sa týka aj prípravy tekutého kovu z kovových polotovarov. Okrem toho je potrebné vyrobiť zlievarenskú formu s dutinou zodpovedajúcou tvaru budúceho odliatku. Najstaršie známe odliatky vznikli okolo roku 2800 p.n.l. na území Číny a Iraku, neskoršie, okolo r. 2000 p.n.l. sa objavili aj na našom území. V období Veľkomoravskej ríše nastal veľký rozvoj zlievarenstva, kedy sa touto technológiou vyrábali nielen ozdobné predmety, ale aj široký sortiment úžitkových predmetov, nástrojov a zbraní. Postupom času sa zvyšovala produkcia kovových materiálov, ale ich sortiment bol dlho obmedzený. Spôsob spaľovania vtedy dostupných palív - dreva a dreveného uhlia dovoľoval dosiahnuť iba teplotu, ktorá postačovala na prípravu tekutého kovu na báze medi, cínu, olova, zinku a tiež drahých kovov - striebra a zlata. Nepostačovala však pre natavenie zliatin na báze železa, a preto prvé kujné železo, známe z Hallstadtskej doby z rokov 800 až 600 p.n.l., sa vyrábalo priamou redukciou rúd, teda bez roztavenia a spracúvalo sa kováčsky. Až od 16. storočia sa začala zlievarensky využívať liatina a priemyselná výroba ocelových odliatkov sa začala až v 19. storočí, kedy vznikli viaceré vysokoproduktívne metódy výroby ocele zo surového železa. Sortiment materiálov pre odliatky sa rozšíril postupne na prakticky všetky technicky využiteľné kovové materiály, ale aj nekovy, ako napr. plasty, čadič, sklo a pod.

Cyklus výroby odliatku pozostáva z väčšieho počtu rôznorodých operácií, akými sú vyhotovenie modelu, príprava formovacej zmesi, vyrobenie zlievarenskej formy, pripravenie tekutého kovu, odliatie formy a končí apretúrou hotového odliatku. Pritom neúspešné zvládnutie jedinej z nich môže úplne znehodnotiť konečný výsledok. Potrebné poznatky dlho vznikali iba na základe skúseností majstrov, ktorí ich odovzdávali vždy nastupujúcej generácii, aby sa zachovali a ďalej rozvíjali. Trvale stúpajúce požiadavky na úžitkové vlastnosti odliatkov a objem ich produkcie si nakoniec vyžiadali prechod od využívania empirických poznatkov k vedeckým, teoreticky podlo-

ženým. Terajšiu, kvalitatívne podstatne vyššiu úroveň získala zlievarenská technológia vďaka účinnému transferu vedeckých poznatkov, nástupu progresívnych technických prostriedkov a využívaniu výpočtovej techniky.

V súčasnosti sme svedkami renesancie zlievarenských technológií a celkového stúpania podielu odliek v produkcii technických kovových materiálov. V ostatných desaťročiach prevládala u nás, ale aj v zahraničí, tendencia výroby z univerzálnych polotovarov, čo bolo dané najmä nízkymi cenami energie a surovín ako aj väčšou benevolenciou v oblasti ochrany životného prostredia. Je dôležité si uvedomiť, že i v tomto prípade začína výrobný cyklus roztavením kovu, jeho odliatím a pokračuje energeticky náročným tvárnením, po ktorom vznikne polotovár určený pre finálne spracovanie inými, avšak opäť energeticky náročnými technológiami. Preto je logickejšie priamo naliať tekutý kov do zlievarenskej formy a takto, bez energeticky mimoriadne náročných operácií získať požadovaný tvar, rozmerovo veľmi blízky hotovému výrobku. Zvýšenie podielu odliek v moderných konštrukciách často výrobcov zaskočí a nepríjemne prekvapí. Tvarové riešenie a dimenzovanie odlieku závisí od prístupu konštruktéra a jeho schopností zohľadniť spôsob namáhania, vlastnosti zvoleného materiálu, ale najmä špecifiká zlievarenskej technológie, ktoré môžu rozhodujúcim spôsobom ovplyvniť konečný výsledok. Navrhnutie technicky a ekonomicky úspešného odlieku preto vyžaduje hlbšie poznanie zákonitostí zlievarenských procesov a ich cielečné využívanie. Znalosť teórie zlievarenských procesov má preto význam aj pre konštruktérov, lebo pri nevhodnom konštrukčnom návrhu sú možnosti zlievarenskeho technológa obmedzené. V minulosti pripadala rozhodujúca úloha kreatívnej schopnosti a technickej fantázií, ale tvorivé vlastnosti zlievarenskeho technológa, konštruktéra, ale aj dizajnéra majú rovnaký význam aj v súčasnosti, kedy je navyše k dispozícii výpočtová technika s množstvom špecializovaných softwarových produktov, ktoré prácu nielen urýchľujú, ale ju posúvajú na kvalitatívne vyššiu úroveň. Donedávna odrádzala od zavádzania odliek náročnosť a dlhá doba technickej prípravy zlievarenskej výroby, pri ktorej bolo potrebné podľa výkresu výrobku navrhnuť model, vyrobiť ho a overiť správnosť riešenia odliatím skúšobného odlieku alebo overovacej série. Počítačová simulácia zlievarenských procesov a namáhania dovoľujú už počas konštrukčných prác eliminovať väčšinu nedostatkov a chýb. Zdlhavú cestu od výkresu výrobku po model výrazne skrátili metódy a zariadenia Rapid Prototypingu, pri ktorých sa z číslícovo zadaných rozmerov súčiastky priamo a hlavne veľmi rýchlo vyrobí model z plastu alebo sintrovaného kovu.

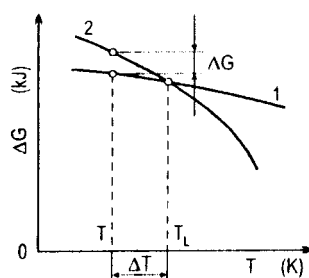
2. KRYŠTALIZÁCIA ZLIEVARENSKÝCH ZLIATIN

Vlastnosti materiálu odliatku závisia najmä od spôsobu tuhnutia východiskovej taveniny, a preto má v teórii zlievarenských procesov veľký význam poznanie procesu kryštalizácie. Pod *kryštalizáciou* rozumieme dej, pri ktorom z tekutej fázy vzniká tuhá fáza kryštalického charakteru. Čisté kovy, eutektické zliatiny a zliatiny s koncentráciou zodpovedajúcou chemickej zlúčenine tuhnú pri určitej stálej teplote. Ostatné zliatiny tuhnú v intervale teplôt medzi čiarami likvidu a solidu príslušných rovnovážnych diagramov. V priebehu kryštalizácie sa uvoľňuje skupenské teplo tuhnutia. V súčasnosti sa zlievarenskou technológiou spracúvajú aj nekovové materiály ako plasty, čadič, sklo a pod., ktoré netuhnú kryštalicky. Ich prechod z tekutého stavu do tuhého v skutočnosti nastáva iba zmenou viskozity, teda úplne odlišným mechanizmom než je tomu u kryštalicky tuhnuúcich materiálov.

Podľa staršej monoatómovej teórie boli kovové taveniny pokladané za prostredia tvorené jednotlivými atómami zložiek taveniny. Takýto prístup nedovoľoval napr. vysvetliť zmeny viskozity v blízkosti teploty likvidu a viedol k vzniku polyatómovej teórie, podľa ktorej základnou zložkou kovovej taveniny je zoskupenie atómov so štruktúrou blízkou budúcej tuhej fázy. Existenciu zhlukov s určitým pravidelným geometrickým usporiadaním v kovových taveninách potvrdili aj štruktúrne röntgenové analýzy. Kovovú taveninu môžeme v takom prípade pokladať za prostredie s určitou štruktúrou tvorenou zhlukmi atómov (ang. clusters), pričom jednotlivé atómy konajú kmitavý pohyb. V objeme taveniny sa uplatňuje tzv. Brownov pohyb, ktorý zaisťuje potrebný transport jednotlivých atómov do miest vzniku zhlukov. Vnútorň pohyb v tavenine spôsobuje, že zhluky trvale menia svoje rozmery a vytvára sa rovnovážny stav medzi objemami zhlukov a okolitých zón s neusporiadaným rozložením atómov. Atómy na povrchu zhlukov s minimálne jednou prerušenou väzbou sa vyznačujú vysokou aktivitou. So stúpaním teploty sa rozmery zhlukov zmenšujú a súčasne sa zvyšuje počet aktivovaných atómov. Po dosiahnutí bodu varu zhluky zanikajú a objem taveniny je tvorený iba aktivovanými atómami, ktoré sa vyparujú. V tesnej blízkosti teploty tavenia sa zhluky zväčšia a ich počet stúpne natoľko, že zaplnia 90 - 94% celkového objemu. V zostávajúcom priestore sa nachádza charakteristická štruktúrna zložka tavenín tvorená veľkým množstvom aktivovaných atómov s prerušenými väzbami. Zväčšenie objemu zhlukov

spôsobuje stúpnutie viskozity tavenín v blízkosti teploty tuhnutia a objem zón prerušených väzieb 1 - 6% zodpovedá známym hodnotám objemových zmien pri zmene skupenstva.

Príčinou kryštalizácie je vyššia termodynamická stabilita tuhej fázy než tekutej, teda vznikajúca fáza musí mať nižšiu voľnú entalpiu než pôvodná. Pri rovnovážnej teplote kryštalizácie $T_L(K)$ sú hodnoty voľnej entalpie tuhej a tekutej fázy rovnaké a systém sa nachádza v termodynamickej rovnováhe. Pretože kryštalizácia je difúzny proces, ktorý musí najskôr začať vytvorením zárodkov a pokračuje ich rastom, nemôže nastať pri rovnovážnej teplote likvidu. Musí dôjsť ku určitému *podchladeniu* pod túto teplotu, aby rozdiel hodnôt voľnej entalpie medzi vznikajúcou a pôvodnou fázou nahradil prácu potrebnú na vytvorenie a rast zárodkov. Podchladenie je potrebné tiež pre udržanie dynamiky procesu kryštalizácie brzdeného uvoľňovaným skupenským teplom. Aby došlo k procesu kryštalizácie, t.j. usporiadaniu atómov do pravidelných geometrických útvarov, musí byť tekutá fáza podchladená o teplotu $\Delta T = T_L - T$, ako je to znázornené na obr. 1.



Obr. 1 Priebeh hodnôt voľnej entalpie tekutej a tuhej fázy v závislosti od teploty

Samotná *kryštalizácia* prebieha tak, že k existujúcemu zárodočnému zhluku atómov nadkritickej veľkosti sa samovoľne pripájajú ďalšie atómy do polohy danej zákonitosťami kryštalizácie. Neprebieha teda spontánne, ale rastom na už existujúcom zárodke. Podľa teórie kryštalizácie môžu za určitých termodynamických podmienok vzniknúť kryštalizačné zárodky priamo z taveniny, kedy hovoríme o *homogénnej kryštalizácii (homogénnej nukleácii)* alebo na aktívnych cudzích zárodočných objektoch, t.j. pri vynútenej *heterogénnej kryštalizácii (heterogénnej nukleácii)*. Mechanizmus tvorby

zárodku a jeho rastu je veľmi dôležitý pre pochopenie priebehu tuhnutia reálnych odliatkov.

2.1 TVORBA KRYŠTALIZAČNÝCH ZÁRODKOV

V tavenine, ktorej teplota klesla o hodnotu ΔT pod teplotu tuhnutia, vznikajú v dôsledku miestneho kolísania teploty a energie častíc nestabilné zhluky, v ktorých sú atómy usporiadané podobne ako v kryštáloch budúcej tuhej fázy. Stav má dynamický charakter, lebo tieto predkryštalizačné zhluky sa náhodne tvoria a zanikajú. Pri dostatočne veľkom podchladení ΔT sa môžu zachovať

dostatočne dlho a plniť úlohu kryštalizačných zárodkov.

Počas vzniku zárodku s objemom V z taveniny podchladenej o hodnotu ΔT pod rovnovážnu *teplotu likvidu* (*teplota tuhnutia*) dochádza k dvom príčinám zmeny voľnej entalpie sústavy. Voľná entalpia podchladenej tekutej fázy G_L je vyššia než voľná entalpia tuhej fázy G_S , čím sa vytvorili podmienky preto, aby sa atómy usporiadali do kryštalického útvaru, ktorý sily povrchového napätia vytvarovali do tvaru blízkeho guľky s polomerom $r(m)$. Zmena objemu guľky s polomerom r pri prechode z tekutej na tuhú fázu sa prejaví poklesom voľnej entalpie o hodnotu ΔG_L (J), keď:

$$\Delta G_L = V(G_S - G_L) \frac{1}{V_m} = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G \frac{1}{V_m} \quad (1)$$

kde G_S je mólová voľná entalpia tuhej fázy ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$),
 G_L - mólová voľná entalpia tekutej fázy ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$),
 V_m - merný mólový objem ($\text{m}^3 \cdot \text{mol}^{-1}$),
 ΔG - rozdiel medzi mólovou voľnou entalpiou tuhej a tekutej fázy.

Vytvorenie medzifázového rozhrania medzi povrchom guľky a okolitou taveninou s plochou P , na ktorom pôsobí povrchové napätie σ_{kl} , vyžaduje vykonanie práce a prejaví sa zvýšením hodnoty voľnej entalpie ΔG_S (J), keď:

$$\Delta G_S = \sigma_{kl} P = 4\pi r^2 \sigma_{kl} \quad (2)$$

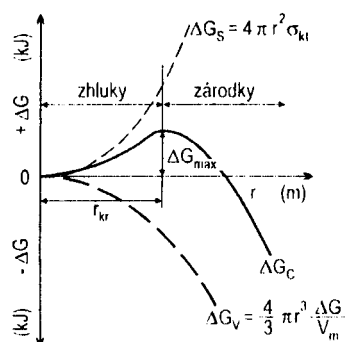
kde σ_{kl} je povrchové napätie na rozhraní tavenina - kryštál ($\text{N} \cdot \text{m}^{-1}$).

Celková zmena voľnej entalpie ΔG_C , ku ktorej dochádza pri tvorbe zárodku tuhej fázy, je súčtom zmeny voľnej entalpie spôsobenej prechodom tekutej fázy do tuhej a voľnej entalpie (práce) potrebnej na vytvorenie fázového rozhrania medzi tekutou a tuhú fázou tvoriaceho sa útvaru:

$$\Delta G_C = \Delta G_S + \Delta G_L = 4\pi r^2 \sigma_{kl} - \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta G \frac{1}{V_m} \quad (3)$$

Energetické pomery pri vzniku zárodku sú znázornené na obr. 2, z ktorého vidieť, že priebeh hodnot celkovej voľnej entalpie je daný súčtom kvadratickej a kubickej funkcie polomeru útvaru tu-

hej fázy.



Obr. 2 Energetické pomery pri tvorbe zárodka

S rastom polomeru r od nuly hodnota ΔG_C spočiatku stúpa ku kladným hodnotám až dosiahne pri veľkosti polomeru útvaru r_{kr} maximálnu hodnotu a pri hodnotách $r > r_{kr}$ hodnota ΔG_C už klesá. Hodnota r_{kr} zodpovedá lokálnemu extrému funkcie $\Delta G_C(r)$ a môžeme ju zistiť derivovaním rovnice (3) a z podmienky $d(\Delta G_C(r))/dr = 0$, kedy platí:

$$r_{kr} = 2\sigma_{kt} \frac{V_m}{\Delta G} \quad (4)$$

Ak vznikne kryštalický útvar s polomerom menším než r_{kr} , jeho samovoľný rast nie je možný, lebo by spôsoboval zvyšovanie voľnej entalpie, a preto sa rozpadá rovnako náhodne ako vznikol. Ak vznikne kryštalický útvar s polomerom väčším ako r_{kr} , priradovanie ďalších atómov spôsobí pokles voľnej entalpie sústavy. V takom prípade nadkriticky veľký zárodok naštartuje spontánnu kryštalizáciu, ktorá pri dostatočnom podchladení pokračuje až do spotrebovania všetkej taveniny medzi susediacimi zárodkami. Postupu kryštalizácie pritom bráni uvoľňované skupenské teplo. Úbytok voľnej entalpie ΔG vyvolaný vytvorením tuhej fázy je totožný s množstvom uvoľneného skupenského tepla počas tuhnutia:

$$\Delta G = G_S - G_L = \frac{\Delta T \cdot l}{T_L} \quad (5)$$

kde ΔT je hodnota podchladenia (K),

T_L - teplota tuhnutia (likvidu) (K),

l - merné skupenské teplo tuhnutia ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$).

Po dosadení vzťahu pre ΔG z rovnice (5) do rovnice (4) dostaneme po úprave výraz pre výpočet r_{kr} :

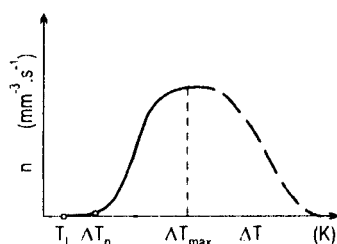
$$r_{kr} = 2\sigma_{kt} \frac{V_m}{\Delta G} = 2\sigma_{kt} \frac{M T_L}{l \rho \Delta T} \quad (6)$$

kde M je mólová hmotnosť kryštalizujúcej taveniny ($\text{kg}\cdot\text{mol}^{-1}$),
 ρ - hustota kryštalizujúcej taveniny ($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$),
 l - merné skupenské teplo ($\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}$),
 ΔT - podchladenie (K).

Zo vzťahu (5) vyplýva, že pri veľmi malých hodnotách podchladenia by kritická veľkosť zárodku bola príliš veľká na to, aby vôbec mohla nastať kryštalizácia. So stúpaním hodnôt podchladenia sa kritické rozmery zárodkov, na ktorých začína kryštalizácia, znižujú, v dôsledku čoho ich počet stúpa a štruktúra odliatku bude tvorená menšími zrnami. Množstvo vytvorených zárodkov za jednotku času (s) v jednotke objemu (m^3) určuje Volmerov vzťah:

$$N_i = K e^{-\frac{G}{kT}} \quad (7)$$

kde G je práca potrebná na vznik kriticky veľkého zárodku (J),
 N_i - počet zárodkov o veľkosti i ,
 K - rozmerová konštanta,
 k - Boltzmannova konštanta,
 T - teplota kryštalizujúcej taveniny (K).



Obr. 3 Závislosť rýchlosti tvorby zárodkov od stupňa podchladenia

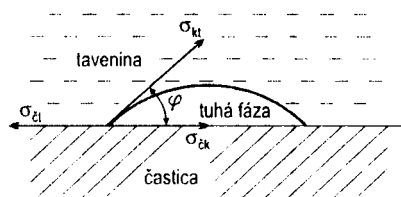
Závislosť rýchlosti tvorby zárodkov je zachytená na obr.

3. Tvorba zárodkov nenastane pri teplote likvidu T_L , ale začne až pri najmenšom možnom podchladení ΔT_n a najintenzívnejšia tvorba sa dosahuje pri ΔT_{max} . Pre kovy platí úsek krivky medzi hodnotami podchladenia ΔT_n a ΔT_{max} .

Prerušovaná klesajúca časť krivky platí pre kryštalizáciu nekovových tavenín. Laboratórne výskumy ukázali, že k homogénnej kryštalizácii dochádza pri podchladení väčšom než $\Delta T = 0,2 T_L$.

Zo zlievarenskej praxe je známe, že ku kryštalizácii dochádza pri podstatne menších podchladeniach. V takom prípade kryštalizácia začína na cudzích zárodkoch, t.j. na už existujúcich aktívnych povrchoch a označujeme ju termínom vynútená alebo *heterogénna kryštalizácia (heterogénna nukleácia)*. Kryštalizáciu vyvolá stena zlievarenskej formy už tým, že odvádza teplo z prehriatej kovovej taveniny, ktorá sa v dôsledku mechanického kontaktu v mieste

styku viac podchladí. Situácia, ktorá nastáva pri vzniku kryštalizačného zárodku na cudzej častici, napr. stene formy alebo vtrúsenine, je znázornená na obr. 4.



Obr. 4 Situácia pri vzniku kryštalizačného zárodku na cudzej častici

Obr. 4 znázorňuje, že na rozhraní *častica - tavenina* pôsobí povrchové napätie σ_{ct} , na rozhraní *častica - tuhá fáza* povrchové napätie σ_{ck} , a na rozhraní *tuhá fáza - tavenina* pôsobí povrchové napätie σ_{kt} (ktoré sa ako jediné uplatňovalo pri homogénnej kryštalizácii). Ak $\sigma_{ct} > \sigma_{ck}$, potom vznikne dôsledkom povrchového napätia σ_{kt} zárodok, ktorý bude vytvarovaný do podoby guľového vrchlíka. Na styku zárodku s

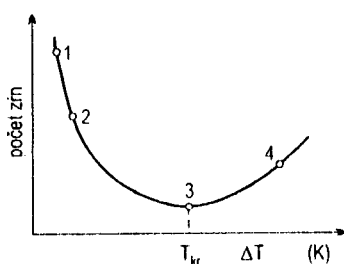
časticou a taveninou pôsobia sily, ktoré sú v rovnováhe a platí $\sigma_{ct} = \sigma_{ck} + \sigma_{kt} \cos \varphi$. Uhol φ je tzv. *uhol zmáčania* a od jeho veľkosti závisí hodnota práce potrebnej na vytvorenie povrchu zárodku. Matematické sformulovanie energetických pomerov pri heterogénnej kryštalizácii je podstatne náročnejšie než v prípade homogénnej a z literatúry je známy vzťah pre hodnotu r_{kr} - kritického rozmeru zárodku vytvoreného na cudzom útvere:

$$r_{kr} = \frac{2\sigma_{kt} M T_L}{\rho l \Delta t} \sin \varphi \quad (8)$$

Okrem uhlu zmáčania φ majú ostatné veličiny rovnaký význam ako v podobnej rovnici (6). Rovnica (8) dokumentuje už posudzovaný vplyv uhlu zmáčania na priebeh tvorby zárodku a potvrdzuje nevyhnutnosť podchladenia i pri heterogénnej kryštalizácii. Ak sa rozhranie medzi zárodkom a taveninou približuje rovinnému, väzobné sily v mriežke zárodku navyiac znižujú povrchové napätie σ_{kt} a doplnkovo uľahčujú proces kryštalizácie tým viac, čím je uhol zmáčania menší.

V taveninách technických kovových materiálov sa vždy nachádzajú vtrúseniny kryštalického charakteru, akými sú oxidy, sulfidy, nitridy, kremičitany a pod., schopné plniť úlohu podložky pre tvorbu kryštalizačných zárodokov. Ak má častica štruktúru blízku štruktúre tuhej fázy zárodku, t.j. ak ich mriežky sú koherentné (parametre mriežky sa nelíšia viac než o 15%), v takom prípade sa hodnota σ_{ck} blíži nule a vytvárajú sa mimoriadne priaznivé energetické podmienky pre vznik zárodku. Vo väčšine prípadov sa mriežkové parametre častíc a danej zliatiny odlišujú o viac než 15%, ale aj takéto častice môžu vyvolať tvorbu zárodokov. Veľké povrchové napätie medzi časti-

cou a taveninou na ich rozhraní vyvolá preskupovanie atómov, ktoré je podporované aj vnútorným pohybom v tavenine. Po dostatočne dlhej dobe sa medzi taveninou a časticou vytvorí čiastočne usporiadaná medzivrstva, ktorej kryštalografická stavba zo strany častice sa blíži stavbe častice a zo strany taveniny stavbe zhlukov v tavenine danej zliatiny. Hrúbka a vlastnosti medzivrstvy závisia od doby rastu a teploty taveniny. Zväčšovanie prehriatia teploty taveniny nad teplotu likvidu síce zhoršuje podmienky na vytvorenie dostatočne hrubej účinnej medzivrstvy, ktorá sa súčasne s tvorbou aj rozpadáva, ale predlžuje sa čas, ktorý je k dispozícii na jej tvorbu. Pri menšom prehriatí sa spomaľuje spontánny rozpad medzivrstvy, ale zároveň sa zhoršujú aj podmienky pre jej tvorbu kvôli kratšiemu času pre rast, v dôsledku čoho budú útvary tvorené medzivrstvou menšie a bude ich viac. Množstvo kryštalizačných zárodkov, a tým aj počet a veľkosť zŕn v štruktúre materiálu odliatku preto závisí od veľkosti prehriatia taveniny, teda od teploty liatia. Typický vplyv výšky prehriatia taveniny na počet zŕn na jednotku plochy výbrusu materiálu odliatku je znázornený na obr. 5.



Obr. 5 Vplyv veľkosti prehriatia na veľkosť zŕn

Zo zlievarenskej praxe je známe, že pri nízkych teplotách liatia (úsek 1 - 2) je štruktúra odliekov veľmi priaznivá, jemnozrnná. Zvyšovaním teploty liatia štruktúra hrubne a pri kritickej hodnote prehriatia T_{kr} (v bode 3) sú zŕna najväčšie. Získanie jemnozrnej štruktúry vysokým prehriatím (za bodom 4) je možné, ale nereálne s ohľadom na potrebu teplôt až do oblasti 1,5 až 2,5-násobku teploty likvidu, čo by vyžadovalo okrem vysokej spotreby energie aj použitie špeciálnych materiálov na vyhotovenie té-

lika taviacej pece a formy. Pri výrobe odliekov je preto snaha čo najmenej prehrievať taveninu. Znižovanie teploty liatia je limitované zabiehavosťou taveniny a spoľahlivé vyplnenie formy vyžaduje prehriatie taveniny o 50 - 150 K nad jej teplotu likvidu (pozn. pri technológiách plynulého liatia sa teplota prehriatia v súčasnosti pohybuje v oblasti 1 až 10 K). Funkciu vynútených zárodkov veľmi účinne splnia aj nedokonale rozpustené zvyšky tuhej fázy prvotne vykryštalizovanej pri prvom styku so stenou zlievarenskej formy, ktoré prúdiaca tavenina vzápätí natavila a zanesla do objemu odliatku.

Na základe poznania zákonitostí heterogénnej kryštalizácie je už možné sformulovať niektoré závery o vplyve metalurgických faktorov na charakter štruktúry odliatku.

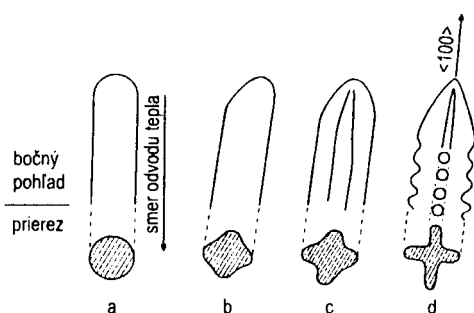
1. Výslednú štruktúru materiálu odliatku je možné zjemniť zámerným vytvorením vhodného množstva cudzích častíc v tavenine, na ktorých vzniknú kryštalizačné zárodky. Na cielenej tvorbe takýchto aktívnych častíc sú založené procesy očkovania.
2. Štruktúru liateho materiálu možno zjemniť odstránením vtrúsenín, ktoré vyvolávajú kryštalizáciu pri veľmi malom podchladení a zachovaním (alebo vytvorením) takých, ktoré vyžadujú väčšie podchladenie, kedy sú kritické rozmery zárodkov podstatne menšie. Nežiaduce vmestky je možné odstrániť metalurgicky rafinovaním alebo prehriatím taveniny, pri ktorej dôsledkom Brownovho pohybu sa dostávajú do vzájomného styku a koagulujú. Keď sa dostatočne zväčšia dôjde ku ich vyplaveniu. Nežiaduce vmestky možno odstrániť aj kombináciou rafinačného a koagulačného spracovania.
3. Proces kryštalizácie je možné účinne ovplyvniť, ak sa do taveniny vnesie i veľmi malé množstvo kovových, ale aj nekovových povrchovo-aktívnych prímiesí, ktoré:
 - vstupujú do tvoriacej sa tuhej fázy, kde ich veľmi malé množstvá sú schopné vyvolať zmenu morfológie. Ak sa súčasne tvorí viac štruktúrnych zložiek, spravidla prednostne vstupujú do jednej z nich, v ktorej vyvolávajú zmenu morfológie. Na cieľnom využití povrchovo-aktívnych prímiesí sú založené postupy modifikácie, ktorých cieľom je zmena morfológie aspoň jednej z tvoriacich sa zložiek štruktúry,
 - sú schopné znížiť povrchové napätie σ_k , čím sa zníži energetická náročnosť vytvorenia zárodkov s menším r_{kr} a vo väčšom počte,
 - zmenšujú uhol zmáčania φ na rozhraní taveniny a vtrúsenín,
 - sa adsorbujú na povrch tvoriacich sa kryštálov, čím sa obmedzí prechod atómov alebo zhlukov z taveniny, čím sa zmenšia rozmery zrn alebo ich morfológia.
4. Veľký obsah vtrúsenín a plynov v tavenine okrem iných možných negatívnych dôsledkov na vlastnosti materiálu spôsobí, že k zahájeniu kryštalizácie dôjde pri veľmi malom podchladení. Ich vplyv možno eliminovať použitím rafinačných prostriedkov, prefukovaním taveniny inertným alebo aktívnym plynom, vákuovaním, odlievaním s keramickými filtrami a pod.
5. Vznik tuhej fázy s inou koncentráciou než mala východisková tavenina vyžaduje premiestňovanie hmoty, a preto prítomnosť akéhokoľvek pohybu v tuhnucej tavenine (prúdenie, vibrácie) znižuje hodnotu podchladenia potrebného pre tvorbu zárodkov kritickej veľkosti a intenzifikuje proces ich tvorby.

3. TUHNUTIE ZLIEVARENSKÝCH KOVOVÝCH ZLIATIN

V zlievarenskej praxi sa používajú prevažne zliatiny, kým použitie čistých kovov sa obmedzuje iba pre špeciálne prípady. Aj technicky čisté kovy ako napr. elektrovodné Cu alebo Al obsahujú určité množstvo sprievodných prvkov a v skutočnosti sú tiež zliatinami. Pre prechod tavenín technických kovových materiálov do tuhého stavu v odliatku sa používa termín *tuhnutie* alebo *proces tuhnutia*. Okrem základného mechanizmu, ktorým je kryštalizácia s tvorbou zárodkov, zahrňuje aj komplex ďalších dejov, akými sú tvorba štruktúry materiálu reálneho odliatku, odmiešavanie, objemové zmeny, tvorba chýb odliatkov a pod. Ich priebeh sa riadi fyzikálnymi zákonitosťami výmeny tepla, kryštalografie, difúzie, termodynamiky a tiež zákonitosťami štatistiky. Aj pri tuhnutí úplne čistých kovov sa okrem fázovej premeny - kryštalizácie - uplatňujú ďalšie faktory ako zmeny fyzikálnych vlastností a zmeny objemu, pričom na štruktúru materiálu odliatku vplyva najmä rýchlosť ochladzovania.

Ak predpokladáme, že tuhnúca tavenina čistého kovu má v okolí zóny tuhnutia konštantnú teplotu rovnú teplote likvidu zníženej o výšku podchladenia ($T = T_L - \Delta T$), z každého nadkriticky veľkého zárodku vyrastá kryštalický útvar, pričom uvoľňované skupenské teplo spôsobuje ohrev tvoriaceho sa kryštálu a jeho okolia. Množstvo skupenského tepla je úmerné objemu vytvorenej tuhej fázy a ďalšia kryštalizácia sa zastaví až do doby, kým sa všetko vyvinuté teplo z tuhnucej taveniny neodvedie. Pri trvalom rovnomernom odvode tepla spôsobuje uvedený mechanizmus samoreguláciu postupu kryštalizácie, a tým i rovnomerného rastu jednotlivých zárodkov až do úplného spotrebovania taveniny, kedy sa jednotlivé kryštalické útvary stretnú a v štruktúre stuhnutého kovu sú viditeľné ako jednotlivé zrná. Ich veľkosť závisí od počtu zárodkov a ich morfológia od rýchlosti odvodu tepla z taveniny a rozdielnosti podmienok rastu zárodkov v jednotlivých kryštalografických rovinách. Vplyv rýchlosti kryštalizácie na morfológiu kryštálov s kubickou mriežkou počas ich rastu od najnižšej (a) až po najvyššiu (d) je znázornený na obr. 6. Pri pomalom ochladzovaní (obr. 6a) rastú kryštály prednostne proti smeru odvodu tepla a kolmo na povrch rozhrania *tavenina - tuhá fáza*. So zvyšovaním rýchlosti rastu (obr. 6b) sa začína uplatňovať kryštalografický vplyv a rast sa stane nesymetrickým. Ďalšie zvýšenie rýchlosti (obr. 6c) asymetriu ešte zvýrazní a rastúci kryštalit získava profil "maltézskeho kríža", ktorý je typický pre kovy

s kubickou mriežkou.



Obr. 6 Vplyv rýchlosti rastu kryštálov na ich tvar

Pri vysokých rýchlostiach rastu (obr. 6d) sa krížový profil ešte zvýrazní, pozdĺžne rebrá sa rozčleňujú a kryštál rastie i v smere kolmom na smer odvodu tepla a získa stromčekovitý tvar, ktorý je v literatúre označovaný ako *dendrit*. Členitý profil s veľkým povrchom súčasne zaistuje intenzívny odvod vyvíjaného tepla do podchladenej taveniny, ktorý je nevyhnutný pre zachovanie termodynamickej rovnováhy počas kryštalizácie.

3.1 KONCENTRAČNÉ PODCHLADENIE

Na rozdiel od čistých kovov sa tuhnutie zliatin vyznačuje tým, že z homogénnej taveniny môže vykryštalizovať nielen jedna, ale aj viacero rôznych fáz tvorených buď tuhými roztokmi zložiek zliatiny, intermediárnymi fázami alebo eutektikami. Fázy vytvorené v stuhnutej zliatine majú spravidla iné zloženie než mala východisková tavenina. Je to dané skutočnosťou, že vytvorenie tuhého roztoku vyžaduje, aby do uzlových bodov alebo intersticiálnych priestorov mriežky vstupovali atómy cudzieho prvku, čo je vždy sprevádzané určitou spotrebou energie. V extrémnom prípade, ak pre nevhodné rozmery cudzích atómov vôbec nemôže vzniknúť substitučný alebo intersticiálny tuhý roztok, stuhnú zložky taveniny eutekticky - vytvorí sa zmes zín tvorených čistými zložkami taveniny. Koncentračné zmeny, ku ktorým dochádza počas tuhnutia zliatin, určujú rovnovážne fázové diagramy, ktoré síce platia pre extrémne pomalé tuhnutie, ale dobre vyhovujú i pre reálne rýchlosti chladnutia odliatkov. Vyjadrujú skutočnosť, že v teplotnom intervale medzi čiarami likvidu a solidu pri každej konkrétnej teplote je v termodynamickej rovnováhe tuhá a tekutá fáza s iným zložením.

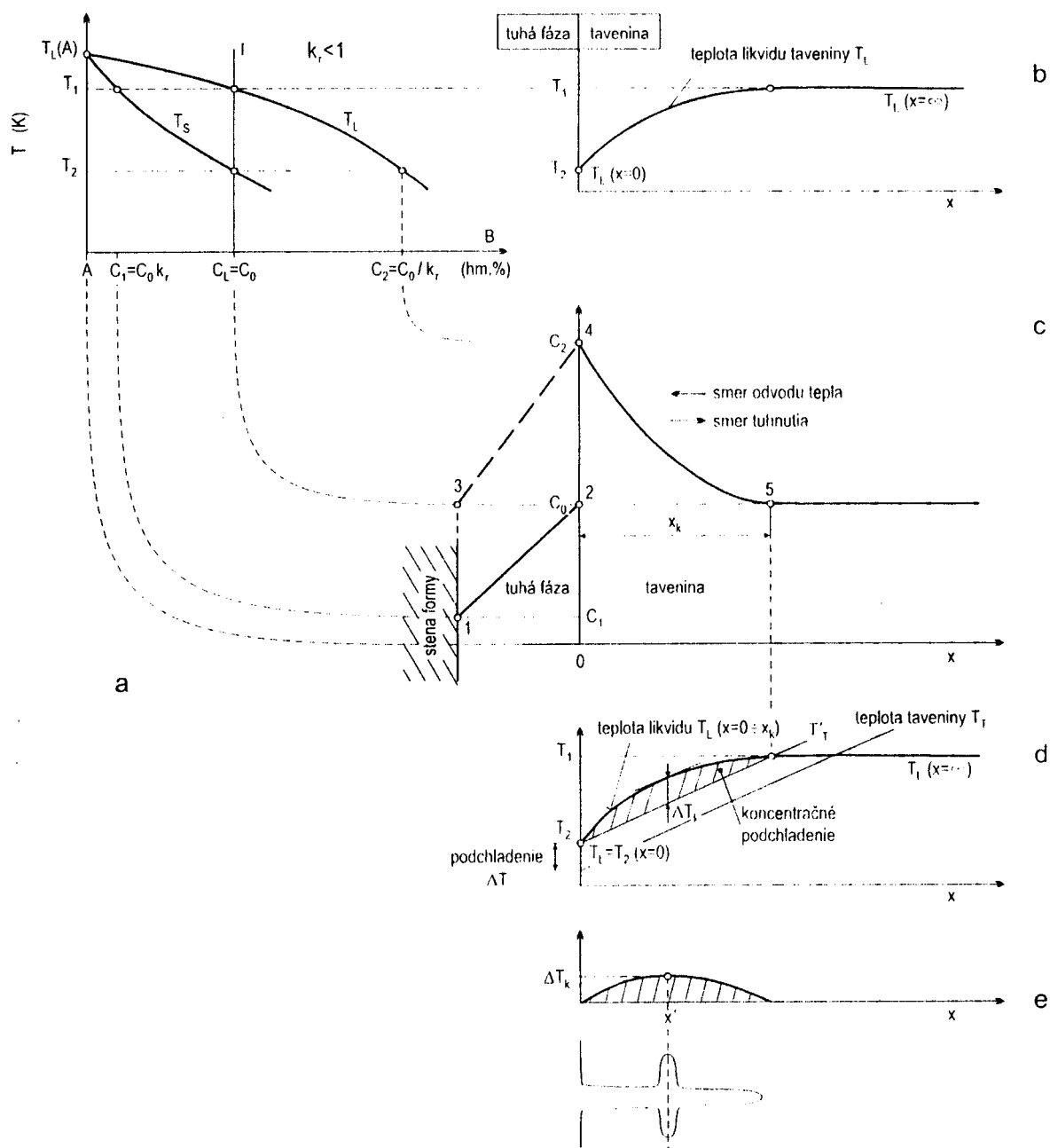
Vstup cudzieho atómu do mriežky spôsobí zásah do energetických pomerov, a preto koncentrácia prímеси C_s v tvoriacej sa tuhej fáze bude iná než bola C_l vo východiskovej tavenine. Prerozdelenie prímеси medzi taveninu a tvoriaci sa tuhý roztok určuje tzv. *rozdeľovací koeficient* - k_r :

$$k_r = \frac{C'_S}{C'_L} \quad (9)$$

Hodnota rozdeľovacieho koeficientu k_r môže byť menšia než 1, čo je častejší prípad, alebo väčšia než 1, a to podľa polohy čiar likvidu a solidu konkrétneho rovnovážneho fázového diagramu, ako je to znázornené na obr. 7, kde hodnota $k_r < 1$ a obr. 8, kde hodnota $k_r > 1$. Teoretickú hodnotu rovnovážneho rozdeľovacieho koeficientu platnú pre rovnovážne podmienky veľmi pomalého tuhnutia určuje poloha čiar likvidu a solidu fázových diagramov, ktoré nie sú priamkové, a preto sa hodnota k_r bude meniť v závislosti od koncentrácie prímеси v tavenine a okamžitej teploty v intervale medzi T_L a T_S . Pri nerovnovážnych podmienkach tuhnutia, ktoré sa uplatňujú pri tuhnutí reálnych odliatkov, určuje rozdelenie prímеси medzi tekutú a tuhú fázu *efektívny rozdeľovací koeficient* - k_{ef} , ktorý zohľadňuje skutočnosť, že počas tuhnutia nie je dostatok času na vyrovnanie zloženia taveniny a tuhej fázy v oblasti kryštalizačného frontu difúziou.

Pre zjednodušenie bude nasledujúci opis tuhnutia rôznych typov zliatin vychádzať z hodnôt k_r podľa príslušného rovnovážneho diagramu. Situácia v okolí kryštalizačného frontu pri tuhnutí zliatiny, ktorá má rozdeľovací koeficient $k_r < 1$, je znázornená na obr. 7.

Prvé útvary tuhej fázy vykryštalizované na stene formy z taveniny, ktorá má koncentráciu prímеси C_0 , budú mať koncentráciu prímеси $C_1 = k_r C_0$, teda podstatne nižšiu než mala východisková tavenina. Tá časť prímеси, ktorá nevstúpila do tuhého roztoku, pre ktorú sa používa termín *odmiešaná*, zostáva v oblasti taveniny priľahlej k vytvorenej tuhej fáze. Časť odmiešanej prímеси sa difúziou dostáva do zostávajúceho objemu taveniny a časť zostáva v tenkej vrstve taveniny pred narastajúcou tuhú fázou a spoločne s ňou postupuje v smere tuhnutia. S rastom hrúbky stuhnutého kovu sa postupne zvyšuje obsah odmiešanej prímеси v tejto medzivrstve taveniny, ako je to znázornené na úseku 3 - 4 krivky koncentrácie na obr. 7c a súčasne sa postupne zvyšuje jej obsah v ďalšej tvoriacej sa tuhej fáze (1 - 2), vznikajúcej už z taveniny s vyššou koncentráciou. Opísané počiatočné prechodné štádium tuhnutia sa ukončí, keď koncentrácia odmiešanej prímеси v medzivrstve taveniny na styku so stuhnutým kovom dosiahne hodnotu $C_2 = C_0 / k_r$. Z takejto taveniny už vzniká tuhá fáza s koncentráciou prímеси $C'_S = C_2 k_r = C_0$, teda zodpovedajúcej koncentracii vo východiskovej tavenine. Povrchová vrstva tuhej fázy vytvorenej v počiatočnom štádiu tuhnutia, v ktorej sa koncentrácia postupne zvýšila z hodnoty C_1 na C_0 , má hrúbku spravidla niekoľko desiatín mm a závisí od intervalu teplôt medzi čiarami likvidu a solidu.



Obr. 7 Situácia pri tuhnutí zliatiny s koeficientom $k_r < 1$: a- časť rovnovážneho diagramu systému A - B s $k_r < 1$; b- rovnovážna teplota likvidu taveniny; c- priebeh hodnôt koncentrácie v tuhej fáze a v tavenine; d- schéma vzniku koncentračného podchladenia; e- schéma vzniku bočnej vetvy dendritu

Po ukončení opísaného prechodného štádia ďalšie tuhnutie už postupuje stacionárne, koncentrácia prímеси sa v tvoriacej tuhej fáze už prakticky nemení a rýchlosť jej rastu je v rovnováhe s rýchlosťou difúzie odmiešanej prímеси z medzivrstvy do zvyšku taveniny. Pri malých rýchlostiach tuhnutia bude hrúbka medzivrstvy x_k väčšia a so zvyšovaním rýchlosti sa táto hrúbka zmenšuje.

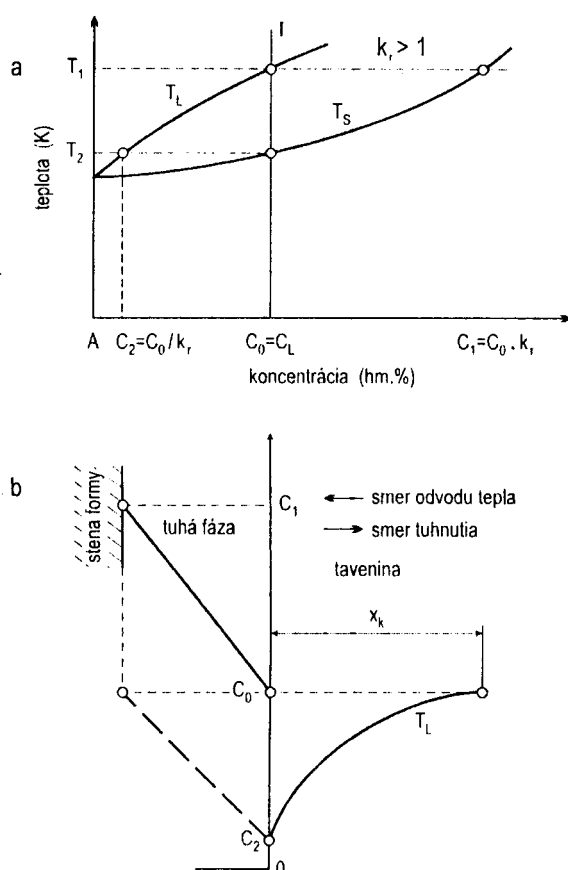
Na stene formy z taveniny, ktorá mala koncentráciu C_0 , vznikla prvá tuhá fáza s koncentráciou prímеси C_1 pri teplote likvidu $T_L = T_1$, zníženej o veľkosť potrebného podchladenia ΔT , t.j. pri teplote $T = T_1 - \Delta T$. Ako sa súčasne s postupom tuhnutia zvyšuje koncentrácia prímеси v periférnej tavenine medzivrstvy (na rozhraní $S - L$) z hodnoty C_0 na C_2 (úsek 3 - 4), jej teplota likvidu sa postupne znižuje z hodnoty T_1 na T_2 a teplota, pri ktorej prebieha tuhnutie, postupne klesne z hodnoty $T_1 - \Delta T$ až na $T_2 - \Delta T$. Pri ustálenom procese sa teda pred líniou tuhnutia nachádza vrstva taveniny s hrúbkou x_k , v ktorej sa koncentrácia prímеси postupne mení z hodnoty C_2 na C_0 s priebehom znázorneným na obr. 7b (úsek 4 - 5) a jej teplota likvidu sa v súlade s čiarou likvidu fázového diagramu postupne mení z hodnoty T_2 na rozhraní s tuhú fázou po hodnotu $T_L = T_1$ v základnej tavenine.

Teplo odvádzané stenou odliatku vytvára v oblasti tuhnutia tepelný spád a vzhľadom na to, že hrúbka medzivrstvy x_k je iba niekoľko desiatín mm, je možné v tak malých rozmeroch pokladať priebeh teploty taveniny za priamkový. Obr. 7d znázorňuje tepelné pomery v medzivrstve, z ktorých vidieť, že pred rozhraním $S - L$ sa nachádza tavenina s teplotou T_r , ktorá je voči jej rovnovážnej teplote likvidu T_L nižšia nielen o hodnotu základného podchladenia ΔT , ale aj o ďalšie podchladenie ΔT_k spôsobené vyššou koncentráciou odmiešanej prímеси vo vrstve taveniny pred rozhraním tuhej fázy s tekutou. Pre príčinu vzniku sa označuje termínom *koncentračné podchladenie*, v zahraničnej literatúre sa používa termín konštitučné podchladenie. Oblasť koncentračne podchladenej taveniny je ohraničená priesečníkmi priamky T'_r (paralelnej s T_r) s krivkou priebehu teploty likvidu T_L , teda sa nachádza v intervale teplôt T_1 a T_2 , ako to vidieť na obr. 7d.

Koncentračné podchladenie spôsobuje, že pred rozhraním tuhej fázy s taveninou sa vytvárajú priaznivejšie podmienky pre kryštalizáciu než sú na samotnom rozhraní, a to kolmo na smer odvodu tepla. Najlepšie podmienky pre kolmý rast, pri ktorom vzniká vedľajšie rameno dendritu, sú znázornené na obr. 7e. V oblasti koncentračného podchladenia sú vytvorené podmienky pre súčasný výskyt tuhej a tekutej fázy. Tuhnutie zliatiny, u ktorej dochádza ku koncentračnému podchladeniu, preto prebieha v objeme tzv. zóny tuhnutia, v ktorej sa nachádza zmes taveniny a tuhej fázy s kašovitou konzistenciou. Zóna tuhnutia je zo strany stuhnutého kovu oddelená fiktívnou plochou izosolidy a zo strany taveniny plochou izolikvidy. Súčasná existencia tuhej a tekutej fázy je daná termodynamickými podmienkami. Tuhá fáza sa môže tvoriť z taveniny, ak jej teplota likvidu T_L je nižšia než skutočná teplota T_r . Hrúbka zóny tuhnutia sa pri analýze spôsobu tuhnutia reálnych odliatkov určuje na základe polohy priesečníkov čiar rovnovážnych hodnôt teploty lik-

vidu T_L a solidu T_S danej zliatiny (T_1, T_2) s krivkou skutočnej teploty taveniny, zistenej experimentálne (termočlánkami) alebo výpočtom.

Situácia pri tuhnutí zliatiny s rozdeľovacím koeficientom $k_r > 1$ je znázornená na obr. 8. V tomto prípade má tvoriaca sa prvá tuhá fáza koncentráciu prímеси vyššiu než východisková tavenina (C_0) a v medzivrstve vzniká deficit prímеси, ktorý sa čiastočne vyrovnáva difúziou z objemu taveniny.



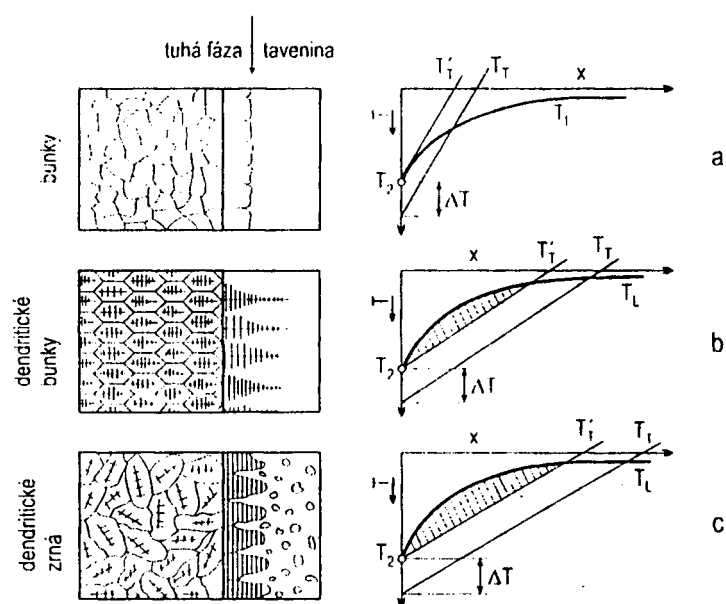
Obr. 8 Situácia pri tuhnutí zliatiny s koeficientom $k_r > 1$: a- časť rovnovážneho diagramu systému s $k_r > 1$; b- priebeh hodnôt koncentrácie v tuhej fáze a v tavenine

S rastúcou hrúbkou stuhnutého kovu sa deficit prímеси v medzivrstve zväčšuje dovtedy, kým v tavenine na rozhraní s tuhú fázou neklesne koncentrácia na hodnotu C_0 . Vtedy sa ukončí prechodné štádium tuhnutia a ďalšia tvoriaca sa tuhá fáza má už koncentráciu blízku C_0 a proces tuhnutia prebieha stacionárne. Závislosť teploty likvidu taveniny v medzivrstve na vzdialenosti od rozhrania $S - L$ je veľmi podobná ako na obr. 7b a úplne identický je aj mechanizmus vzniku koncentračného podchladenia. Z obr. 8b je zrejmé, že veľkosť koncentračného podchladenia v danej zliatine bude závisieť tiež od gradientu teploty taveniny dT_L/dx , teda smernice uhlu priamky teploty T_L .

Vznik koncentračného podchladenia a charakter štruktúr získaných pri rôznych rýchlostiach ochladzovania sú znázornené na

obr. 9. Pri veľmi intenzívnom odvode tepla (obr. 9a) pôsobí v tavenine taký vysoký teplotný gradient, že v medzivrstve pred rozhraním $S - L$ vôbec nevznikne koncentračné podchladenie alebo iba veľmi malé a v takom prípade rozhranie medzi tuhú a tekutou fázou je rovinné. Štruktúra je tvorená stĺpcovitými zrnami, ktorých veľkosť závisí od počtu zárodkov, na ktorých kryštalizácia začala a určuje rozmer buniek v reze kolmom na smer odvodu tepla. Pri nižšej intenzite odvo-

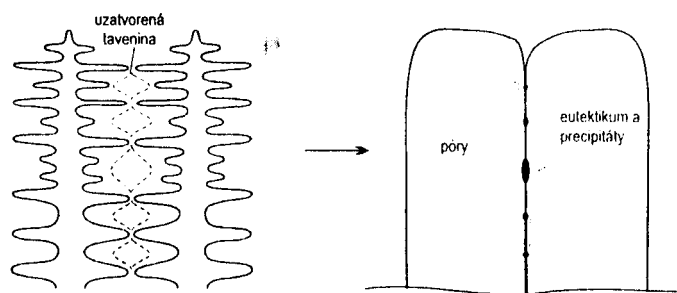
du tepla, menej strmý teplotný spád v tavenine spôsobí, že priamka T''_T pretína krivku teploty likvidu T_L a ohraničí úsek s koncentračným podchladením, v ktorom vzniknú vedľajšie ramená dendritov (obr. 9b). Vysoký teplotný gradient však zaisťuje prednostný rast hlavných osí dendritov proti smeru odvodu tepla. Štruktúra je tvorená stĺpcovitými zrnami, v ktorých sa nachádzajú dendrity. V smere kolmom na smer odvodu tepla bude štruktúra tvorená pravidelnými bunkami s dendritickou stavbou, kde dochádza aj k rozvetvovaniu vedľajších ramien dendritov.



Obr. 9 Vzťah koncentračného podchladenia k morfológii rastových štruktúr na fázovom rozhraní

Pri veľmi pomalom tuhnutí (obr. 9c), napr. v blízkosti tepelnej osi masívnych odliatkov, je už dominujúcim faktorom koncentračné podchladenie. Pri tvorbe hlavných a bočných ramien dendritov dochádza k intenzívnemu vývoju skupenského tepla a prerozdeleniu teploty, pri ktorom miestna orientácia gradientov teploty dT/dx nie je totožná so smerom odvodu tepla stenou odliatku. Dôsledkom takéhoto spôsobu tuhnutia sa tvoria nepravidelné zrná, v ktorých sa nachádzajú náhodne priestorovo orientované dendrity. V takom prípade sa zárodoky tvoria aj náhodne pred kryštalizačným frontom, v miestach s priaznivými termodynamickými podmienkami. Dendrity sú najčastejšie sa vyskytujúcimi útvarmi v štruktúre materiálu odliatkov. Vznikajú nielen dôsledkom koncentračného podchladenia, zväčšujúceho sa s poklesom rýchlosti ochladzovania, ale aj dôsledkom rozdielnych rýchlostí rastu v jednotlivých kryštalografických rovinách, ktoré sa uplatňujú pri veľmi vysokých rýchlostiach ochladzovania. Pre zaujímavosť, dendrity sa nachádzajú aj v štruktúre práškov striekaných do vody, kde dochádza k extrémne rýchlemu ochladzovaniu taveniny.

Tvorba dendritov je sprevádzaná viacerými negatívnymi dôsledkami na vlastnosti materiálu odliatkov. Ak sa pri súčasnom raste dvoch dendritov k sebe veľmi priblížia ich priečne ramená, ako je to znázornené na obr. 10, a pri ďalšom raste sa spoja, uzatvoria malý objem nestuhnutej taveniny. Ako je známe, až na celkom ojedinelé výnimky (grafitické liatiny, Bi) objem stuhnutej zliatiny je menší než pôvodný objem taveniny. Nakoľko tieto objemové straty nie je možné v uzatvorenom objeme nahradiť, deficit objemu po stuhnutí sa prejaví vznikom malých pórov tzv. *medzidendritickej pórovitosti*.



Obr. 10 Mechanizmus tvorby medzidendritickej pórovitosti

Ak dôjde ku rozvetkovaniu aj vedľajších ramien dendritov, medzi terciálnymi ramenami tiež dochádza ku uzatvoreniu taveniny a pri jej tuhnutí sa vytvorí tzv. *vnútro dendritická pórovitosť*. Množstvo uzatvorenej taveniny sa zväčšuje s hrúbkou kryštalizačného frontu (vzdialenosti medzi izosolidou a izolikvidou).

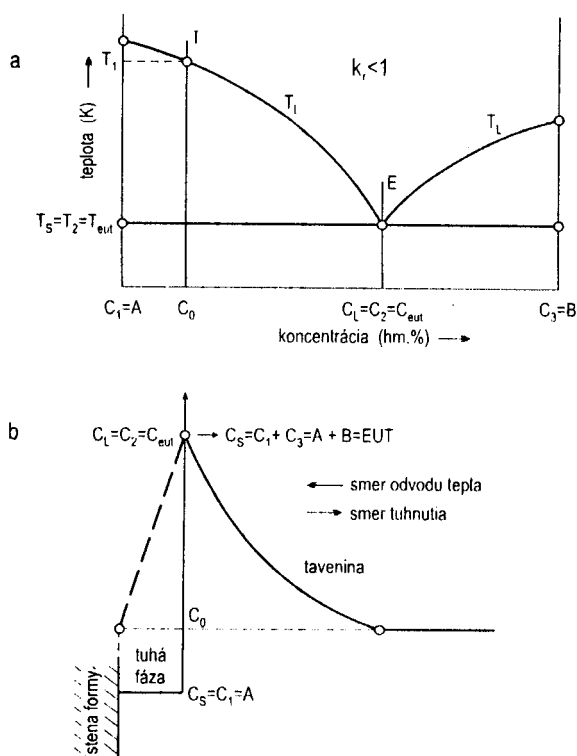
Čím je väčšia, tým sú horšie podmienky pre dopĺňanie objemových strát tuhnutia a tým viac sa prejaví medzidendritická pórovitosť. Uzatvorená tavenina je obohatená o odmiešanú prímes, lebo je tvorená vrstvami taveniny, ktoré vždy postupujú pred fázovým rozhraním $S - L$. Predstavuje mikroobjem taveniny s koncentráciou blízkou C_2 a preto po jej stuhnutí vzniknú aj fázy (spravidla nežiadúce), ktoré by nemohli vzniknúť z východiskovej taveniny napr. eutektiká alebo samostatné fázy vyprecipitované z eutektík, ktoré tuhnú posledné a vytvoria na hraniciach primárnych zŕn tuhého roztoku sieťovité alebo plošné útvary. V tej časti zrna, ktorá vznikne stuhnutím taveniny z medzidendritických priestorov s koncentráciou blízkou C_2 bude zákonite iná koncentrácia než v predtým stuhnutej časti. Priebeh koncentrácie v tvoriacej sa tuhej fázy smerom ku okraju zŕn bude podobný ako pri tuhnutí voľnej taveniny s koncentráciou C_2 a to nezávisle od toho, či rozdeľovací koeficient $k_r > 1$ alebo $k_r < 1$. Heterogenita chemického zloženia v zrnách, vzniknutá počas kryštalizácie dôsledkom odmiešania (segregácie), sa označuje termínom *kryštalová segregácia*. Má charakter mikronehomogenity, lebo sa vyskytuje vo veľmi malých objemoch a vzdialenostiach niekoľko desiatín nm. Čiastočne sa znižuje difúziou v zrnách už počas pomalého chladnutia odliatkov a účinne ju možno znížiť alebo takmer odstrániť homo-

genizačným žíhaním.

Pri tvorbe hrubozrnnej štruktúry dochádza k uzatváraniu väčších objemov taveniny, dôsledkom čoho môžu produkty segregácie (odmiešania) vytvorené na hraniciach zŕn získať rozmery a tvar, ktoré už citeľne zhoršujú mechanické vlastnosti materiálu odliatku. V jemnozrnnej štruktúre budú dôsledkom podstatne menších objemov uzatvorenej taveniny menšie aj útvary tvorené eutektikami a precipitátmi na hraniciach zŕn. Vtedy sa menej prejaví ich negatívny vplyv, čo je jedným z dôvodov snaženia sa o získanie materiálu odliatku s jemnozrnnou štruktúrou. Produkty segregácie na hraniciach zŕn, akými sú termodynamicky stabilné eutektiká alebo precipitáty, majú tiež charakter mikronehomogenity, ale nedajú sa odstrániť difúznou cestou. Žíhaním je možné iba upraviť ich morfológiu napr. z lamelárneho tvaru s nepriaznivým vrubovým účinkom na priaznivejší globulárny tvar, ale v niektorých prípadoch ani zmena tvaru nie je možná. Okrem mikronehomogenít spôsobených dôsledkami kryštálovej segregácie a segregácie na hraniciach zŕn môžu v odliatkoch za istých okolností vzniknúť makronehomogenity typu *zónovej segregácie*, ktorá sa vyskytuje vo veľmi veľkých objemoch.

3.2 TUHNUTIE ZLIATIN S EUTEKTIKOM

Eutekticky tuhnú tie zliatiny, ktorých zložky (žiadúce i nežiadúce) sú vzájomne dokonale rozpustné v tekutom stave, ale nerozpustné alebo iba veľmi málo rozpustné v tuhom stave, kedy tvoria dve (binárne eutektiká) alebo aj viac fáz. Viacero technických kovových materiálov tuhne za vzniku eutektika, teda zmesi dvoch fáz tvorených čistými zložkami zliatiny A a B , ako je to znázornené na obr. 11, alebo ich tuhými roztokmi, ak sú v tuhom stave vzájomne čiastočne rozpustné. Pri tuhnutí podeutektickej zliatiny binárneho typu v počiatočnom štádiu vzniká tuhá fáza s koncentráciou $C_S = C_1 = A$, t.j. tvorená iba čistou zložkou A a v medzivrstve taveniny stúpa koncentrácia zložky B . Znižuje sa jej teplota likvidu T_L a pred rozhraním $S - L$ sa vytvára zóna koncentračného podchladenia. Keď koncentrácia zložky B v tavenine na fázovom rozhraní $S - L$ dosiahne koncentráciu eutektickú, t.j. C_2 s teplotou likvidu T_2 , začne sa tvoriť eutektická zmes dvoch fáz A a B . Uvoľnené skupenské teplo spôsobí stúpnutie teploty rozhrania $S - L$, dôsledkom čoho sa tvorba eutektika zastaví.



Obr. 11 Tuhnutie podeutektickej zliatiny

rýchlostiach ochladzovania budú štruktúrne útvary podeutekticky vytvorenej zložky *A*, ale aj útvary eutektika veľké. Pri vyšších rýchlostiach chladnutia sú naopak všetky tieto štruktúrne útvary menšie. Štruktúrne zložky eutektika sú spravidla jemnejšie než primárne vylúčená fáza, čo sa vysvetľuje horšími podmienkami pre difúziu v tavenine pri nižšej teplote eutektickej premeny.

U zliatin s eutektickým zložením začína tuhnutie eutektika kryštalizáciou prvej, dominujúcej fázy, spravidla s vyššou teplotou likvidu, ktorá pre vznik nadkriticky veľkých zárodokov vyžaduje menšie podchladenie. Jej rast vo všetkých smeroch a prerastanie útvarmi druhej fázy vedie k vzniku zrna eutektika s periodickým rozložením oboch fáz. Tuhnutie väčšiny eutektík pri reálnych rýchlostiach ochladzovania preto neprebíha izotermicky, ale v určitom malom intervale teplôt. Napriek absencii koncentračného podchladenia pri tuhnutí sa vytvára určitá zóna tuhnutia s kašovitou taveninou, v ktorej sa vyskytujú endogénne zárodoky a útvary prednostne rastúcej fázy. Podmienky rastu jednotlivých fáz eutektika závisia od vzájomného vzťahu medzi ich fyzikálnymi vlastnosťami, akými sú merné skupenské teplo, tepelná vodivosť, typ mriežky, v ktorej kryštalizujú a významnú úlohu má i veľkosť podchladenia potrebného pre vznik zárodokov. Podľa morfológie vylúčených fáz rozoznávame 3 základné typy eutektík:

V koncentračne podchladenej tavenine v intervale teplôt $T_1 - T_2$ sú pred rozhraním *S-L* vytvorené podmienky pre tvorbu tuhej fázy *A*, kde funkciu zárodokov pre jej rast vytvára fáza *A* z eutektika. Rast tuhej fázy *A* pokračuje dovtedy, kým koncentrácia zložky na rozhraní *S - L* nedosiahne eutektickú C_2 a proces sa opakuje. Tuhnutie prebieha so súčasnou tvorbou fázy *A* pred rozhraním *S - L* a tvorbou eutektika. Objem zŕn zložky *A* závisí od jej koncentrácie v tavenine C_0 , ale ich rozmery a tvar budú závisieť od koncentračného podchladenia a rýchlosti ochladzovania, ktoré spolu určuje podmienky výmeny skupenského tepla. Pri malých

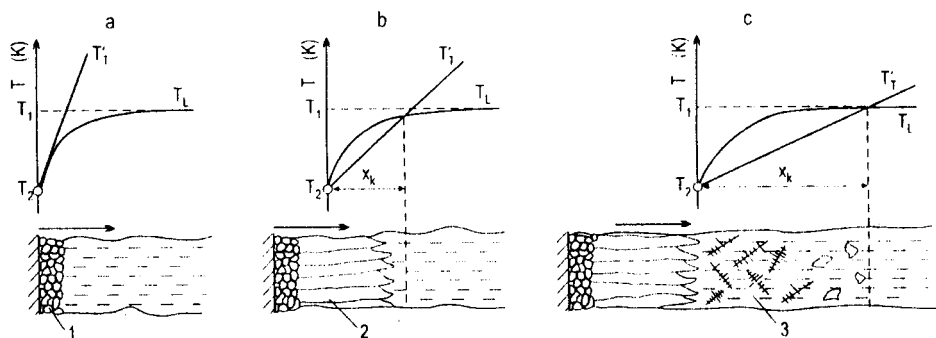
- *lamelárne*, tvorené paketami doskových útvarov (lamiel) oboch fáz,
- *globulárne*, tvorené maticou jednej z fáz, v ktorej sú uložené zrná druhej fázy,
- *tyčinkovité*, ktoré je prechodom medzi lamelárnym a globulárnym eutektikom.

Globulárne eutektikum vzniká pri vysokých podchladeniach, keď kryštalizačné zárodky jednej z fáz vznikajú priamo na fázovom rozhraní $S - L$ a povrchové napätie ich v priebehu rastu vytvára do guľôčkových útvarov. Ak rast jednej fázy podmieňuje vznik druhej a vo výslednej štruktúre existujú definované orientačné vzťahy (vyznačuje sa charakteristickou morfológiou), vtedy hovoríme o *normálnych eutektikách*. Ak jedna z tvoriacich sa fáz eutektika vyžaduje pre vznik a rast podstatne väčšie podchladenie alebo iné zvláštne podmienky, takéto eutektikum sa označuje za *anomálne*. Vznik anomálneho eutektika sa vysvetľuje tým, že na rozhraní fáz tvoriacich eutektikum $A - B$ pôsobí povrchové napätie τ_{AB} , ktorého hodnota je príliš vysoká a vytvorenie nadkriticky veľkého zárodku na styku s dominujúcou fázou A je z energetického hľadiska nemožné. V takom prípade sa zárodky pre rast fázy B musia vytvárať v tavenine pred rozhraním $S - L$ na cudzích časticiach za podmienok heterogénnej kryštalizácie. Morfológia eutektika bude závisieť od množstva a vlastností cudzích častíc - *vrúsenín* v tavenine, teda od spôsobu metalurgického spracovania taveniny. U anomálnych eutektík sa preto nestretávame s pravidelnou geometrickou stavbou a priestorová distribúcia aspoň jednej z fáz je náhodná. Veľkosť, množstvo a rozloženie zŕn tejto fázy bude závisieť od spôsobu metalurgického spracovania taveniny napr. cieľným vytvorením aktívnych cudzích častíc a od rýchlosti ochladzovania. Anomálne eutektiká sa tvoria, ak objemové zastúpenie fáz tvoriacich eutektikum sa príliš odlišuje alebo ak jedna z fáz je nekovová, t.j. tvorená nekovom alebo zlúčeninou (oxidom, sulfidom, karbidom, nitridom a pod.). Anomálne eutektiká sa vyskytujú v mnohých významných technických zliatinách, napr. v grafických liatinách a systéme $Al - Si$.

Zliatiny so zložením eutektickým alebo blízkym eutektickému majú veľmi úzky interval tuhnutia, preto sa menej uplatňujú negatívne vplyvy koncentračného podchladenia a majú dobré zlievarenské vlastnosti ako nízku teplotu likvidu a vysokú zabiehavosť. Samotný proces tuhnutia eutektík je mimoriadne citlivý. Veľkosť zŕn produktov eutektickej premeny a ich morfológiu je možné účinne riadiť vhodnou metalurgickou úpravou taveniny pri príprave alebo tesne pred odlievaním.

3.3 JAVY SPREVÁDZAJÚCE TUHNUTIE TAVENÍN V ZLIEVARENSKEJ FORME

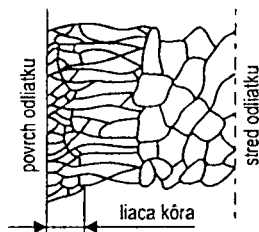
Spôsob tuhnutia taveniny v zlievarenskej forme, určujúci charakter štruktúry a tým i vlastnosti materiálu odlievkov, závisí najmä od intervalu medzi rovnovážnymi hodnotami teplôt likvidu a solidu. Ďalším významným faktorom je rýchlosť ochladzovania, ktorá sa však v priebehu tuhnutia pomerne výrazne mení. Preto štruktúra materiálu odlievku nebude v celom priereze rovnaká, ale sa bude meniť v súlade so zmenami podmienok tuhnutia, ako je to znázornené na obr. 12.



Obr. 12 Zmeny podmienok tuhnutia v priebehu chladnutia odlievku

Po naplnení zlievarenskej formy prehriatou taveninou sa táto dôsledkom odvodu tepla jej stenami postupne ochladzuje a pri dostatočnom podchladení na stenách formy vznikne veľké množstvo kryštalizačných zárodkov pre vynútenú (heterogénnu) kryštalizáciu. Na nich začne počiatkové štádium tuhnutia, ktoré prejde do stacionárneho procesu tuhnutia. Dôsledkom veľmi intenzívneho odvodu tepla (obr. 12a) sú na začiatku tuhnutia s vysokým gradientom teploty dT_T/dx prvé zrná veľmi jemné (1), rastú rýchlo a po ukončení rastu veľká časť z nich vykonáva funkciu zárodkov pre ďalšiu kryštalizáciu. S pokračujúcou tvorbou tuhej fázy sa teplota povrchu formy zvyšuje a dochádza k postupnému poklesu odvodu tepla a znižovaniu teplotného gradientu (obr. 12b). Za rýchlo stuhnutou tzv. *liacou kôrou* odlievku tuhnutie v objeme už postupuje podstatne pomalšie a ďalšie zrná (2) rastú iba na časti kryštálov liacej kôry. Sú preto hrubšie a dlhšie s osami kolmými na stenu formy dôsledkom dominujúceho vplyvu smeru odvodu tepla formou. V blízkosti tepelnej osi odlievku dôsledkom veľkého koncentračného podchladenia (obr. 12c) sa prestane uplatňovať orientovaný odvod tepla a na zárodkoch vznikajúcich prevažne v tavenine pred rozhraním $S-L$ sa tvoria náhodne orientované tzv. *rovnoosé (polyedrické) zrná* (3) s dendritickou stavbou. Medzi povrchom odlievku a jeho tepelnou osou (stredom) je v dôsledku rôznych rých-

lostí chladnutia štruktúra tvorená zónami zŕn s rôznou morfológiou, ako je to znázornené na obr. 13. Za povrchovou vrstvou jemných zŕn liacej kôry nasleduje zóna hrubších *stĺpcovitých (kolumnárnych) zŕn* a v strede odliatku sa nachádza zóna *rovnoosých (polyedrických) zŕn*,

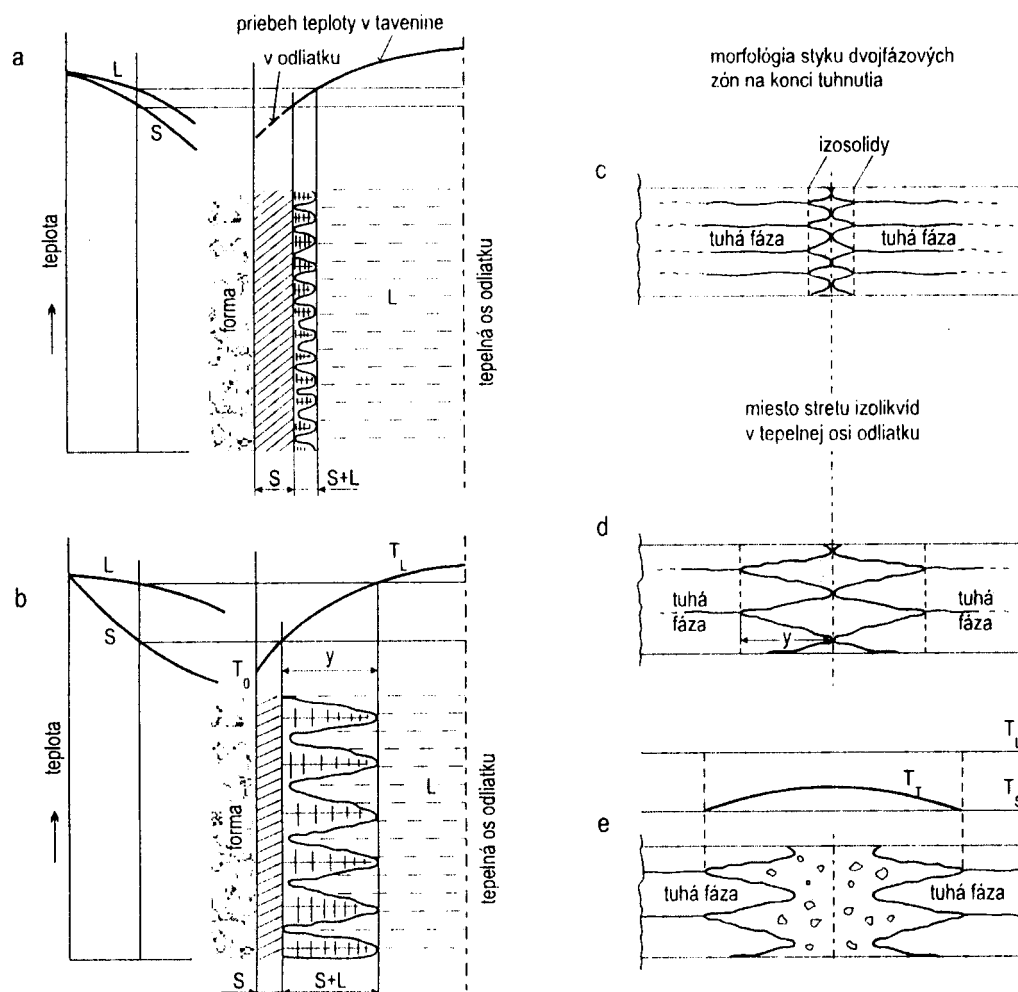


Obr. 13 Morfológia zón štruktúry v odliatku

Spôsob tuhnutia začínajúci a pokračujúci iba na zárodkoch vytvorených na stene formy (obr. 12a, b) sa označuje termínom *exogénny*. Ak sa zárodok tvoria v tavenine pred kryštalizačným frontom (rozhraním *S - L*), dochádza k tzv. *endogénnemu* spôsobu tuhnutia, pričom ide o zárodok pre heterogénnu kryštalizáciu vytvorené na cudzích časticách v tavenine. K endogénnemu spôsobu tuhnutia dochádza pomerne často, a to najmä pri pomalom tuhnutí zliatin s veľkým intervalom tuhnutia; u ktorých dochádza k veľkému koncentračnému podchladeniu (obr. 9c a obr. 12c), ale aj u eutektík. Anomálne eutektiká tuhnú často endogénne v celom objeme odliatku, kedy nedochádza k exogénnemu spôsobu tuhnutia ani pri tvorbe liacej kôry na začiatku tuhnutia.

Z obr. 12 a 13 vyplýva, že na charakter štruktúry materiálu odliatku má rozhodujúci vplyv hrúbka zóny tuhnutia - *dvojfázovej vrstvy* medzi izosolidou a izolikvidou, ktorá je tvorená tuhú fázou a koncentračne podchladenou taveninou. Jej hrúbka závisí hlavne od intervalu tuhnutia, teda od rozdielu teplôt likvidu a solidu danej zliatiny. Vplyv veľkosti intervalu tuhnutia na hrúbku dvojfázovej zóny tuhnutia pri zhodných teplotných gradientoch chladnutia je znázornený na obr. 14.

Pri tuhnutí zliatiny s úzkym intervalom tuhnutia (obr. 14a) bude zóna tuhnutia veľmi úzka, a preto aj vplyv koncentračného podchladenia nebude výrazný. Do veľkej vzdialenosti od steny formy bude tuhnutie prebiehať exogénne a štruktúra bude tvorená stĺpcovitými zrnami, ktoré môžu v neskorších štádiách rásť aj dendriticky. Ak hrúbka odliatku nie je príliš veľká, štruktúra odliatku bude tvorená iba liacou kôrou a zónou stĺpcovitých zŕn, ktoré sa v tepelnej osi odliatku stretnú a dôjde k tzv. *transkryštalickému tuhnutiu* (obr. 14c). Tenké, proti sebe postupujúce zóny tuhnutia dovoľujú účinne dopĺňať objemové straty tuhnutia (z náliatku alebo vtokovou sústavou) až takmer do okamihu, kedy sa v tepelnej osi odliatku stretnú izolikvidy oboch zón. V tejto etape tuhnutia v priestore medzi izosolidami zostane iba veľmi malé množstvo uzatvorenej taveniny, a preto sa výraznejšie neprejavia dôsledky jej tuhnutia, ktorými sú vznik chemickej heterogenity a mikrostiahnutí v oblasti tepelnej osi odliatku - osovej pórovitosti a osovej segregácie.



Obr. 14 Vplyv intervalu tuhnutia na hrúbku dvojfázovej zóny tuhnutia

Pri tuhnutí taveniny so širokým intervalom tuhnutia sa už v malej vzdialenosti od steny formy vytvorí hrubá zóna tuhnutia, v ktorej sa výrazne uplatňuje koncentračné podchladenie a tvoriace sa zrná rastú dendriticky. S poklesom množstva odvádzaného tepla sa v priebehu procesu tuhnutia postupne zväčšuje hrúbka zóny tuhnutia, a tým sa zväčšuje aj objem koncentračne podchladenej taveniny. Exogénne tuhnutie, pri ktorom sa tvorí zóna stĺpcovitých zŕn, sa v pomerne malej vzdialenosti od steny formy zmení na endogénne, pri ktorom zo zárodokov vytvorených v koncentračne podchladenej tavenine rastú rovnoosé zrná. Ku transkryštalizácii dochádza iba v tenkostenných odliatkoch a stav, keď sa v ich tepelnej osi stretnú izolikvidy postupujúcich zón tuhnutia, je znázornený na obr. 14d.

Hrubá členitá zóna tuhnutia vyvoláva citelné hydraulické straty pri prúde taveniny nahrádzajúcej objemové straty tuhnutia ešte predtým než sa izolikvidy stretnú a tiež zhoršuje zabiehavosť. Množstvo taveniny, ktoré stuhne bez možnosti doplnenia rozdielu medzi jej objemom a objemom tuhej fázy, ktorá z nej vznikne, bude väčšie než sa nachádza v priestore medzi izosolidou a izolikvidou oboch zón. V takom prípade sa úbytok objemu po stuhnutí prejaví buď veľkým množstvom pórov alebo vznikom nepravidelných dutín - *mikrostiahnutí*, ktoré pre ich veľký objem nedokázalo povrchové napätie vytvarovať do guľôčiek. Tuhnutie veľkého množstva uzatvorenej taveniny smerom k tepelnej osi sa prejaví výraznou osovou segregáciou. Pri veľkom poklese teplotného gradientu dT_T/dx , ku ktorému dochádza pri tuhnutí hrubostenných odliatkov alebo dôsledkom zníženia odvodu tepla stenami formy, sa spôsob tuhnutia zmení z exogénneho na endogénny. Vo veľmi hrubej zóne tuhnutia sa vtedy pred členitým profilom kompaktnej tuhej fázy nachádza koncentračne podchladená tavenina s kašovitou konzistenciou spôsobenou veľkým množstvom kryštalizačných zárodkov a útvarov tuhej fázy. Brzdíaci účinok viskózných zón tuhnutia zabráni pohybu taveniny dopĺňajúcej objemové straty tuhnutia už pri pomerne veľkej vzdialenosti medzi izolikvidami a tavenina medzi nimi vytvorí ďalší deficit objemu, a to nielen v dôsledku fázovej premeny, ale aj zmrašťovaním pri chladnutí na teplotu likvidu. Veľký objemový deficit sa pochopiteľne prejaví tvorbou veľkého množstva pórov a mikrostiahnutí, ktoré môžu u niektorých zliatin dosiahnuť až makroskopické rozmery. Na obr. 14e je znázornená situácia, pri ktorej sa stretnú v tepelnej osi izolikvidy zón tuhnutia prebiehajúceho endogénne. Neuplatňuje sa prevládajúci smer odvodu tepla a na veľkom množstve zárodkov narastú rovnoosé zrná. Na ich hraniciach sa budú nachádzať náhodne rozložené produkty segregácie, teda neprejaví sa výrazná osová segregácia k akej dochádza pri transkryštalizácii.

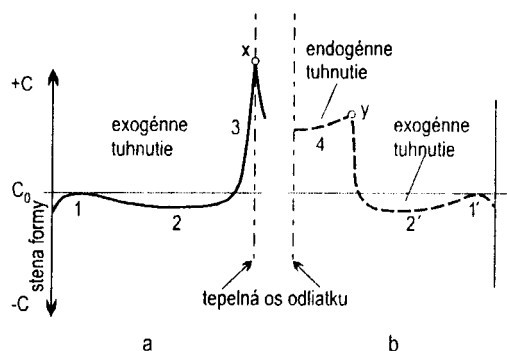
3.3.1 ZÓNOVÁ SEGREGÁCIA A FILTRÁCIA

V etape exogénneho tuhnutia, kedy sa tvoria stĺpcovité zrná v dvojfázovej zóne tuhnutia, dochádza k neustálej výmene tepla odvádzaného do stien formy a vyvíjaného skupenského tepla počas rastu tuhej fázy, dôsledkom čoho rozhranie $S-L$ nebude mať jednoduchý pílovitý profil (v opise tuhnutia dokumentoval iba existenciu oboch fáz a ich objemové zastúpenie), ale členitý, aký je znázornený na obr. 15. Takáto dvojfázová zóna má charakter pórovitého prostredia s veľkým množstvom kapilár, ktoré sa smerom k východiskovej tavenine rozširujú.



Obr. 15 Morfológia dvoj-fázovej zóny tuhnutia

Chemické zloženie taveniny v kapilárach sa dôsledkom odmiešavania počas tvorby tuhej fázy mení. Najvyššia koncentrácia prímеси $C = C_0/k_r$ je v hrotoch kapilár v blízkosti izosolidy a znižuje sa s rastúcim prierezom kapilár smerom ku izolikvide až na úroveň blízku východiskovej C_0 . Je známe, že povrchové napätie σ_{SL} na rozhraní tuhej a tekutej fázy ($S - L$) je tým väčšie, čím je väčší rozdiel ich zloženia a súčasne so stúpaním hodnôt povrchového napätia σ_{SL} sa zhoršujú podmienky pre zmáčanie rastúcich kryštálov taveninou. V mikroskopických rozmeroch kapilár vznikajú extrémne vysoké kapilárne tlaky (až do oblasti GPa), ktorých hodnota rastie so stúpajúcim rozdielom hodnôt koncentrácie v susediacej tuhej fáze a tavenine. Dôsledkom rozdielu kapilárnych tlakov je tavenina s vyšším stupňom odmiešania z tenších kapilár vytláčaná do miest s väčším prierezom smerom ku izolikvide, kde sa dostáva do základnej taveniny a naopak, základná tavenina sa dostáva do zóny tuhnutia, kde znižuje koncentráciu prímеси. Uvedený jav, pri ktorom dôsledkom kapilárnych síl dochádza ku transportu prímеси v zóne tuhnutia pokračujúceho až do základnej taveniny, sa označuje termínom *filtrácia*. Filtrácia spôsobuje v odliatkoch makronehomogenitu chemického zloženia, ktoré sa prejaví na priečnom priereze odliatku vznikom charakteristickej *zónovej segregácie*.



Obr. 16 Zmeny koncentrácie v priereze odliatku

Na obr. 16 sú znázornené zmeny koncentrácie zložky zliatiny s rozdeľovacím koeficientom $k_r < 1$, ku ktorým dochádza v priereze odliatku pri transkryštalickom tuhnutí exogénnym spôsobom (a) a pri tuhnutí, ktoré sa ukončilo endogénne s tvorbou stredovej zóny rovnoosých zŕn (b). Stredné hodnoty koncentrácie v povrchovej zóne odliatku (úseky I a I') zodpovedajú predstávam o priebehu počiatočného štádia tuhnutia a menia sa od hodnoty $C_1 = C_0 k_r$ v prvých zrnách stuhnutých na stene formy po $C_1 = C_0$ na začiatku stacionárneho procesu. V priebehu ďalšieho tuhnutia, počas tvorby slúpcovitých zŕn, časť prímеси zo zóny tuhnutia sa filtráciou dostáva do voľnej taveniny, kde sa postupne zhromažďuje

a dôsledkom makropohybov pri nahrádzaní objemového úbytku tuhnutia alebo gravitačného prúdenia sa zloženie zostávajúcej taveniny čiastočne homogenizuje. Úbytok prímеси v zóne tuhnutia sa prejaví poklesom jej stredného obsahu v tvoriacej sa tuhej fáze (úseky 2 a 2'). Ak tuhnutie až do konca prebieha iba exogénne, bude aj z poslednej taveniny s nahromadenou prímесou medzi izosolidami proti sebe postupujúcich zón rásť tuhá fáza prevažne smerom do tepelnej osi odliatku, kde sa výrazne prejaví osová segregácia (úsek 3 končiaci bodom x). Filtrácia s jej dôsledkom, ktorým je zónová segregácia na úsekoch 2 a 2' pritom mierne znižuje úroveň mikrosegregácie v zrnách a na ich hraniciach (úmerne nižšej koncentrácii na úseku 2). Pri filtrácii dochádza v zóne tuhnutia k vytlačaniu odmiešanej taveniny a na jej miesto sa dostáva základná tavenina. Pri obojsmernom transpote sa tavenina pohybuje v priestoroch, kde vzniká deficit objemu spôsobený tuhnutím, dopĺňa úbytok objemu a tým sa znižuje tvorba pórov zrnách a na ich hraniciach.

Pri exogénnom tuhnutí (obr. 16b) rastie tuhá fáza na zárodkoch z taveniny vo všetkých smeroch a kapilárne kanály budú orientované tiež v rôznych smeroch. Vtedy sa zastaví usmernený transport odmiešanej taveniny zo zóny tuhnutia do voľnej taveniny a filtráciou obohatená tavenina z okolia izolikvidy stuhne s koncentráciou prímеси zodpovedajúcej bodu y (obr. 16b). V priebehu endogénneho tuhnutia nedochádza k filtrácii, a preto sa koncentrácia v zóne rovnoosých zrn (úsek 4) mení iba málo. Je vyššia než C_0 , lebo tuhá fáza sa tvorí z taveniny, v ktorej sa nahromadila prímес počas tvorby rovnoosých zrn. Určitá filtrácia, ku ktorej dochádza v okolí endogénne rastúcich zrn intenzifikuje proces segregácie na hraniciach zrn a tiež bude vyššia kryštalová segregácia.

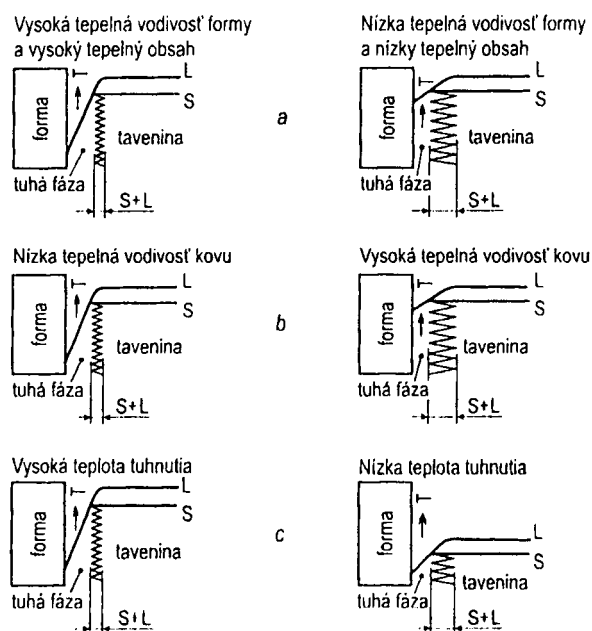
K zónovej segregácii v oblasti stĺpcovitých zrn (úseky 2 a 2') dochádza najmä pri tuhnutí zliatin s úzkym intervalom tuhnutia, kde dochádza k filtrácii v tenkej zóne tuhnutia. Zo zlievarenskej praxe je známe, že v hrubostenných transkryštalicky tuhnuúcich odlátkoch sa prejavuje veľmi nepríjemná osová segregácia a vrubový účinok mikrostriahnutí kopírujúcich reliéf fázového rozhrania $S - L$ na konci tuhnutia. Ak sa tuhnutie odliatku ukončí endogénne, v centrálnej zóne rovnoosých zrn sa tieto nedostatky prejavujú oveľa menej a vyššiu náchylnosť k tvorbe osových striahnutí, spôsobenú nižšou zabiehavosťou, je možné čiastočne eliminovať účinným náliatkováním. Pri tuhnutí zliatiny s koeficientom $k_r > 1$ by bol priebeh koncentrácie v priereze odliatku zrkadlovým obrazom kriviek podľa obr. 16.

Okrem opísanej zónovej segregácie, označovanej ako *priama segregácia*, sa v liatých kovových materiáloch vyskytujú aj iné typy makroskopickkej segregácie, akými sú *gravitačná* a tzv. *obráte-*

ná (záporná) povrchová segregácia. Pri gravitačnej segregácii, spravidla pri eutektickej zliatine, klesá zložka s podstatne vyššou hustotou do dolnej časti odliatku alebo naopak, zložka s nižšou hustotou, ako napr. zrnitý grafit v liatinách, sa zhromažďuje v hornej časti odliatku. Pri obrátenej povrchovej segregácii sa na povrchu odliatku tvorí vrstva, v ktorej sa koncentrácia zložky mení opačne než zodpovedá hodnote rozdeľovacieho súčiniteľa k . Ak $k < 1$, na povrchu bude koncentrácia vyššia než v základnej tavenine, čo je spôsobené preniknutím odmiešanej taveniny zo zóny tuhnutia na povrch odliatku a to buď trhlinami v liacej kôre alebo pri endogénnom tuhnutí filtráciou. V tomto prípade vytláčajú odmiešanú taveninu z dvojfázovej zóny tuhnutia na povrch odliatku bublinky plynov, ktoré sa uvoľňujú z taveniny v priebehu tuhnutia.

3.3.2 VPLYV VLASTNOSTÍ ZLIEVARENSKEJ FORMY NA PRIEBEH TUHNUTIA

Teplotný gradient sa v priebehu tuhnutia odliatku mení a závisí od viacerých faktorov. Rozhodujúci vplyv majú vlastnosti formy ako tepelná vodivosť jej materiálu a tepelná akumulácia (tepelný obsah), čo je schopnosť prijať teplo, ktoré sa vyvinie pri ochladzovaní prehriatej taveniny a pri skupenskej premene. Tepelný spád v zóne tuhnutia závisí aj od výšky teploty liatia a tepelnej vodivosti tuhnucej zliatiny.



Obr. 17 Vplyv vlastností formy a zliatiny na hrúbku zóny tuhnutia

Vplyv uvedených vlastností zliatiny a zlievarenskej formy na hrúbku zóny tuhnutia pri rovnakom intervale tuhnutia je znázornený na obr. 17. Odliatok s rovnakými rozmermi odliaty do kovovej formy s vysokými hodnotami akumulácie a tepelnej vodivosti bude mať v dôsledku vyššieho tepelného spádu jemnejšiu štruktúru a väčšiu zónu stĺpcovitých zŕn než odliatok z tej istej zliatiny po odliatí do pieskovej formy (obr. 17a). Vplyv rozdielnej tepelnej vodivosti zliatiny (obr. 17b)

dobre dokumentuje porovnanie hrúbky zóny tuhnutia v odliatkoch z bronzu a ocele s rovnakými intervalmi tuhnutia. Dôsledkom podstatne vyššej tepelnej vodivosti bronzu bude tepelný spád v odliatku malý a zóna tuhnutia bude hrubšia než u ocele. Vysokolegované ocele, napr. antikoročné, s veľmi nízkou tepelnou vodivosťou tuhnú s tenkou zónou tuhnutia, a sú preto náchylné na transkryštalizáciu. Situácia na obr. obr. 17c vyjadruje skutočnosť, že množstvo tepla odvádzaného stenou formy, ktoré určuje teplotný gradient, je priamo úmerné rozdielu medzi teplotami na povrchu formy a v tavenine.

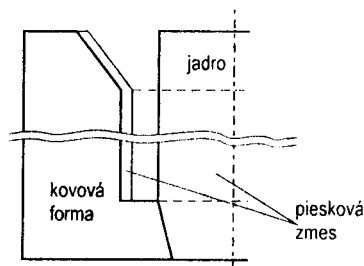
Negatívne znaky liateho materiálu ako rôzne typy zónovej segregácie, mikrosegregácia, tvorba mikrostiahnutí, medzidendritická a osová pórovitosť sa zvyrazňujú s rastúcim prierezom a objemom tuhnucej taveniny. Platí to nielen pre odliatky, ale aj pre liate polotovary určené na hutnícke spracovanie, kde sú tieto znaky liateho materiálu výraznejšie vzhľadom na väčšie objemy tuhnucej taveniny.

3.3.3 VYUŽITIE VLASTNOSTÍ FORMY PRI TUHNUTÍ ODLIATKOV

Vplyv fyzikálnych vlastností zlievarenskej formy na výmenu tepla v odliatku sa v zlievarenstve často využíva na cielené riadenie procesu tuhnutia alebo obmedzenie vzniku väd odliatkov, ako to dokumentujú niektoré príklady z praxe.

Pri výrobe odliatkov zo zliatin s veľkými rozdielmi teplôt likvidu a hustoty základných zložiek, ako napr. PbSn, CuPb, liatych do pieskových foriem dochádza v dôsledku pomalého chladnutia ku gravitačnej segregácii, keď olovo má tendenciu zhromažďovať sa v dolnej časti odliatkov, najmä hrubostenných. Ložiskové zliatiny PbSn a olovené bronzы s obsahom Pb > 4 hm.% sa preto odlievajú do kovových foriem, kde vysoká rýchlosť chladnutia zabráni segregácii olova.

Valce spaľovacích motorov z grafitických liatin sa často odlievajú na karuselových strojoch tzv. technológiou kokily s obkladom, ako je to znázornené na obr. 18. Na povrchu kovovej formy sa metódou Hot Box vyrobí niekoľko mm hrubá vrstva formovacej zmesi a po vložení jadra nasleduje odlievanie. Tenká vrstva pieskovej formovacej zmesi s nízkou tepelnou vodivosťou znižuje intenzitu odvodu tepla do kovovej formy a zaisťuje počas celej doby tuhnutia pomerne rovnomerné gradienty tuhnutia, pri ktorých sa v celom priereze vytvorí jemnozrnná grafitická liatina.



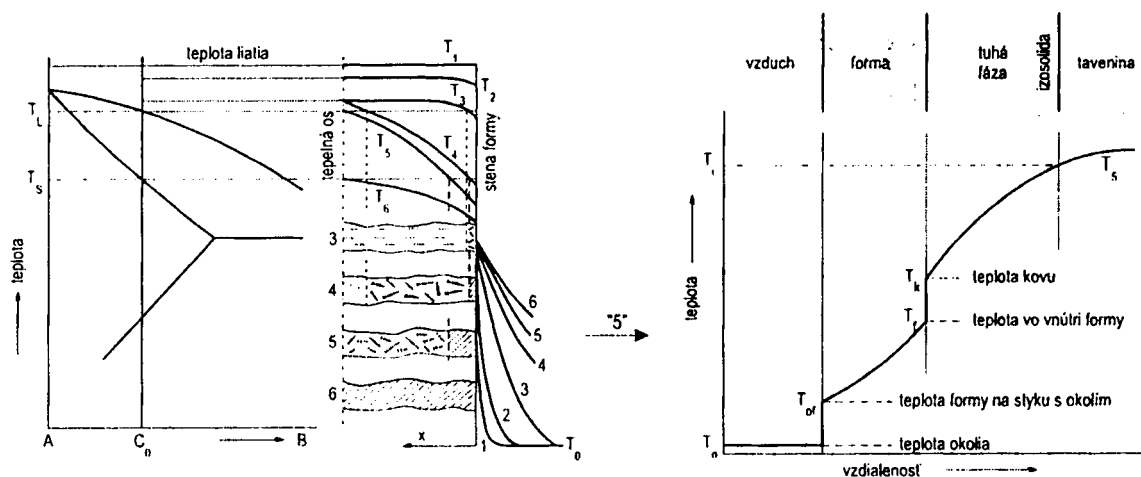
Obr. 18 Kovová forma s obkladom

procesom sa chladidlo stane integrálnou súčasťou funkčnej dutiny formy. Chladidlá sa využívajú na lokálne zvýšenie intenzity odvodu tepla z odliatku nielen s cieľom úpravy štruktúry v určených miestach, ale najväčší význam majú pri riadení rýchlosti tvorby tuhej fázy, t.j. postupu zóny tuhnutia s cieľom eliminovania tepelných uzlov v odliatkoch a zaistenia usmerneneho tuhnutia.

3.4 VÝPOČET DOBY TUHNUTIA ODLIATKU

Po naliatí taveniny do zlievarenskej formy okamžite začne výmena tepla medzi stenami formy a taveninou. Z taveniny je potrebné najskôr odviesť teplo prehriatia, aby na styku so stenou formy dosiahla teplotu, pri ktorej začne kryštalizácia. Potom sa začne uvoľňovať aj skupenské teplo, ktorého množstvo niekoľkonásobne prevyšuje teplo prehriatia. Pre ilustráciu napr. pri tuhnutí taveniny ocele (s merným teplom $c = 753 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$ a skupenským teplom $l = 272 \cdot 10^3 \text{ J.kg}^{-1}$) prehriatej o 100 K sa počas chladnutia na teplotu likvidu uvoľňuje teplo $7,53 \text{ kJ.kg}^{-1}$ a v priebehu tuhnutia medzi teplotami likvidu a solidu sa uvoľňuje teplo až 272 kJ.kg^{-1} . Podobná tepelná bilancia sprevádza aj tuhnutie iných zlievarenských zliatin a okrem veľmi krátkej doby po zaplnení formy závisí priebeh tuhnutia prakticky iba od uvoľňovaného skupenského tepla. Tepelný tok z odliatku do formy nie je ustálený a lokálna teplota vo všetkých prostrediach sa priebežne mení v závislosti od času.

Proces výmeny tepla prebieha teda nestacionárne a typické rozloženie teploty vo forme a odliatku počas tuhnutia je znázornené na obr. 19. Počas tuhnutia dochádza k výmene tepla v troch hlavných oblastiach, a to na styku formy s taveninou a neskôr s tuhou fázou, v prostredí formy a v samotnom objeme odliatku, v ktorom sa priebežne mení zastúpenie tekutej a tuhej fázy.



Obr. 19 Priebeh teploty vo forme a odliatku

Množstvo tepla Q (J), ktoré prestúpi za 1 sekundu z kovu do povrchu formy, určuje Newtonov vzťah:

$$Q = \alpha (T_k - T_f) P \quad (10)$$

kde $(T_k - T_f)$ je rozdiel teplôt v mieste styku kovu s formou (K),

α - súčiniteľ prestupu tepla medzi kovom a formou ($\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$),

P - plocha styku povrchu odliatku s formou (m^2).

Podobne sa vyráta množstvo tepla, ktoré prestúpi na konci ochladzovania z vonkajšieho povrchu formy do vzduchu. Toto teplo neovplyvňuje tepelnú bilanciu na počiatku tuhnutia a v závere chladnutia formy s odliatkom iba málo, a preto sa väčšinou pri výpočtoch neberie do úvahy.

Pri výmene tepla v telesách dochádza k vzniku tepelného spádu, ktorý sa mení súčasne v závislosti od času a vzdialenosti. Vzťah medzi gradientami teploty v závislosti od času ($\partial T / \partial \tau$) a gradientami teploty ∂T , ktoré sa vytvárajú na elementárnych úsekoch dĺžky v priestore s osami x , y a z , určuje Fourierova diferenciálna rovnica:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} \right) = a \Delta^2 T \quad (11)$$

kde a je súčiniteľ teplotnej vodivosti (tepelnej difuzivity) daného prostredia (m^2s^{-1}),
 Δ^2 - Laplaceov operátor.

Pri nestacionárnom procese výmeny tepla sa s prebiehajúcim časom v jednotlivých miestach prostredia mení teplota. Rýchlosť zmeny teploty je priamo úmerná tepelnej vodivosti prostredia λ a nepriamo úmerná schopnosti prostredia akumulovať teplo, vyjadrenej súčinom merného tepla c ($\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$) a hustoty daného prostredia ρ (kg.m^{-3}). Pre hodnotu teplotnej vodivosti (tepelnej difuzivity) a (m^2s^{-1}) platí:

$$a = \frac{\lambda}{c \rho} \quad (12)$$

Fourierova rovnica vychádza zo všeobecne platných fyzikálnych zákonitostí a platí pre modelové podmienky výmeny tepla. Pri výpočte chladnutia odliatku vo forme vyžaduje riešenie zohľadnenie vplyvu vnútorného pohybu v tavenine na výmenu tepla, tvaru a rozmerov formy a odliatku, zmien fyzikálnych vlastností ich prostredí počas chladnutia, vlastností styku odliatku s formou a pod. Matematické riešenie preto vyžaduje zostavenie vzťahov, ktoré rozšíria základné diferenciálne rovnice pre prostredia formy, taveniny a tuhej fázy o ďalšie závislosti formulujúce vplyv okrajových podmienok. Podľa stupňa a spôsobu zohľadnenia okrajových podmienok vzniklo mnoho metód výpočtu nazývaných podľa ich autorov. Vo väčšine prípadov sa výpočet zjednodušuje tým, že sa predpokladá šírenie tepla iba v jednom, preferovanom smere a vtedy má Laplaceov operátor iba 1 člen, napr.:

$$\frac{\partial T}{\partial \tau} = a \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (13)$$

Aj pri riešení jednosmernej výmeny tepla je nevyhnutné prijať ďalšie zjednodušujúce predpoklady. Napr. pomerne prehľadný postup podľa Carslaw - Jaegera vychádza z predpokladov rovinného styku formy s odliatkom polonekonečných rozmerov, izotermického tuhnutia taveniny s konštantnými hodnotami fyzikálnych veličín, výmeny iba skupenského tepla, z konštantnej teploty styku formy s odliatkom a vychádza z odvodu tepla iba formou. Riešenie obecnej Fourierovej diferenciálnej rovnice (13) pre jednorozmerné tepelné pole vo forme treba hľadať v tvare:

$$T_x = A - B \cdot G \left(\frac{x}{2 \sqrt{a_f \tau}} \right) \quad (14)$$

Vzťah (14) dovoľuje určenie teploty T_x v kolmej vzdialenosti x od roviny styku odliatku s formou smerom do formy v závislosti od času τ , kde

A, B sú konštanty získané dosadením okrajových podmienok do rovnice (14),

G - Gaussov integrál chýb (funkcia *erf*),

a_f - súčiniteľ teplotnej vodivosti (tepelnej difuzivity) formy ($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$).

Ak $x = 0$, vtedy funkcia $\text{erf}(0) = 0$ ($G_0 = 0$) a teplota T_x zodpovedá teplote styku kovu s formou T_{st} , lebo druhý člen rovnice (14) má nulovú hodnotu a $A = T_{st}$. Vo veľkej hĺbke formy pod rovinou styku s odliatkom $x \rightarrow \infty$ teplota formy T_x bude zhodná s teplotou okolia T_0 , t.j. $T_x = T_0$. Pretože funkcia $\text{erf}(\infty) = 1$ ($G_\infty = 1$), hodnota konštanty B bude $B = T_{st} - T_0$. Po dosadení konštant A a B do rovnice (14) táto získa tvar, určujúci hodnotu teploty T_x vo forme v závislosti od doby τ a vzdialenosti x od povrchu formy do jej hĺbky:

$$T_x = T_{st} - (T_{st} - T_0) G \left(\frac{x}{2 \sqrt{a_f \tau}} \right) \quad \text{alebo} \quad \frac{T_x - T_{st}}{T_0 - T_{st}} = G \left(\frac{x}{2 \sqrt{a_f \tau}} \right) \quad (15)$$

V tomto štádiu sa výpočet dostáva do formálneho rozporu s Newtonovým vzťahom (10) pre pre-
stup tepla, lebo $T_k = T_f = T_{st}$, ktorý možno vylúčiť prijatím predpokladu, že medzi rovinami formy
a kovu, kde $x = 0$, existuje tenká medzivrstva, v ktorej prestupuje teplo vedením. Podmienky vý-
meny tepla a hustotu tepelného toku v tejto fiktívnej medzivrstve určuje Fourierov zákon pre ve-
denie tepla:

$$Q = \alpha (T_k - T_f) P = -\lambda \frac{\partial T}{\partial x} P \quad \text{resp.} \quad \frac{Q}{P} = -\lambda \frac{dT}{dx} = \frac{dQ}{d\tau} \quad (16)$$

kde λ je súčiniteľ tepelnej vodivosti medzivrstvy ($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$),

P - plocha styku kovu s formou (m^2).

Teplotu styku kovu s formou T_{st} môžeme podľa Berryho určiť za predpokladu, že samotné líce formy neakumuluje žiadne teplo, kedy množstvo tepla privádzaného z kovu na povrch formy sa rovná množstvu tepla odvádzaného formou, pričom platí:

$$T_{st} = \frac{T_{str} b_k + T_0 b_f}{b_k + b_f} \quad (17)$$

kde T_{str} je stredná teplota kovu medzi teplotou liatia a teplotou kryštalizácie, v prípade tuhnutia neprehriatej taveniny $T_{str} = T_{kr}$ (K),

T_0 - počiatočná teplota formy (K),

b_k - súčiniteľ tepelnej akumulácie kovu ($\text{W} \cdot \text{s}^{-1/2} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$),

b_f - súčiniteľ tepelnej akumulácie formy ($\text{W} \cdot \text{s}^{-1/2} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$).

Súčiniteľ tepelnej akumulácie kovu b_k vyjadruje termofyzikálne vlastnosti kovu akými sú množstvo akumulovaného merného a skupenského tepla v kove a schopnosť vnútornej výmeny tohto tepla v objeme kovu. Pre hodnotu b_k platí:

$$b_k = \sqrt{\lambda_k \rho \left(c_k + \frac{l}{T_{kr}} \right)} \quad (18)$$

kde λ_k je súčiniteľ tepelnej vodivosti kovu ($\text{W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$),

c_k - merné teplo kovu ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$),

l - merné skupenské teplo ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$),

T_{kr} - teplota kryštalizácie (K).

Súčiniteľ tepelnej akumulácie formy b_f vyjadruje schopnosť formy pohltiť teplo a odvádzat' ho do hĺbky formovacej zmesi. Pre hodnotu b_f so zohľadnením vzťahu (12) platí:

$$b_f = \frac{\lambda_f}{\sqrt{a_f}} = \frac{\lambda_f}{\sqrt{\frac{\lambda_f}{c_f \rho_f}}} = \sqrt{\rho_f \lambda_f c_f} \quad (19)$$

kde λ_f je súčiniteľ tepelnej vodivosti materiálu formy ($\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$),
 a_f - súčiniteľ teplotnej vodivosti, t.j. tepelnej difuzivity formy ($\text{m}^2\cdot\text{s}^{-1}$),
 c_f - merné teplo materiálu formy ($\text{J}\cdot\text{kg}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$),
 ρ_f - hustota materiálu formy ($\text{kg}\cdot\text{m}^{-3}$).

Hodnoty súčiniteľa tepelnej akumulácie b_f najčastejšie používaných materiálov na výrobu foriem v rozsahu pracovných teplôt sú uvedené v tabuľke 1.

Tabuľka 1 *Hodnoty súčiniteľa tepelnej akumulácie b_f rôznych materiálov foriem*

Materiál formy	Rozsah teplôt (°C)	Súčiniteľ tepelnej akumulácie b_f ($\text{W}\cdot\text{s}^{1/2}\cdot\text{m}^{-2}\cdot\text{K}^{-1}$)
bentonitová zmes na surovo (3 - 4% vody)	20 - 1500	1500 až 1600
CT zmes	20 - 1500	1500 až 1550
SiO_2 + živичné spojivo	20 - 1500	1000 až 1100
sivá liatina	100 - 1200	13500 až 14500

Deriváciou rovnice formulujúcej priebeh teploty vo forme (15) podľa x pre $x=0$ dostaneme podľa Fleminga vzťah pre rýchlosť odvodu tepla, vychádzajúci z Fourierovho zákona:

$$\frac{dQ}{d\tau} = -\lambda_f \frac{\partial \tau}{\partial x} = -\lambda_f \frac{(T_{st} - T_0)}{\sqrt{\pi a_f \tau}} \quad (20)$$

Celkové množstvo tepla, ktoré prejde 1 m^2 plochy styku formy s kovom po dobu τ dostaneme integráciou rovnice (20) a zavedením rovnice (14):

$$Q = \frac{\lambda_f}{\sqrt{\pi a_f}} (T_{st} - T_0) \int_0^\tau \frac{d\tau}{\sqrt{\tau}} = \frac{2 \lambda_f (T_{st} - T_0)}{\sqrt{\pi a_f}} \sqrt{\tau} = \frac{2 b_f (T_{st} - T_0)}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\tau} \quad (21)$$

V poslednom výraze na pravej strane vzťahu (21) je súčiniteľ a , nahradený podľa rovnice (19) lineárne závislým, obvykle používaným súčiniteľom tepelnej akumulácie formy b_f .

Riešenie podľa Carslaw - Jaegera je založené na predpoklade, že počas celej doby tuhnutia budú mať teplota v mieste styku kovu s formou a teplota taveniny konštantné hodnoty. Podmienka konštantnej teploty kovu, teda tuhej a tekutej fázy, je síce splnená pri izotermickom tuhnutí neprehriatej taveniny, teda napr. tavenín technicky čistých kovov a eutektických zliatin, ale odlievanie s nulovou hodnotou prehriatia je technicky nerealizovateľné. Po naliatí prehriatej taveniny do formy, jej steny najskôr musia odvieť teplo prehriatia a tuhnutie začne až keď teplota na styku formy dosiahne teplotu kryštalizácie $T_{st} = T_{kr}$. Pri ďalšom tuhnutí bude hodnota T_{st} mierne klesať dôsledkom tepelného spádu spôsobeného prestupom tepla stuhnutým kovem. Pri odlievaní do pieskových foriem s tepelnou vodivosťou okolo $1 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ bude tepelný spád v stuhnutom kove s 50 až 300 násobne vyššou tepelnou vodivosťou zanedbateľný a teplotu $T_{st} = T_{kr}$ môžeme pokladať za konštantnú. Zliatina s intervalom tuhnutia poskytne odlišné okrajové podmienky. Tuhnutie začne, keď $T_{st} = T_L - \Delta T$, teda hodnota T_S sa bude meniť v intervale $T_L - \Delta T$ až $T_S - \Delta T$. Ak zoberieme do úvahy, že prevažná väčšina taveniny stuhne stacionárne potom stredná hodnota teploty T_{st} bude blízka teplote solidu $T_S \doteq T_{st}$, čím sa tiež splní s uspokojivou presnosťou táto východisková podmienka pre platnosť vzťahu (21). Z celkového množstva akumulovaného tepla, ktoré forme odovzdá prehriata tavenina kým úplne nestuhne, predstavuje teplo prehriatia iba 2 až 4% a preto po začatí tuhnutia jeho vplyv na okrajové podmienky a veličiny vo vzťahu (21) je možné zanedbať.

Množstvo tepla odvedené formou z kovu na ploche styku 1 m^2 počas doby τ , určené vzťahom (21), bude zhodné s množstvom tepla uvoľneným v priebehu tuhnutia prehriatej taveniny, z ktorej sa za dobu τ vytvorí vrstva stuhnutého kovu o hrúbke x :

$$Q = x \rho [l + c (T_{liatia} - T_L)] = \frac{2 b_f (T_S - T_0)}{\sqrt{\pi}} \sqrt{\tau} \quad (22)$$

Zo vzťahu (22) je možné vyjadriť závislosť medzi hrúbkou stuhnutej vrstvy x a časom τ potrebným na jej vytvorenie:

$$x = \frac{2 b_f (T_s - T_0)}{\sqrt{\pi} \rho [l + c (T_{liatia} - T_l)]} \sqrt{\tau} = k \sqrt{\tau} \quad (23)$$

Medzi hrúbkou stuhnutej vrstvy x a časom τ je parabolická závislosť (tzv. parabolický zákon tuhnutia), kde k ($\text{m} \cdot \text{s}^{-1/2}$) je súčiniteľ tuhnutia:

$$k = \frac{2 b_f (T_s - T_0)}{\sqrt{\pi} \rho [l + c (T_{liatia} - T_l)]} \quad (24)$$

kde b_f je súčiniteľ tepelnej akumulácie formy ($\text{W} \cdot \text{s}^{1/2} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-1}$),

T_s - teplota solidu zliatiny (K),

T_0 - počiatočná teplota formy (K),

T_l - teplota likvidu taveniny (K),

ρ - hustota taveniny ($\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$),

c - merné teplo taveniny ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$),

l - merné skupenské teplo zliatiny ($\text{J} \cdot \text{kg}^{-1}$).

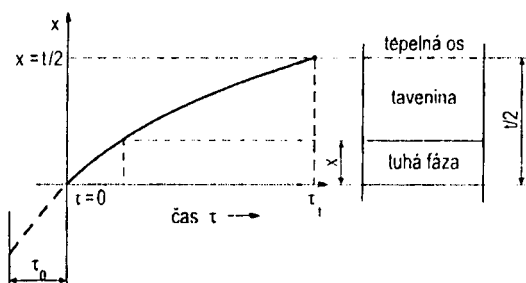
Vzťah (23) s ohľadom na spôsob určenia okrajových podmienok možno označiť za semiempirický. Dovoľuje veľmi presne určiť priebeh tuhnutia v rovinných stenách (ktorých šírka a dĺžka sú mnohonásobne väčšie než hrúbka) odliatkov liatych do pieskových foriem. Tuhnutie odliatkov prebieha v pomerne úzkom teplotnom intervale a počas pomerne krátkej doby tuhnutia sa hodnoty veličín z okrajových podmienok menia iba veľmi málo, a preto ich vplyv na presnosť výpočtu bude nepatrný. Podstatne väčšie chyby sú spravidla spôsobené zavedením nepresných hodnôt fyzikálnych vlastností materiálov odliatku a formy, ktorých tabuľkové hodnoty majú široké tolerancie, alebo nepresným určením teploty liatia. Presnosť výpočtu je vyššia v prípade zliatin na báze Cu a Al s vyššou tepelnou vodivosťou než u zliatin na báze Fe, najmä antikoročných a iných ocelí s veľmi nízkou tepelnou vodivosťou, kde sa v priebehu tuhnutia už citeľne menia okrajové podmienky. Podľa skúseností zo zlievarenskej praxe je vzťah (23) s uspokojivou presnosťou použiteľný i pre liatie do kovových foriem, kde dochádza k odlišnému spôsobu prestupu tepla, a to podľa Newtonovho vzťahu.

Ak pri tuhnutí odliatku dochádza k výmene tepla vo viacerých smeroch, alebo ak materiál formy má vysokú tepelnú vodivosť a zmenia sa podmienky výmeny tepla vo forme a v kove, vtedy sa zmenia aj okrajové podmienky, na základe ktorých sa určuje hodnota súčiniteľa tuhnutia. Pre súčiniteľ tuhnutia k zahraničná literatúra často používa termín konštanta tuhnutia, čo nie je z formálneho hľadiska správne, lebo sa čiastočne mení s teplotou a hodnoty k môžu byť odlišné aj v rôznych miestach toho istého odliatku, ak je tvorený takými geometrickými útvarmi, u ktorých dochádza k výmene tepla vo viacerých smeroch. Vzťahy pre výpočet k v literatúre sa od (24) často odlišujú, čo je dané spôsobom určenia okrajových podmienok inými autormi. V tabuľke 2 sú uvedené hodnoty súčiniteľa tuhnutia k pre najčastejšie používané materiály odliatkov a foriem.

Tabuľka 2

Hodnoty súčiniteľa tuhnutia k pre niektoré materiály odliatkov a foriem

Materiál odliatku	Forma	súčiniteľ tuhnutia k ($\text{m.s}^{-1/2}$)
grafitické liatiny	piesková	$0,6 \text{ až } 0,7 \cdot 10^{-3}$
biela liatina	piesková liatinová kokila	$0,6 \text{ až } 0,7 \cdot 10^{-3}$ $2,5 \text{ až } 2,8 \cdot 10^{-3}$
ocel'	piesková liatinová kokila	$0,9 \text{ až } 1,1 \cdot 10^{-3}$ $3,2 \text{ až } 3,5 \cdot 10^{-3}$
Al-zliatiny	piesková liatinová kokila	$0,8 \text{ až } 0,9 \cdot 10^{-3}$ $3,5 \text{ až } 4,0 \cdot 10^{-3}$
mosadz	piesková liatinová kokila	$1,0 \text{ až } 1,1 \cdot 10^{-3}$ $4,5 \text{ až } 5,0 \cdot 10^{-3}$
Cu	piesková	$1,1 \text{ až } 1,2 \cdot 10^{-3}$
bronz	piesková	$0,7 \text{ až } 0,8 \cdot 10^{-3}$



Obr. 20 Závislosť hrúbky stuhnutého kovu od času

Na obr. 20 je znázornená typická závislosť hrúbky stuhnutého kovu x od času τ . Dobu τ_0 potrebnú na odvedenie tepla prehriatia môžeme vyrátať na základe vzťahu (20) a bilancie medzi teplom prehriatia a teplom, ktoré odvádza forma. Vzhľadom na malý podiel tepla prehriatia na celkovom akumulovanom teple v tavenine, bude sa hod-

nota τ_0 s rastúcou vzdialenosťou od vtokovej sústavy výrazne znižovať a literatúra preto udáva pre výpočet doby τ_0 prevažne empirické vzťahy. Od okamihu, keď sa v čase τ_0 od zaplnenia formy začne tvoriť tuhá fáza, jej hrúbka x sa parabolicky (lineárne s odmocninou času) zväčšuje. V čase τ_t , ktorý sa označuje ako *doba tuhnutia*, sa stretnú proti sebe postupujúce izosolidy v strede steny s hrúbkou t a $x = t/2$:

$$x = \frac{t}{2} = k \sqrt{\tau_t} \quad (25)$$

3.4.1 MODUL ODLIATKU

Chvorinov zistil, že odliatky rôzneho tvaru vyrobené v rovnakej forme stuhnú rovnako rýchlo, ak majú rovnakú hodnotu pomeru medzi ich objemom V a povrchom P . Tento pomer zaviedol do výpočtov ako kritériálnu veličinu, pre ktorú súčasná literatúra používa termín *modul*, keď $M = V/P$. Pri tuhnutí dosky s hrúbkou t , ktorej šírka b a dĺžka l sú viac než päťnásobne väčšie než hrúbka t (pokladáme ju za tzv. *polonekonečné teleso*), môžeme zanedbať odvod tepla jej čelami a hodnota modulu M bude:

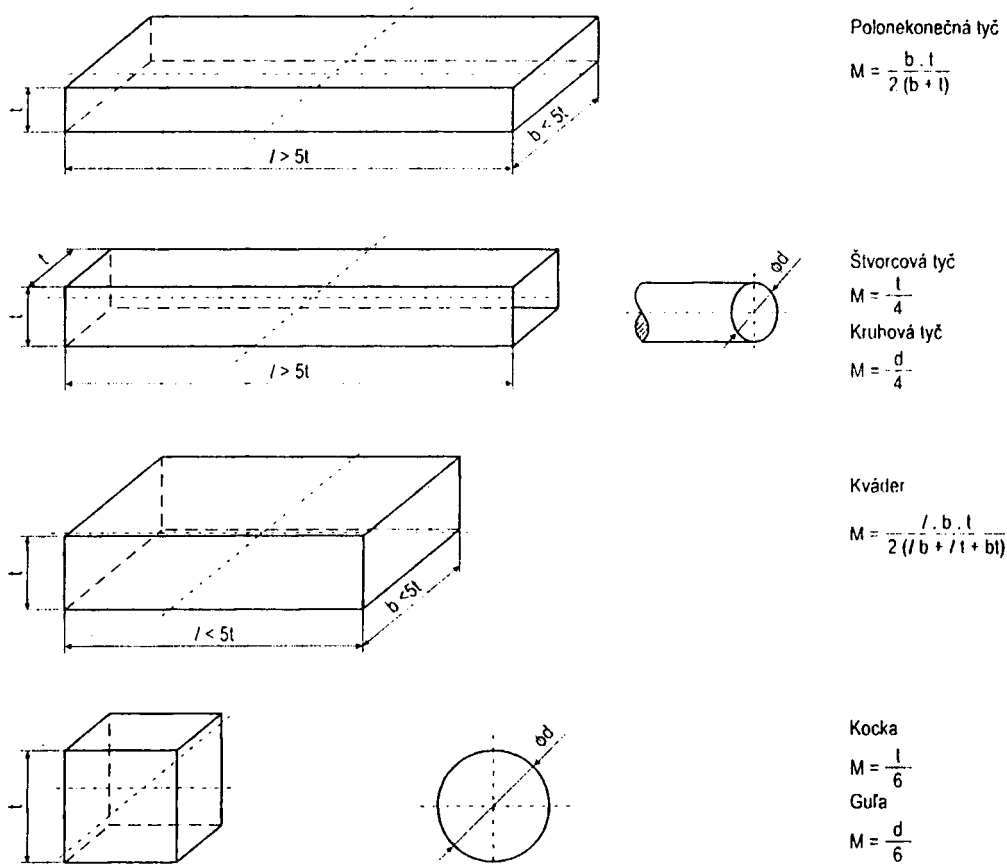
$$\frac{V}{P} = \frac{b l t}{2 b l} = \frac{t}{2} = M = k \sqrt{\tau_t} \quad (26)$$

Zo vzťahu (26) vyplýva ako sa dá využiť modul pri posudzovaní rýchlosti tuhnutia odliatkov alebo ich častí s rôznymi hodnotami modulu:

$$\tau_t = \left(\frac{M}{k} \right)^2; \quad \frac{M_1}{M_2} = \sqrt{\frac{\tau_1}{\tau_2}}; \quad \left(\frac{M_1}{M_2} \right)^2 = \frac{\tau_1}{\tau_2}$$

Zavedenie veličiny modulu do výpočtu doby tuhnutia, vychádzajúceho z modelových podmienok s jednosmerným odvodom tepla, rozširuje použiteľnosť vzťahu (23) aj pre konkrétne odliatky obecného geometrického tvaru. Spôsob určenia hodnoty modulu pre iné geometrické telesá je

uvedený na obr. 21.



Obr. 21 Určenie modulu základných geometrických útvarov

Presnosť výpočtu je podmienená tým, aby výmena tepla prebiehala kolmo na plochu styku formy s kovom, a to v rovine alebo radiálne, kedy sa nemení hodnota súčiniteľa tuhnutia k , čo je u odliatkov splnené vo väčšine ich objemu. Ak sa v odliatku uplatňuje odvod tepla vo viacerých smeroch (hrany, prechody stien rôznej hrúbky a pod.), zmenia sa okrajové podmienky, pri ktorých platí vzťah (23) a hodnota súčiniteľa k v týchto miestach bude odlišná. Chyba pri určovaní doby tuhnutia sa preto zväčšuje s počtom takýchto miest, teda s členitosťou odliatku.

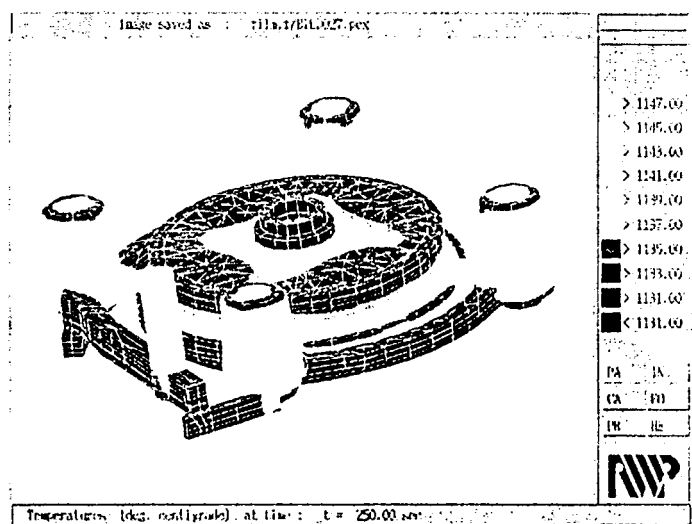
Odliatok je spravidla objekt tvorený rôznymi geometrickými telesami s konkrétnymi hodnotami modulu M . Už na základe hodnôt modulov získa technolog informáciu o priebehu tuhnutia v celom priereze odliatku a prípadnom výskyte tepelných uzlov. Na základe poznania doby tuhnutia v jednotlivých častiach a časovej závislosti hrúbky tuhej fázy môže určiť miesta výskytu a množs-

tvá taveniny, ktorá stuhne bez možnosti dopĺňania objemových strát skupenskej premeny. Výpočet doby tuhnutia a využitie funkcií modulu patrí k základným činnostiam technológa pri technickej príprave výroby odliatkov, kedy sa navrhuje spôsob výroby formy, náliatkovanie alebo iný spôsob eliminovania javov sťahovania.

Pri ďalšom ochladzovaní stuhnutého odliatku pod teplotou solidu sa síce uvoľňuje iba merné teplo, ale priebežne sa menia okrajové podmienky, čím sa výpočet teplotného poľa stáva mimoriadne matematicky náročným. Z literatúry sú známe mnohé postupy výpočtu, ktoré sa líšia spôsobom zohľadnenia a voľby okrajových podmienok. Okrem exaktných analytických metód sú známe aj semiempirické a empirické metódy výpočtu, ktoré sú podstatne menej náročné na matematický aparát a pritom poskytujú dostatočne presné výsledky pre bežnú prax.

3.4.2 POČÍTAČOVÁ SIMULÁCIA PRIEBEHU TUHNUTIA

Kvalitatívny zvrat priniesla výpočtová technika so špecializovanými softwarovými produktami určenými pre zlievarenstvo. Pri výpočte tzv. metódou konečných prvkov sa objemy formy a surového odliatku (s vtokovou sústavou, náliatkami, výfukmi) rozdelia sieťou na elementárne objekty a v každom z nich sa individuálne rieši výmena tepla vo všetkých smeroch medzi susediacimi objektami. Do základných matematických vzťahov pre výmenu tepla sa priebežne dosadzujú hodnoty fyzikálnych vlastností prostredia formy a odliatku tak ako sa menia s teplotou a čiastkové výsledky sa porovnávajú s okrajovými podmienkami. Pretože výpočet je založený na matematickom sformulovaní fyzikálnych podmienok procesu tuhnutia a ochladzovania odliatku vo forme, takýto spôsob zisťovania parametrov tuhnutia sa označuje termínom počítačová simulácia. Východiskovým výsledkom riešenia je súbor hodnôt teploty a času v jednotlivých elementárnych objektoch siete, teda informácie o tom, aká bude teplota v ľubovoľnom mieste odliatku alebo formy v zvolenom čase, ktorý uplynul od začiatku liatia. Rozloženie teploty v odliatku počas jeho tuhnutia a ochladzovania môžeme graficky znázorniť izotermami, ktoré sú spojnicami bodov s rovnakou teplotou a takto určiť teplotné pole v odliatku a forme. Teplotné pole odliatku brzdového bubna zo sivej liatiny odliateho do pieskovej formy v čase 250 sekúnd po odliatí určené simulačným programom SIMTEC je uvedené na obr. 22.



Obr. 22 Teplotné pole odliatku brzdového bubna zo sivej liatiny v čase $t=250$ sek. po odliatí

skytuje informáciu o tom, aké sú v ľubovoľnom mieste a čase hodnoty teplotných gradientov. Tieto určujú v intervale medzi teplotami likvidu a solidu spôsob tuhnutia, vlastnosti dvojfázovej zóny, a tým i morfológiu primárnej štruktúry odliatku.

Pod teplotou solidu dochádza k určitému vyžihaniu stuhnutého kovu a u niektorých materiálov dochádza k prekryštalizácii, kde potom hodnota gradientov teploty určuje typ a morfológiu sekundárnej štruktúry. U ocelí závisí od rýchlosti ochladzovania nielen morfológia sekundárnej štruktúry, ale aj typ produktov prekryštalizácie, napr. či sa vytvorí perlit, bainit, martenzit a pod. Takto získané údaje o morfológii primárnej štruktúry a jej tepelnom ovplyvnení pri ochladzovaní porovná software s databázovými údajmi pre danú zliatinu a určí orientačné hodnoty mechanických vlastností materiálu odliatku v jeho jednotlivých častiach.

Špičkové softwary pre zlievarenstvo sú vybavené aj ďalšími programovými blokmi, a to na simuláciu procesu plnenia zlievarenskej formy a analýzu vnútorných napätí v odliatku. Pri tuhnutí a nerovnomernom ochladzovaní odliatku dochádza k miestnym objemovým zmenám a v ich dôsledku k vzniku vnútorných napätí. Na základe fyzikálnych vlastností materiálu odliatku z databázy softwaru a vypočítaných hodnôt vnútorného napätia v jednotlivých miestach odliatku, program počas celého priebehu ochladzovania priebežne určuje či dôjde k pružnej alebo plastickej deformácii, prípadne až k porušeniu celistvosti. Nakoniec poskytne informáciu o veľkosti zvyškových napätí vo vychladnutom odliatku. Simulácia procesu plnenia formy súčasne zohľadňuje hydrau-

lizotermy s teplotou likvidu, za kreslené v rôznych časových intervaloch zodpovedajú líniám izolikvid, ktoré ohraničujú okolitú oblasť voľnej taveniny. Do-
voľujú priebežne počas tuhnutia posudzovať možnosti dopĺňania objemových strát a prípadne zis-
tiť stav, kedy izolikvidy pri svo-
jom postupe uzatvoria v tepel-
nom uzle taveninu. Časový prie-
beh tuhnutia a ochladzovania
odliatku pod teplotou solidu po-

lické pomery vo vtokovej sústave a odliatku, podmienky výmeny tepla, fyzikálne a technologické vlastnosti sústavy formovania zmes - tavenina počas celého priebehu odlievania. Dovoľuje predikovať riziko nezatečenia celého objemu odliatku, ktoré potom technolog musí odstrániť úpravou vtokovej sústavy.

Z uvedenej charakteristiky súčasných špičkových softwarových produktov na simuláciu zlievarenských procesov (ako napr. SIMULOR, MAGMASOFT, SIMTEC a pod.) vyplýva, že sú určené na otestovanie vopred navrhnutého odliatku s vtokovou sústavou, náliatkami a výfukmi v konkrétnej zlievarenskej forme. Ich najvýznamnejším prínosom pre technickú prípravu výroby odliatkov je možnosť veľmi spoľahlivej predikcie výskytu chýb odliatkov. V zlievarenskej praxi sa využívajú aj softwary určené na priamy výpočet vtokových sústav a náliatkovania, u ktorých spoľahlivosť návrhu závisí od rozsahu databázových údajov a použitej metodiky výpočtu.

3.5 OBJEMOVÉ ZMENY PRI TUHNUTÍ ODLIATKOV A ICH DÔSLEDKY

Po zaplnení formy prehriatou taveninou sa táto začne ochladzovať a zmrašťovať. Počas ochladzovania z teploty liatia na teplotu kryštalizácie T_{kr} sa pôvodný objem taveniny V_0 zmenší o hodnotu ΔV_p , keď platí:

$$\Delta V_p = \alpha_p (T_{liatia} - T_{kr}) V_0 \quad (27)$$

kde α_p - súčiniteľ objemového zmraštenia taveniny (K^{-1}).

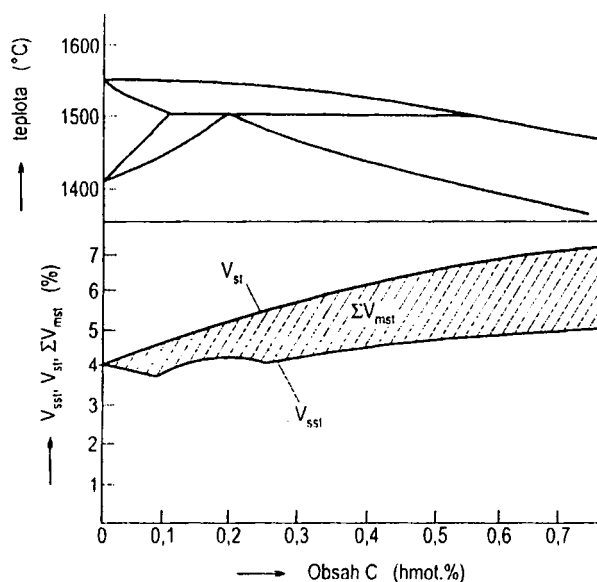
Hodnota súčiniteľa α_p liatin je $\alpha_p = 0,00011 K^{-1}$ (0,011%) a ocele s obsahom C=0,3% je $\alpha_p = 0,00016 K^{-1}$.

K ďalšej objemovej zmene dochádza pri skupenskej premene $L \rightarrow S$, t.j. pri prechode z tekutého do tuhého stavu. U väčšiny technických kovových zliatin dochádza k výraznému zmenšeniu objemu, ktorý je spôsobený tým, že pri tuhnutí vytvoria atómy pravidelné kryštalické úvary s menšími medziatómovými vzdialenosťami než boli v tavenine. Výnimkou sú zliatiny s vysokým obsahom Bi (Woodov kov) a grafitické liatiny. Pri tuhnutí grafitických liatin sa uplatňujú dva protichodné faktory. Kryštalizácia grafitu je sprevádzaná zväčšením objemu tuhej fázy a naopak, kryštalizácia

austenitu tvoriaceho maticu zmenšováním objemu. Hustota tuhej fázy tvorenej zmesou austenitu a grafitu sa počas tuhnutia bude meniť v závislosti od okamžitého množstva vykryštalizovaného grafitu. Pôvodný objem taveniny technických kovových zliatin na báze Cu, Al, Mg, Zn a Fe (okrem liatin) sa po premene na tuhú fázu zmenší o 3 až 7% ($\Delta V_t = \varepsilon_t V_0$) a určuje ho *súčiniteľ objemového transformačného zmraštenia* ε_t . Celkový úbytok objemu taveniny ΔV_c , ku ktorému dôjde od teploty liatia až po úplné stuhnutie odliatku, bude súčtom $\Delta V_p + \Delta V_t$:

$$\Delta V_c = \Delta V_p + \Delta V_t = V_0 [\alpha_t (T_{liatia} - T_{kr}) + \varepsilon_t] \quad (28)$$

Celkový úbytok objemu sa prejaví vznikom mikrostiahnutí (pórovitosti kryštálovej, na hraniciach zrn a v tepelnej osi odliatku) a tzv. sústredených stiahnutí (jednej alebo viacerých), ktoré sa vytvoria v tepelných uzloch odliatku alebo náliatkoch. Podiel mikrostiahnutí na celkovom úbytku ΔV_c závisí hlavne od hrúbky dvojfázovej zóny tuhnutia, ktorá závisí od intervalu tuhnutia, teda od rozdielu teplôt likvidu a solidu. Vplyv intervalu tuhnutia na podiel objemu mikrostiahnutí ΔV_{mst} a sústredenej stiahnutiny V_{sst} na celkovom úbytku objemu pri tuhnutí V_{st} ($V_{st} = \Delta V_c$) v systéme Fe-C je schematicky znázornený na obr. 23.



Obr. 23 Vplyv intervalu tuhnutia na podiel objemu sústredenej stiahnutiny a mikrostiahnutí

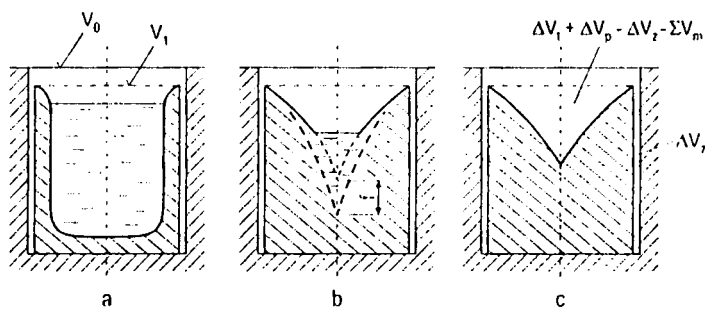
Objem mikrostiahnutí závisí aj od ďalších faktorov, akými sú spôsob tuhnutia, t.j. či prebieha endogénne alebo exogénne, metalurgické vlastnosti taveniny, rýchlosť chladnutia, filtrácia v zóne tuhnutia, pôsobenie metalostatického tlaku alebo vonkajšieho tlaku, prítomnosť vibrácií a pod. Citlivosť procesu tuhnutia na vonkajšie vplyvy dobre dokumentuje poznatok z praxe, že v odlievkoch tuhúcich v tesnej blízkosti striasacích formovacích strojov, teda za pôsobenia vibrácií, je zreteľne menší výskyt *riedení* (termín pre pórovité

oblasti v odliatku) než v rovnakých odlievkoch tuhúcich bez pôsobenia vibrácií.

Tvorbe mikrostiahnutí v odliatkoch je možné takmer úplne zabrániť pri tzv. liatí s kryštalizáciou na pôsobenia vysokého tlaku >150 MPa (obvykle 250 až 600 MPa), ktorý uzatvorí póry. Úplnému uzatvoreniu pórov bránia sily povrchového napätia a plyny. V póroch nie je vákuum, lebo v taveninách technických kovových materiálov sú vždy rozpustené plyny, najmä N_2 a H_2 , ktorých rozpustnosť v tuhej fáze sa podstatne znižuje a pri tuhnutí z presýteného tuhého roztoku difundujú do tvoriacich sa pórov. Pôsobenie tlaku >150 MPa síce zväčší rozpustnosť plynov v tuhej fáze, ale časť plynov sa pri tuhnutí vylúči a vytvorí sa póry. Hodnoty tlaku >150 MPa prekračujú medzi pevnosti technických kovových materiálov tesne pod teplotou solidu, a preto pri vhodnom usporiadaní sústavy odliatok - forma - tlačný element je možné úplne zabrániť tvorbe sústredených stiahnutí tak, že úbytok objemu sa priebežne dopĺňa taveninou. Liatie s kryštalizáciou za pôsobenia tlaku vyžaduje mimoriadne náročné, drahé technologické zariadenie, a preto sa v praxi využíva iba veľmi zriedka, napr. pri výrobe odliatkov z farebných kovov pre vysokotlakové hydraulické mechanizmy.

Tvorbe mikrostiahnutí ako aj sústredených stiahnutí nie je možné pri bežných technológiách liatia zabrániť. V zlievarenskej praxi sa pre dopĺňanie objemových strát tuhnutia používa termín *dosadzovanie* taveniny. Dosadzovanie taveniny v dolnej časti odliatku mierne zlepšuje metalostatický tlak 10 až 100 kPa, daný hĺbkou taveniny pod hladinou vo vtokovej jamke, ale tento tlak prakticky neovplyvní tvorbu mikrostiahnutí. Tvorbe sústredených stiahnutí v odliatku je možné zabrániť tak, že úbytok objemu sa v jeho priestore priebežne dopĺňa taveninou alebo situovaním stiahnutiny do náliatku. Pritom treba dodržať pravidlo tzv. usmerneneho tuhnutia, pri ktorom po celú dobu tuhnutia odliatku medzi izosolidami zostáva voľný priestor pre dosadzovanie taveniny, nahrádzajúcej objemový úbytok z náliatku alebo vtokovej sústavy.

Mechanizmus tvorby sústredenej stiahnutiny v odliatku bude dokumentovaný na modelovom príklade tuhnutia hranatého odliatku, ktorý je znázornený na obr. 24. Stiahnutina začína vznikať, keď na povrchu formy stuhne tenká súvislá vrstva kovu, ktorá oddelí taveninu od formy. Úbytok objemu $\Delta V_c = \Delta V_p + \Delta V_f$ sa prejaví poklesom hladiny a zmraštenie stuhnutého kovu sa prejaví jeho oddialením od steny formy, ako to znázorňuje obr. 24a. Pri tuhnutí taveniny a ochladzovaní stuhnutého kovu sa uplatňujú dva protichodné vplyvy na objem tvoriacej sa stiahnutiny. Ochladzovanie prehriatej taveniny a rast vrstvy stuhnutého kovu je sprevádzané úbytkom objemu $\Delta V_c = \Delta V_p + \Delta V_f$, čo sa prejavuje poklesom hladiny taveniny.



Obr. 24 Tvorba sústredenej stiahnutiny

Pri ochladzovaní vrstvy stuhnutého kovu pod teplotu solidu dochádza k jeho zmrašťovaniu, čo sa prejaví zmenšením rozmerov priestoru s taveninou a jej hladina sa dvíha.

Po ochladení veľmi tenkej vrstvy stuhnutého kovu v od-

liatku tvaru kocky s východiskovu dĺžkou strán t_0 z teploty solidu T_s na teplotu T_1 sa všetky povrchové útvary zmenšia (zmrašťia) o hodnotu Δt a budú mať rozmery t_1 , keď platí:

$$\begin{aligned}\Delta t &= t_0 \alpha_l (T_s - T_1) \\ t_1 &= t_0 [1 - \alpha_l (T_s - T_1)]\end{aligned}\quad (29)$$

kde α_l je súčiniteľ lineárneho zmraštenia (súčiniteľ tepelnej rozťažnosti) stuhnutého kovu (K^{-1}).

Objem kocky sa pritom zmenší z pôvodnej hodnoty $V_0 = t_0^3$ na $V_1 = t_1^3$, keď

$$\begin{aligned}V_1 &= t_1^3 = t_0^3 [1 - \alpha_l (T_s - T_1)]^3 = \\ &= t_0^3 [1 - 3\alpha_l (T_s - T_1) + 3\alpha_l^2 (T_s - T_1)^2 - 3\alpha_l^3 (T_s - T_1)^3] = \\ &\doteq t_0^3 [1 - 3\alpha_l (T_s - T_1)] = t_0^3 [1 - \alpha_v (T_s - T_1)]\end{aligned}\quad (30)$$

kde α_v je súčiniteľ objemového zmraštenia tuhej fázy $\alpha_v \doteq 3\alpha_l$ (K^{-1}).

Hodnoty súčiniteľa lineárneho zmraštenia α_l technických kovových materiálov sa pohybujú v rozmedzí od $0,8 \cdot 10^{-6}$ (Invar) do $39 \cdot 10^{-6}$ (zinok), a preto členy s α_l^2 a α_l^3 je možné zanedbať. Tabuľkové hodnoty súčiniteľov lineárneho a objemového zmraštenia sú tiež v pomere 1:3. Úbytok objemu kocky spôsobený zmrašťovaním $\Delta V_z = V_0 - V_1$ predstavuje objem taveniny, ktorú nie je potrebné do odliatku dodať, teda o hodnotu ΔV_z sa zmenší objem stiahnutiny. Pri ďalšom tuhnutí klesá tep-

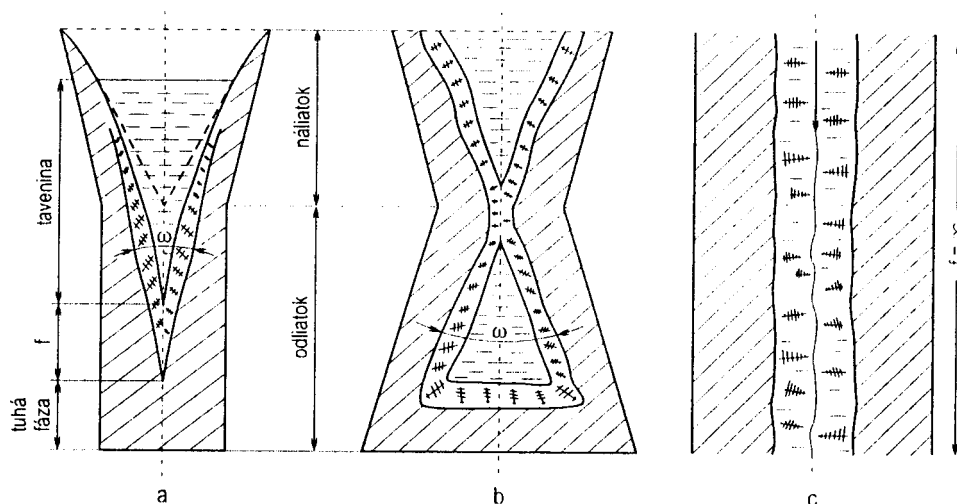
lota povrchu odliatku a zmenšuje sa podiel taveniny (obr. 24b) až jej posledný zvyšok stuhne pod hrotom stiahnutiny (obr. 24c). Konečný objem sústredenej stiahnutiny V_s je daný úbytkom objemu ΔV_c , ktorý vznikol pri stuhnutí prehriatej taveniny zmenšením o objem mikrostiahnutí ΣV_{mst} a o úbytok objemu spôsobený zmraštením v okamihu ukončenia tuhnutia ΔV_z (priestor medzi dutinou formy a odliatkom):

$$V_s = \Delta V_c - \Sigma V_{mst} - \Delta V_z \quad (31)$$

Zmraštenie odliatku na konci tuhnutia závisí aj od vlastností formy a tvaru odliatku, keď napr. zmraštenie kovu okolo jadra zväčší priestor pre taveninu, a tým zväčší objem stiahnutiny natoľko, koľko dovoľí poddajnosť formovacej zmesi.

Ďalším faktorom, ktorý ovplyvňuje tvorbu mikrostiahnutí a sústredených stiahnutí, je filtrácia. Pri filtrácii dochádza v zóne tuhnutia k vzájomnej výmene odmiešanej a základnej taveniny a priaznivým dôsledkom je zníženie pórovitosti v zrnách a na ich hraniciach. Transport taveniny v zóne tuhnutia sa uplatňuje až do konca tuhnutia a filtrácia tak zaisťuje určité dosadzovanie taveniny (pri exogénnom tuhnutí viac, pri endogénnom menej) aj potom, keď sa stretnú izolikvidy. Množstvo dosadenej taveniny bude závisieť od uhla medzi zónami tuhnutia, lebo, ako je to vidieť na obr. 24b, pri malom uhle sa predĺži dráha filtrácie f a tiež od doby, počas ktorej sa filtráciou dopĺňa objemový úbytok tuhnutia. Význam doby tuhnutia, počas ktorej sa uplatňuje filtrácia, potvrdzujú aj poznatky z praxe. V hrubých stenách toho istého odliatku je menší výskyt pórovitosti (riedení) než v tenkých, kde tuhnutie prebieha rýchlejšie, hoci s tenšou zónou tuhnutia.

Od uhla ω medzi izolikvidami a rýchlosti tuhnutia závisí množstvo filtráciou dosadenej taveniny, a tým aj objem mikrostiahnutí - riedení v okolí tepelnej osi odliatku, najmä pod hrotom stiahnutiny. Pri výrobe odliatkov je samozrejme stiahnutina situovaná do technologického prídavku - *náliatku*. Musí byť však zaistený prístup voľnej taveniny k zóne tuhnutia, čo sa dosahuje tzv. *kladne usmerneným tuhnutím*, ako je to znázornené na obr. 25a. K *záporne usmernenému tuhnutiu* dochádza, keď uhol ω je otvorený smerom od náliatku (obr. 25b), t.j. keď počas tuhnutia izolikvidy uzatvoria taveninu mimo náliatku v tepelnom uzle odliatku. Pri tuhnutí bez priečného gradientu teploty postupujú zóny tuhnutia proti sebe paralelne ($\omega \rightarrow 0$) a vtedy (obr. 25c) nedochádza k dosadzovaniu taveniny filtráciou dôsledkom veľmi veľkej filtračnej dráhy.



Obr. 25 Vplyv uhlu ω na priebeh tuhnutia a schéma usmerneného tuhnutia

Z opisu mechanizmu sťahovania a komplexu faktorov (filtrácia, tvorba mikrostiahnutí, zmrašťovanie stuhnutého kovu, tvar odliatku a i.), ktoré sa pritom uplatňujú, vyplýva, že výpočet objemu stiahnutí je mimoriadne náročný. Staršia literatúra problém obchádzala tým, že objem sústredenej stiahnutiny V_s sa určoval empiricky pomocou tzv. *súčiniteľa sťahovania* ϵ_s , keď $V_s = V_0 \epsilon_s$, kde V_0 je sumárny objem taveniny odliatku V_{odl} a náliatku V_n ($V_0 = V_{odl} + V_n$). Hodnoty ϵ_s pre jednotlivé zliatiny udávané v literatúre sa veľmi často líšia, pre uhlíkové ocele sa hodnoty súčiniteľa ϵ_s zvyšujú so stúpajúcim obsahom uhlíka od 0,02 (technické Fe) do obsahu C 1%, kedy ϵ_s je 0,06 a pri ďalšom zvyšovaní obsahu C hodnota ϵ_s postupne klesá približne na 0,01 pri eutektickom zložení. Hodnota ϵ_s však závisí aj od obsahu legujúcich a sprievodných prvkov ako Si, Mn, P, Cr a pod. Pomer medzi objemom náliatku V_n a objemom stiahnutiny V_s vyjadruje tzv. *súčiniteľ ne-hospodárnosti náliatku* $\chi = V_n / V_s$. Objem náliatku V_n potom určuje vzťah:

$$V_n = \chi V_0 \epsilon_s = \chi \epsilon_s (V_{odl} + V_n) \quad (32)$$

Súčiniteľ ne-hospodárnosti χ sa volí podľa typu náliatku a zaisťuje, že stiahnutina nebude presahovať za hranice náliatku. Hodnotu χ volíme pre najčastejšie používané náliatky nasledovne:

- pre podtlakový náliatok $\chi = 10-12$
- pre atmosferický náliatok $\chi = 8-10$
- pre tepelne izolovaný náliatok $\chi = 5-8$

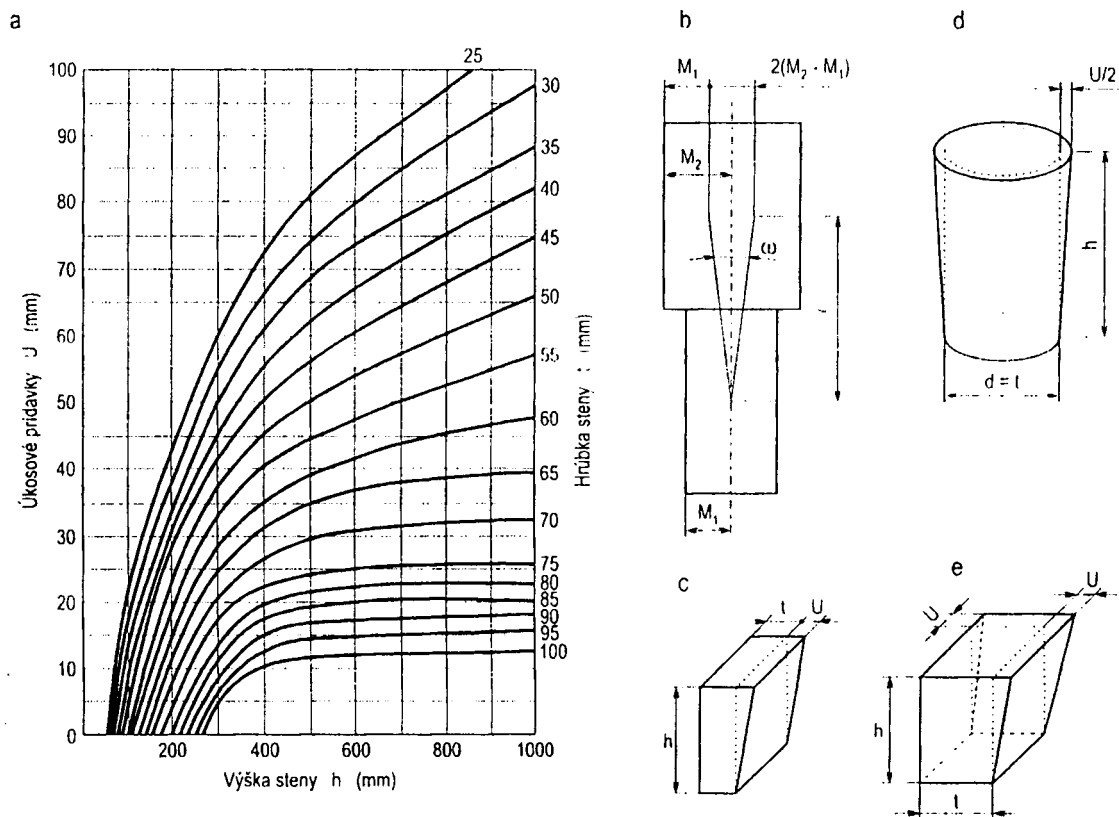
Objem náliatku je teda troj- až desaťnásobkom objemu sústredenej stiahnutiny. Pri návrhu výrobného postupu má veľký význam poznanie objemu a tvaru stiahnutiny, aby bolo možné navrhnúť čo najmenší náliatok. S ohľadom na široký interval hodnôt ϵ , bolo v minulosti potrebné overovať správnosť návrhu náliatku experimentálne, ale v súčasnosti túto úlohu úspešne plní počítačová simulácia procesu tuhnutia.

3.5.1 ZAISTENIE USMERNENÉHO TUHNUTIA A NÁLIATKOVANIE

Získanie odliatku bez výskytu stiahnutí vyžaduje dosadzovanie taveniny z náliatku po celú dobu tuhnutia. Dá sa to dosiahnuť iba kladne usmerneným tuhnutím, pri ktorom je medzi izolikvidami vždy určitý uhol ω zaisťujúci trvalý prístup voľnej taveniny do proti sebe postupujúcich zón tuhnutia až do okamihu, kedy sa ich izolikvidy stretnú v náliatku. Orientačné posúdenie, či v odliatku bude tuhnutie usmernené poskytuje tzv. *metóda vpísanej gule*. Je založená na kontrole priečného prierezu odliatku vpisovaním gulí a podmienka usmerneného tuhnutia je pokladaná za splnenú, ak ich priemer sa postupne zväčšuje smerom k náliatku. V prípade, že na trajektórii pohybu gule sa prierez odliatku lokálne zmenší, technolog má možnosť priechod gule zaistiť buď technologickým prídavkom, ktorý zväčší prierez v danom mieste alebo zásahom do podmienok výmeny tepla, napr. použitím chladiidla, čo však metóda vpísanej gule už nemôže definovaným spôsobom zohľadniť. Nedostatkom metódy vpísanej gule je, že iba čiastočne zohľadňuje geometrický tvar odliatku.

Presnejší spôsob posúdenia usmernenosti tuhnutia poskytuje využitie funkcie modulu. Odliatok sa rozdelí na časti s definovaným geometrickým tvarom a pre každú z nich sa vyráta hodnota modulu. Ďalším krokom je výpočet doby tuhnutia, pri ktorom sa bez problémov dá zohľadniť aj použitie rôznych materiálov formy (s rozdielnym súčiniteľom k) napr. chladiidla, tepelnoizolačného obkladu náliatku a pod. Ku kladne usmernenému tuhnutiu dôjde, ak doba tuhnutia v jednotlivých častiach sa postupne zväčšuje smerom k náliatku, kde má najväčšiu hodnotu. Požiadavka, aby medzi izolikvidami bol po celú dobu tuhnutia uhol ω otvorený smerom k náliatku, sa dá najjednoduchšie zaistiť tak, že prierez odliatku sa bude smerom k náliatku rozširovať, alebo presnejšie, ak sa bude postupne zvyšovať hodnota modulu. Z funkcie modulu ($M = k\sqrt{\tau_i}$) vyplýva, že medzi

stredmi dvoch častí odliatku tvoreného polonekonečnými doskami s modulmi M_1 a M_2 (M_2 je bližšie k náliatku) bude $\operatorname{tg} \omega/2 = (M_2 - M_1)/l_i$, ako je to zrejmé z obr. 26b.

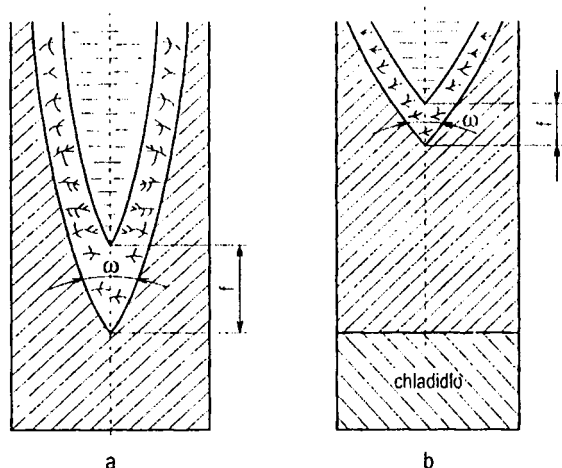


Obr. 26 Technologické prídavky na doskách a hranoloch

Je veľmi výhodné, ak odliatok s vhodným odstupňovaním modulu navrhne už konštruktér, čo však je zriedavosťou, a potom v technickej príprave výroby odliatku je potrebné zvoliť spôsob, ktorý zaisťuje usmernené tuhnutie. Jednu možnosť ponúka použitie technologických prídavkov, ktoré sa z odliatku odstránia obrábaním. Dobrým príkladom je polonekonečná rovinná doska, ktorá sa opatrí technologickým prídavkom tvaru klinu, ako je to znázornené na obr. 26c. Hodnoty prídavkov je možné operatívne určiť na základe empirických závislostí z diagramu na obr. 26a, ktoré platia s veľmi malými odchýlkami pre horizontálne i vertikálne liatie. Na základe vlastností modulu, ktorý má pre dosku hodnotu $M = l/2$ a pre hranol $M = l/4$, je zrejmé, že rovnakú zmenu hodnoty modulu na výške h ako u dosky (obr. 26c) dosiahneme u hranolu, ak bude opatrený na dvoch bočných stranách technologickými prídavkami s hodnotami úkosu U , ako je to znázornené na obr. 26e. Využitím vlastností modulu môžeme určiť rozmery technologických prídavkov aj

pre iné geometrické útvary napr. pre valec bude mať technologický prídavok na priemer d hodnotu $U/2$, ako to znázorňuje obr. 26d.

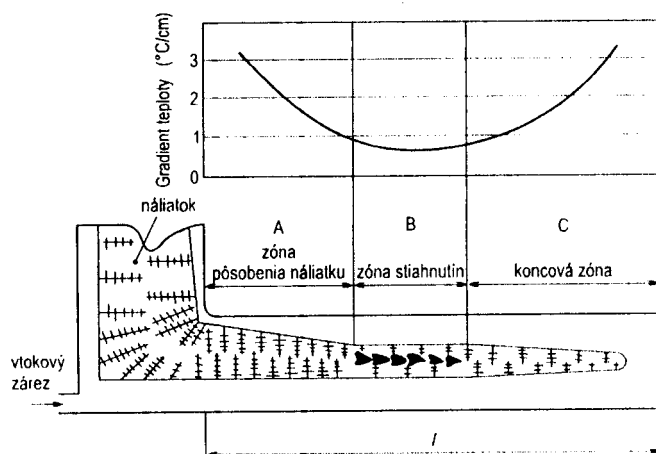
Usmernené tuhnutie na časti odliatku môžeme dosiahnuť riadením rýchlosti ochladzovania vo forme použitím materiálov s rôznymi hodnotami súčiniteľa tepelnej akumulácie h_f . Pri sériovej výrobe odliatkov prichádza do úvahy najmä použitie chladidiel (obvykle kovových) a tepelnoizolačných obkladov náliatkov. Vplyv chladidla na polohu zón tuhnutia v rovnakom čase po odliatí je znázornený na obr. 27.



Obr. 27 Vplyv chladidla na polohu zón tuhnutia

V súčasnosti väčšina výrobcov odliatkov bežne využíva tepelnoizolačné obklady náliatkov tvaru rúry alebo iného dutého profilu, ktoré sa priložia na požadované miesto modelu a po zaformovaní sa stanú súčasťou formy, kde vytvoria dutiny s podstatne nižším odvodom tepla. Na trhu je široký sortiment náliatkových obkladov rôznych veľkostí a tvaru, ktoré pokryjú prakticky všetky požiadavky zlievarní. Vyrábajú sa z penových keramických materiálov a často majú v

dolnej časti tzv. *podnáliatkovú vložku*, ktorá po stuhnutí odliatku dovoľuje svojim vrubovým účinkom odrazenie náliatku. Tepelná vodivosť materiálu obkladov λ je menšia než $0,3 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ a aby odvod tepla sálaním zbytočne neskracoval dobu tuhnutia, je vhodné hladinu chrániť zásypom. Spomalenie tuhnutia v náliatku sa dá dosiahnuť nielen tepelnoizolačným, ale aj exotermickým (teplo dodávajúcim) obkladom, alebo exotermickým zásypom hladiny (*exotermický náliatok*). V takom prípade teplo vyvíjané v náliatku dlho ohrieva priľahlú časť odliatku, čím sa zväčšuje uhol ω medzi zónami tuhnutia a zlepšujú sa podmienky dosadzovania taveniny. Ďalším opatrením na podporu usmerného tuhnutia je umiestnenie vtokových zárezov do miest, ktoré majú tuhnúť posledné, napr. do tzv. *pretekaného náliatku*, ako je to znázornené na obr. 28. Dobu tuhnutia náliatku je možné predĺžiť doliatím časti taveniny na konci plnenia formy do náliatku alebo plnením formy cez náliatok.



Obr. 28 Podmienky dosadzovania taveniny v reálnom odliatku tvaru tyče s priebehom pozdĺžneho gradientu teploty

Na obr. 28 sú schematicky znázornené podmienky dosadzovania taveniny v reálnom odliatku tvaru tyče spolu s priebehom pozdĺžneho gradientu teploty kolmého na hlavný smer odvodu tepla stenami formy. Na pozdĺžnom reze sa stiahnutiny (póry) vyskytujú v stredovom pásme *B*, kým v blízkosti náliatku a na konci tyče (pásma *A* a *C*) sa nevyskytujú. Poloha čiar solidu v

priebehu tuhnutia nasvedčuje, že stredná teplota v odliatku sa postupne znižuje od náliatku smerom ku koncu tyče. Pozdĺžny gradient teploty dT/dl však závisí od výmeny tepla v smere pozdĺž tyče. Na konci (pásmo *C*) sa uplatňuje odvod tepla čelom tyče a v oblasti náliatku dodávka tepla z náliatku. V stredovej časti *B*, kde sa vyskytujú stiahnutiny, je pozdĺžny gradient teploty $dT/dl < 90 \text{ K.m}^{-1}$ a z polohy čiar solidu je zrejmé, že pri tuhnutí postupujú proti sebe takmer paralelne ($\omega \rightarrow 0$) bez možnosti dosadzovania filtráciou. V častiach *A* a *C* je medzi izosolidami zreteľný uhol ω otvorený smerom k náliatku a tomu zodpovedá aj potlačenie tvorby stiahnutín. Z opísanej schémy tuhnutia podľa obr. 28 vyplýva:

- k potlačeniu výskytu osovej pórovitosti dochádza nielen v okolí náliatkov, ale aj na okrajoch odliatku,
- odliatok bude bez pórov, ak jeho dĺžka $l \leq A + C$, teda ak sa zóny *A* a *C* dotýkajú alebo prekrývajú,
- kladný tepelný spád (jednosmerný odvod tepla) po celej dĺžke tyče od čela na konci úseku *C* až po náliatok je podmienkou nevyhnutnou, ale nie postačujúcou, aby došlo ku kladne usmernnému tuhnutiu. Nevyhnutnou podmienkou je, aby na celej dĺžke tyče l bol dostatočne veľký gradient teploty dT/dl .

Názory na minimálnu veľkosť pozdĺžneho gradientu sa v literatúre často líšia. Napr. podľa Wlodavera usmernené tuhnutie bez tvorby pórov zaisť v doskách gradient teploty $dT/dl < 50 \text{ K.m}^{-1}$ a v tyčiach 180 K.m^{-1} . Pri menšom gradiente vzniká osová pórovitosť. Výpočet gradientu teploty dT/dl

je náročný a pri riešení usmerneného tuhnutia v odliatku postačuje využitie empirických závislostí zachytených na obr 26. Predbežný návrh sa potom overuje počítačovou simuláciou a až na jej základe vznikne konečný návrh.

V okolí náliatku musí byť gradient teploty $dT/dl \geq 50 \text{ K.m}^{-1}$, ktorý sa dosiahne, ak doba tuhnutia náliatku je minimálne o 20% (1,2x) dlhšia než doba tuhnutia náliatkovanej časti odliatku. Ak využijeme vlastnosti modulu náliatku M_n a odliatku M_0 , potom platí:

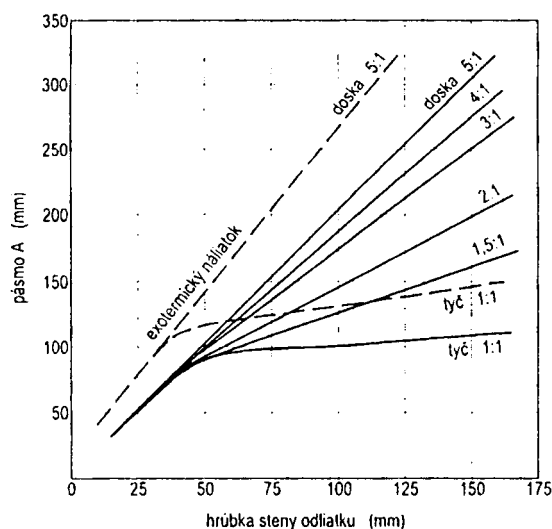
$$\left(\frac{M_n}{k} \right)^2 \geq 1,2 \left(\frac{M_0}{k} \right)^2 \quad \text{resp.} \quad M_n \geq 1,1 M_0 \quad (33)$$

Najvýhodnejším tvarom náliatku z hľadiska tvaru stiahnutiny a najdlhšej doby tuhnutia pri najmenšom objeme je valec, ktorého výška h je trojnásobkom jeho polomeru r_n ($h = 3 r_n$) a hodnota jeho modulu M_n bude:

$$M_n = \frac{V_n}{P_n} = \frac{\pi r_n^2 \cdot 3 r_n}{2 \pi r_n \cdot 3 r_n + 2 \pi r_n^2} = \frac{3 r_n}{8} \geq 1,1 M_0 \Rightarrow r_n \geq 2,93 M_0 \approx 3 M_0 \quad (34)$$

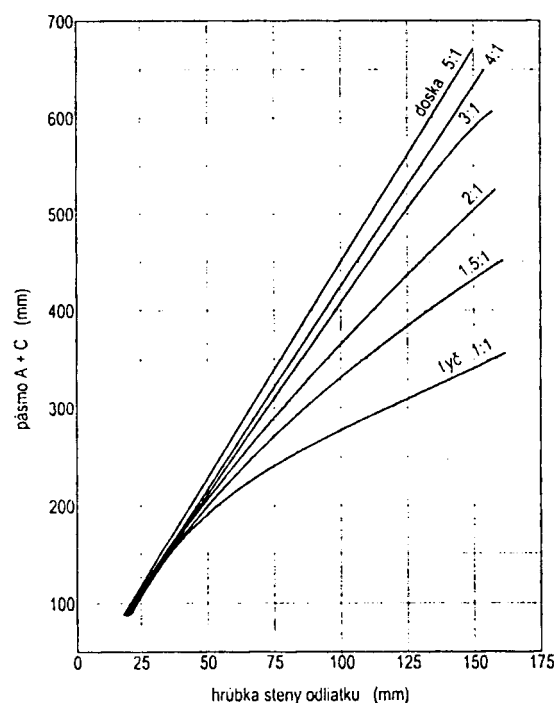
Ak má byť valcový náliatok funkčný, musí mať rozmery väčšie než $r_n \approx 3 M_0$ a výšku $h \approx 9 M_0$, kde M_0 je modul náliatkovanej časti odliatku. V zlievarenskej praxi väčšinou takto navrhnutý náliatok s rezervou vyhovuje požiadavkám z hľadiska objemu stiahnutiny a môžeme ho kontrolovať výpočtom podľa vzťahu (32). Rozmery náliatku určené podľa vzťahu (34) platia, ak sa nepoužije žiadny spôsob ovplyvnenia doby tuhnutia náliatku (tepelnizolačný obklad, exotermický zásyp a pod.) a tiež odliatku napr. chladičmi. V takom prípade by sa zmenila hodnota príslušného súčiniteľa k v rovnici (33) a zmenil by sa pomer medzi hodnotami M_n a M_0 , pri ktorom je zaistený dosadzovací účinok náliatku. V praxi sa stretávame s rôznymi požiadavkami na objem a tvar náliatku a je výhodné, ak je valcový s výškou, ktorá je trojnásobkom jeho polomeru, pričom sa vyhýbame hranatým tvarom.

Dĺžka zóny A , na ktorej sa uplatňuje dosadzovací účinok náliatku, závisí od pomeru medzi množstvami tepla, ktoré dodáva náliatok a ktoré odvádzajú steny formy z odliatku. Závislosť dĺžky zóny A od hrúbky stien hranatých odliatkov so štvorcovým až doskovým prierezom je na obr. 29.



Obr. 29 Dĺžka zóny pôsobenia náliatku v závislosti od hrúbky stien

od množstva tepla odvádzaného čelom a okrajovými hranami odliatku, a preto tiež závisí od jeho tvaru. Závislosť dĺžky odliatku, tvorenej zónami $A+C$, na ktorej sa uplatňuje dosadzovací účinok jedného atmosférického náliatku, od hrúbky jeho stien t a geometrického tvaru je na obr. 30.



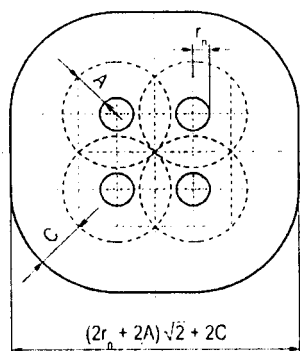
Obr. 30 Dĺžka zón $A + C$ v závislosti od hrúbky stien a tvaru odliatku

Plné čiary platia pre otvorené (atmosférické) náliatky a prerušované čiary ohraňujú oblasť parametrov platných pre exotermické náliatky. Z obr. 29 je vidieť, že pri odlátkoch, ktoré majú štvorcový prierez s dĺžkou strany nad 50 mm je dosadzovacia schopnosť náliatku, daná dĺžkou zóny A , veľmi nízka. Výraznejšie ju nezlepší ani podstatné predĺženie doby tuhnutia exotermického náliatku (prerušovaná čiara), čo sa dá pripísať príliš veľkému odvodu tepla z odliatku voči teplu, ktoré môže dodať náliatok. Dĺžka koncovej zóny odliatku C závisí

Jeden náliatok zaistí dosadzovanie taveniny v odlátku, ktorý bude pozostávať zo zón $A+C$. Potom plošné rozmery odliatku s jedným stredovým náliatkom, ktorý má polomer r_n , nesmú presiahnuť za obrys kruhu s polomerom $r = r_n + A + C$. Priamy dosadzovací účinok (akčný rádius) náliatku na doske je ohraničený tzv. *dosadzovacou kružnicou*, ktorej polomer $r_d = r_n + A$.

Spôsob použitia viac náliatkov na odlátku tvaru dosky je znázornený na obr. 31. Zobrazený pôdorys odliatku predstavuje jeho najväčšiu možnú plochu pri použití štyroch náliatkov. Spoľahlivé dosadzovanie je zaručené tým, že na celej ploche odliatku sa stý-

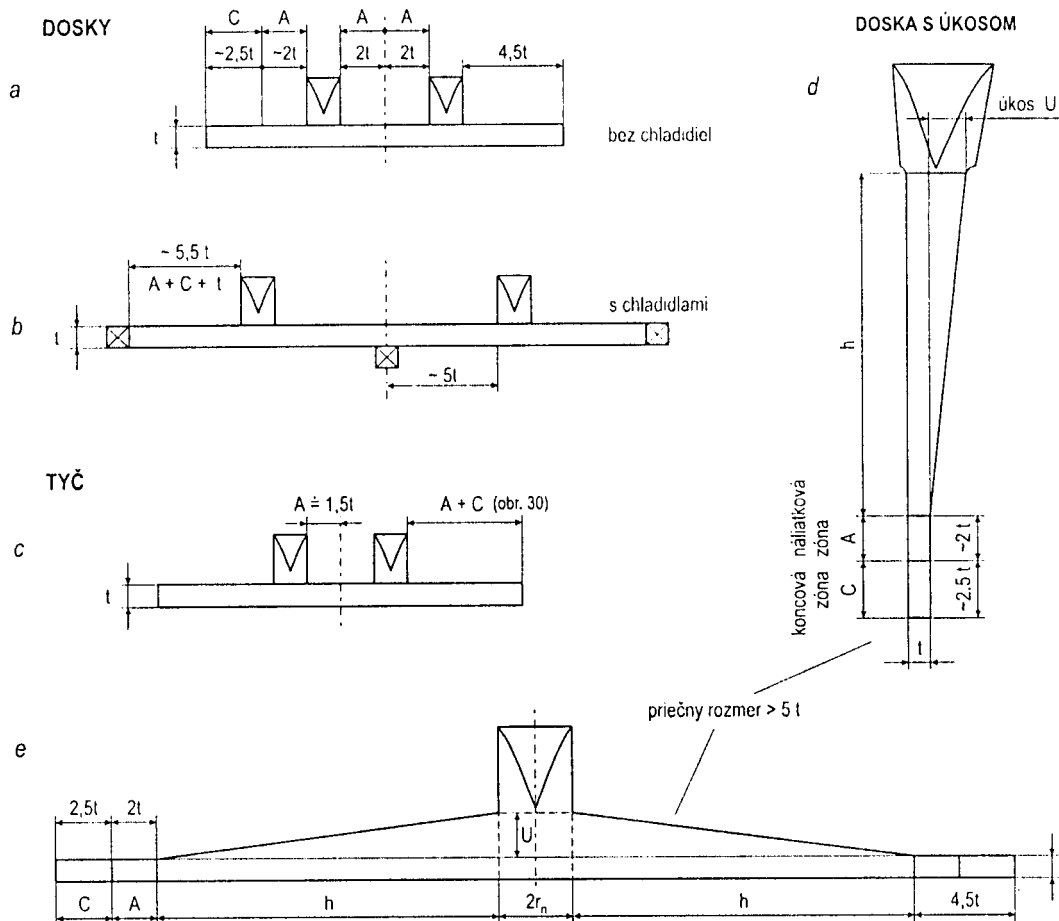
kajú alebo prekrývajú plochy dosadzovacích kružníc (zón A) a okrajových zón C .



Obr. 31 Použitie viacerých náliatkov

Na obr. 32 sú znázornené rôzne spôsoby náliatkovania odliatkov tvaru dosiek a tyčí. Na obr. 32a je spôsob náliatkovania vodorovne odlievanej dosky, ktorej šírka nepresahuje 8-násobok jej hrúbky. Dĺžky koncových zón C a zón pôsobenia náliatkov A je možné predĺžiť použitím kovových chladidiel. Dĺžka úseku $A + C$ sa predĺži približne o hodnotu hrúbky steny t na $A + C + t$

(obr. 32b) a dĺžka zón A medzi náliatkami sa predĺži na $2A + t$. Iný spôsob náliatkovania odliatku tvaru dosky s priečnym rozmerom $>5t$ je znázornený na obr. 32d, kde funkciu náliatku v dolnej časti plní samotná doska s technologickým prídavkom na výške h , keď hodnota úkosu U je určená podľa obr. 26. V dolnej časti doska s úkosom dosadzuje taveninu do náliatkovej a koncovkej zóny $A + C$. Aby nevznikla stiahnutina v hornej časti odliatku, tento treba náliatkovat' podľa kritérií uvedených na obr. 29 a 30 pre tyč s dĺžkou strany $t + U$. Vertikálne liatie je v danom prípade výhodné aj preto, že teplejšia tavenina s menšou hustotou sa gravitačným prúdením dostáva do hornej časti odliatku a náliatkov. Takto sa zväčšuje gradient teploty smerom k náliatku a podporuje kladne usmernené tuhnutie postupujúce zdola. Ďalší spôsob náliatkovania dosky s technologickými prídavkami je znázornený na obr. 32e. Vodorovné liatie síce nedovoľuje priaznivý vplyv gravitačného prúdenia, ale približne polovičné technologické prídavky a spoločné stredové náliatky podstatne znížia celkovú spotrebu taveniny. Na obr. 32e je spôsob náliatkovania vodorovne liatej tyče so štvorcovým prierezom. Ak určíme na veľmi dlhej tyči potrebný počet náliatkov podľa obr. 29 a 30 a ich rozmery podľa vzťahu (34), zistíme, že hmotnosť náliatkov bude viac než 40% z celkovej hmotnosti kovu vo forme. Zníženie týchto strát použitím izolovaných alebo exotermických náliatkov je neadekvátne zvýšeniu výrobných nákladov, rovnako ako použitie chladidiel, ktorých účinnosť na tyčiach je veľmi nízka. Určitá úspora objemu taveniny pri spoľahlivom usmernenom tuhnutí na veľkej dĺžke sa dá dosiahnuť použitím úkosov podľa obr. 26, ale takéto riešenie môže byť ekonomicky nevýhodné, ak tieto technologické prídavky treba odstraňovať obrábaním.



Obr. 32 Rôzne spôsoby náliatkovania

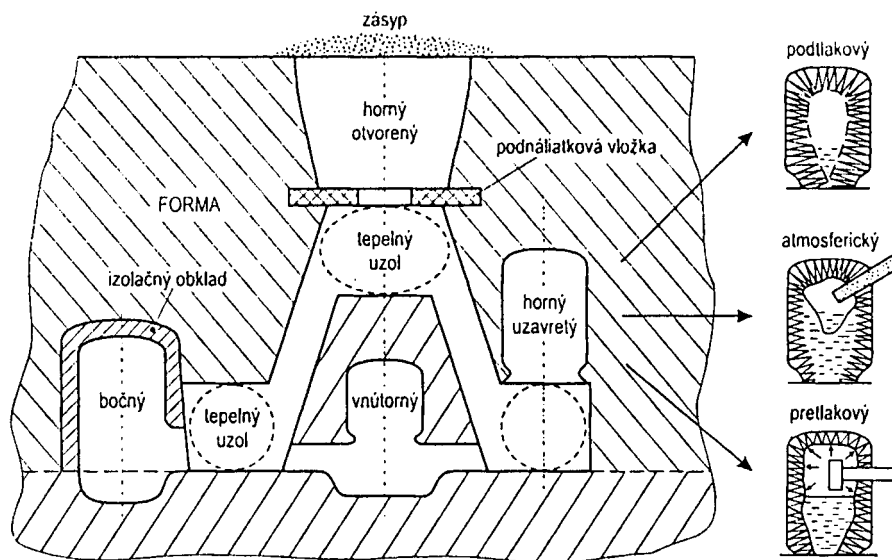
Spôsob odlievania na obr. 32e naznačuje možnosť cieľeného využitia technologických prídavkov ako konštrukčného prvku. Prierez takto liatych dosiek alebo tyčí sa smerom k stredu zväčšuje, čo je výhodné pri ich namáhaní ohybom. Prechod od nosníka s konštantným prierezom k nosníku s konštantnou hodnotou pevnosti v ohybe môže viesť súčasne k úspore hmotnosti a zníženiu nákladov na výrobu odliatkov.

V súčasnosti sa na navrhovanie náliatkovania využívajú rôzne softwarové produkty, ktoré na základe rozmerov odliatku, jeho tvaru, materiálu a vlastností formy určia tvar a rozmery náliatkov pre rôzne spôsoby ich ošetrovania. Spoľahlivosť výpočtu je veľmi dobrá, čo dobre dokumentuje poznatok získaný pri odlievaní série ventilových kuželov z austenitickej ocele s hmotnosťou 87 kg. Pomocou softwaru bol navrhnutý pretekaný náliatok $\varnothing 120 \times 180$ mm ošetrovaný exotermickým zásypom. Po odrezaní náliatkov na 6 odliatkoch bol hrot stiahnutiny vo výške od 0 do 5 mm nad rovinou prídavku na obrábanie a hmotnosť odrezaných náliatkov bola 7 až 7,2 kg.

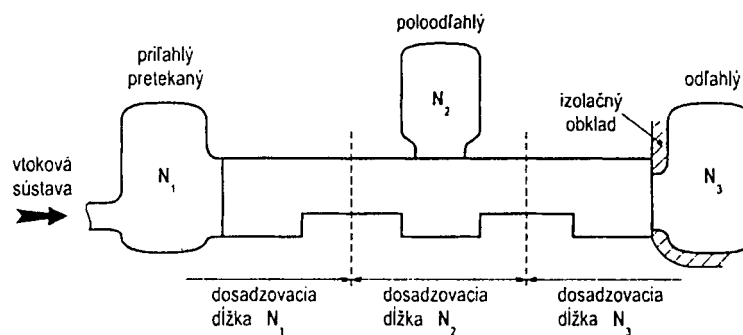
3.5.2 TVAR A UMIESTNENIE NÁLIATKOV NA ODLIATKOCI

Tvar a umiestnenie náliatkov závisí najmä od konštrukčného riešenia odliatkov. Základné typy náliatkov, ich poloha voči odliatku a spôsoby riadenia ich ochladzovania znázorňuje obr. 33.

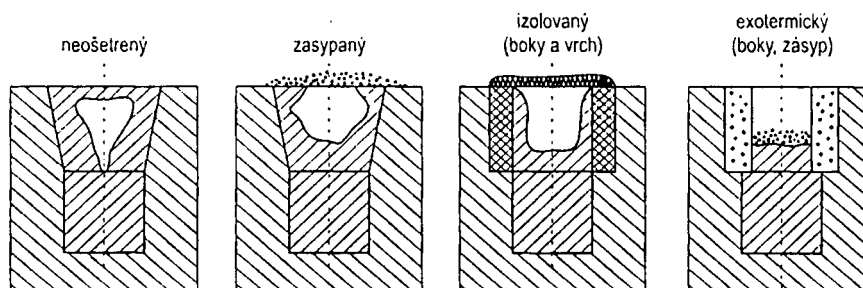
PODĽA POLOHY NA ODLIATKU



PODĽA VZDIALENOSTI OD VTOKU



PODĽA SPÔSOBU OCHLAĐZOVANIA

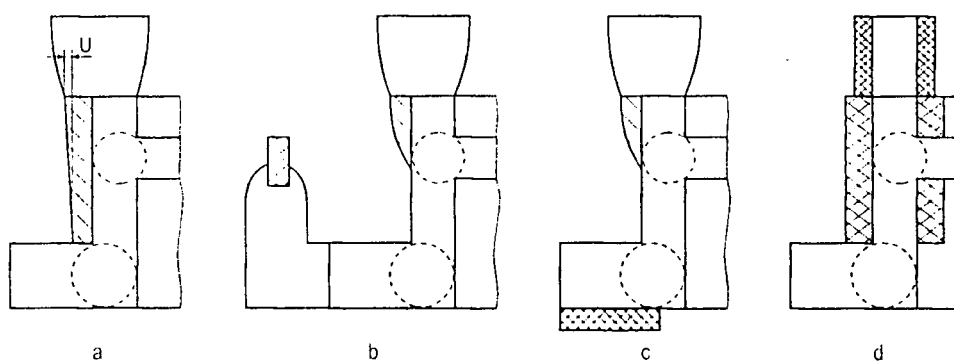


Obr. 33 Rozdelenie náliatkov

Z hľadiska dosadzovacieho účinku sú najvýhodnejšie otvorené náliatky na hornej časti odliatku, kedy sa gravitačným prúdením dostáva do náliatku najteplejšia tavenina. Vplyv samotného metalostatického tlaku na dosadzovací účinok náliatku je veľmi malý. Ak sa tepelný uzol nachádza hlboko pod vrchnou rovinou formy, použije sa uzatvorený náliatok, ktorý je k odliatku pripojený priamo alebo spojovacím krčkom. Spojovací krčok musí tiež plniť funkciu náliatku, a preto jeho modul M_k musí vo vzťahu k modulu odliatku M_o a náliatku M_n spĺňať podmienku $M_n : M_k : M_o = 1,2 : 1,1 : 1$. V tvoriacej sa stiahnutine vzniká podtlak a vylučujú sa do nej plyny z taveniny, ale ich objem je príliš malý na to, aby vyvolali tlak porovnateľný s atmosferickým. Podtlak pôsobiaci v uzatvorenom náliatku potom znižuje jeho dosadzovaciu schopnosť. Podtlaku sa dá zabrániť privedením vzduchu do stiahnutiny pomocou tzv. atmosferického jadra a uzatvorený náliatok tak získa vlastnosti atmosferického. Použitím plynotvorného telieska alebo exotermickej vložky je možné vytvoriť v stiahnutine pretlak, čím dostaneme pretlakový náliatok, ktorý sa však v súčasnej praxi využíva iba zriedka.

Pri veľkom odvode tepla sálaním sa na povrchu atmosferického otvoreného náliatku vytvorí vrstva stuhnutého kovu, ktorá zhora uzatvorí stiahnutinu a tento sa stane podtlakovým. Prístup atmosferického vzduchu do stiahnutiny sa dá zaistiť včasným prerazením povrchovej kôry alebo zamedzením jej vzniku použitím tepelnoizolačného alebo exotermického zásypu. Najlepšie riešenie ponúka aplikácia izolovaných alebo exotermických náliatkov (obklad a zásyp), ktoré sa vyznačujú okrem vysokej dosadzovacej účinnosti aj podstatne menším objemom. Po naplnení formy s viacerými náliatkami sa ich teplota a tiež dosadzovací účinok znižuje s rastúcou vzdialenosťou od vtoku a podľa polohy voči vtoku sa delia na príľahlé (pri vtoku), odľahlé a poloodľahlé.

Tepelné uzly sú oblasti v odliatkoch, ktoré majú väčšiu hodnotu modulu a dlhšiu dobu tuhnutia voči ich okoliu, teda sa jedná o miesta so zväčšeným prierezom, v ktorých dochádza k záporne usmernenenému tuhnutiu. Typický prípad odliatku s dvoma tepelnými uzlami, stredovým (pretekavým) a koncovým je znázornený na obr. 34. V odliatku bez úprav dosadzuje horný atmosferický náliatok spoiatku taveninu do celej náliatkovanej časti, teda aj do tepelných uzlov. Keď sa zóny tuhnutia v okolí dvoch tepelných uzlov stretnú, zostanú v nich uzatvorené iba malé množstvá taveniny. Podľa množstva uzatvorenej taveniny sa v nich vytvoria riedeniny alebo malé stiahnutiny. Priame náliatkovanie oboch uzlov by vyžadovalo použitie dvoch náliatkov, každého s modulom aspoň 1,1-násobne väčším než je modul uzla.

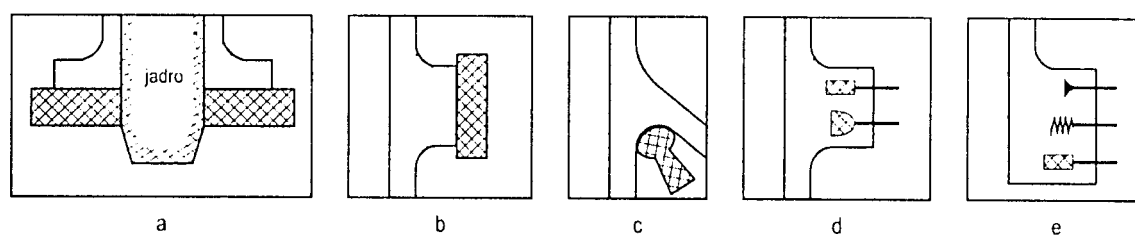


Obr. 34 Spôsoby zneškodňovania tepelných uzlov

Nevyhnutný objem náliatkov by bol podstatne väčší než zodpovedajúci objemu uzatvorenej taveniny a takéto tepelné uzly sa preto pokladajú za nenáliekateľné. Oba tepelné uzly môžeme spojiť technologickým prídavkom do jedného celku, ktorý je schopný usmernene tuhnúť (obr. 34a). Riešenie (obr. 34b) zaisťuje dosadzovanie do horného tepelného uzla malým technologickým prídavkom a do koncového uzla bočným náliatkom, ktorý musí byť objemovo veľmi predimenzovaný, aby bol funkčný (jeho modul musí byť väčší než 1,1 násobok modulu náliekovej časti odliatku). Pri voľbe spôsobu náliekovania si treba uvedomiť, že náklady na opätovné pretavenie náliatku sú podstatne nižšie než náklady na jeho odstránenie a obrobenie príslušnej plochy. Podobné ťažkosti prinášajú aj technologické prídavky. Ak zostanú na odliatku, zmenia jeho tvar a zvýšia jeho hmotnosť, ich odstránenie obrábaním zasa zvyšuje výrobné náklady. Riešenie (obr. 34c) je z hľadiska obrábania výhodnejšie. Usmernené tuhnutie sa zaisťuje riadením ochladzovania v koncovom tepelnom uzle chladidlom a dosadzovanie do pretekaného tepelného uzla zabezpečuje technologický prídavok, podobne ako na obr. 34b. Riešenie (obr. 34d) je najvýhodnejšie, lebo obmedzuje obrábanie iba na odstránenie celkom malého náliatku. Usmernené tuhnutie od koncového tepelného uzla po náliatok sa zaisťuje tepelnoizolačným obkladom v spojovacej stene a na pretekanom tepelnom uzle. Obklad môže byť tvorený jedným alebo viacerými nepravými jadrami, vyrobenými napr. zo spenenej formovacej zmesi s nižšou hodnotou tepelnej akumulácie než má forma. Žiadúci tepelný spád po výške určuje izolovaný náliatok, u ktorého je vhodné ešte zlepšiť dosadzovaciu účinnosť exotermickým zásypom.

Ak hodnota modulu tepelného uzlu príliš neprevyšuje modul príľahlých stien, v takom prípade sa dá spoľahlivo zaisťovať usmernené tuhnutie bez potreby úpravy tvaru odliatku miestnou zmenou vlastností formy alebo použitím chladidiel, prípadne kombináciou oboch spôsobov. Chladidlá

môžu byť nielen vonkajšie, ale aj vnútorné. *Vnútorné chladidlá* sa do tepelných uzlov umiestňujú až po vyrobení formy a sú spravidla uchytené pomocou klinecôv. Vnútorné chladidlá sú z rovnakého materiálu ako odliatok, aby spoločne tvorili celok s rovnakou tepelnou rozťažnosťou a hermetičnosť spoja s materiálom odliatku sa zaisťuje tak, že sú galvanicky pocínované. Tvar, poloha a počet vnútorných chladidiel sa volí podľa konkrétnych požiadaviek na množstvo a smer tepla, ktoré treba odvieŕať z tepelného uzla. Na obr. 35 sú znázornené spôsoby použitia vonkajších (a, b, c) a vnútorných (d, e) chladidiel.



Obr. 35 Použitie vonkajších a vnútorných chladidiel

Vonkajšie chladidlá sú najčastejšie vyrobené z liatiny, ktorá je lacná, dobre obrobiteľná, má dobrú tepelnú vodivosť (podstatne vyššiu než antikorózne ocele) a je odolná voči vzniku difúzných spojov s materiálmi odliatku. Povrch chladidiel musí byť hladký, bez oxidov a je vhodné ho chrániť náterom. Okrem toho, že náter predlžuje životnosť chladidla a úplne zabráňuje vzniku difúzných spojov s materiálom odliatku, dovoľuje aj v malom rozsahu riadiť intenzitu odvodu tepla. Chladidlá je vhodné umiestňovať do dolnej časti dutiny formy. Zabráni sa tak ich uvoľneniu pri manipulácii s formou a tiež hmotnosť odliatku počas jeho zmrašťovania zaisťuje dobrý termický kontakt s chladidlom. Pred prvým použitím je vhodné chladidlá dlhodobo žihať na odstránenie plynov a zaistenie stability rozmerov.

Aplikácia samotných chladidiel bez náliatkovania nezabráni tvorbe osovej pórovitosti (riedení), ale tým, že sa predĺžia koncové zóny, v nenáliekovaných častiach odliatku smerom k vtokovej sústave sa zväčší deficit objemu. Osová pórovitosť v týchto miestach nadobudne charakter nepravidelných stiahnutí alebo atmosférický tlak vytvorí na povrchu odliatku vonkajšiu stiahnutinu, najčastejšie v okolí vtoku, kde je forma najteplejšia a odvod tepla z odliatku najnižší.

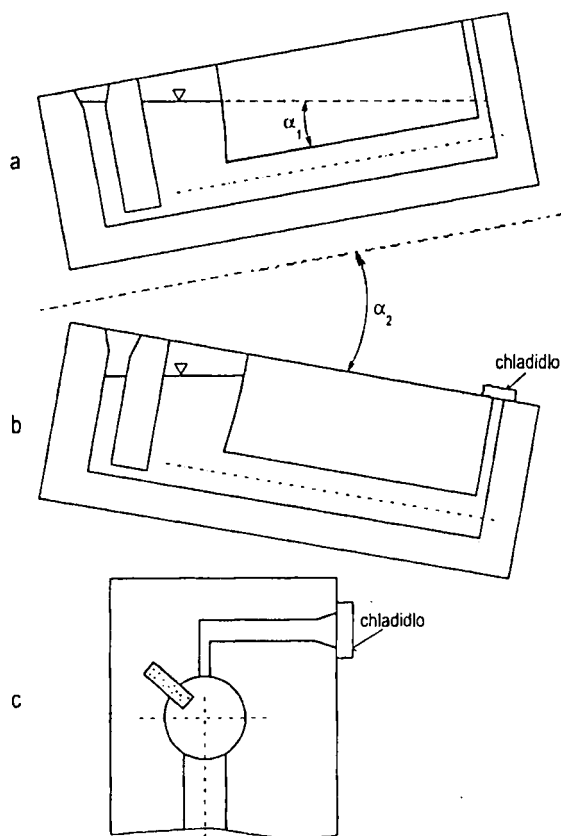
Je dôležité špecifikovať podmienky, kedy je možné vyrobiť odliatok bez náliatkovania. Pri odlievaní polonekonečnej dosky s hrúbkou menšou než 7 mm si môžeme predstaviť proti sebe po-

stupujúce vrstvy tuhej fázy ako po obvode votknuté dosky, na ktoré zvonku obojstranne pôsobí atmosferický tlak 0,1 MPa, teda 1 tona na 1 m². Takýto tlak bezpečne stlačí vrstvy k sebe, čím zabráni vzniku osových stiahnutí nepravidelného tvaru. Deficit objemu sa prejaví iba vytvorením veľmi malého objemu osových pórov, ktoré povrchové napätie vytvára do guľôčok, ktoré nemajú nepriaznivý vrubový účinok. U farebných kovov s nízkou pevnosťou pri vysokých teplotách je možné upustiť od náliatkovania polonekonečných dosiek s hrúbkou do 10 mm. Objemový úbytok tuhnutia sa na odliatkoch tvaru dosky prejaví zmenšením jej hrúbky, v blízkosti vtoku viac a smerom k okrajom menej. Aby odchýlky od menovitej hrúbky miestne neprekročili rozmerové tolerancie, volí sa vtokovanie s viacerými zárezmi tak, aby bola v celom priereze odliatku čo najrovnomernejšia východisková teplota. Pri rovnomernom tuhnutí dosky zo zliatin so súčiniteľom sťahovania ϵ_s 3÷6 % sa jej hrúbka po celej ploche okrem okrajov zmenší rovnomerne o 2-3 %, ak zanedbáme dosadzovanie taveniny vtokovou sústavou. Stena s hrúbkou 10 mm sa teda stenčí pôsobením atmosferického tlaku o menej než 0,2 až 0,8 mm a pri ďalšom ochladzovaní sa všetky jej rozmery ešte zmenšia o hodnotu lineárneho zmraštenia, ktorá sa u zlievarenských zliatin pohybuje v rozmedzí 1,2-2,3 %. V špecifických prípadoch sa môžeme zmieriť s výskytom osovej pórovitosti, ak póry budú mať tvar guľôčok, ktoré nemajú vrubový účinok. Napr. v príruby alebo v stykovej doske postačuje náliatkovanie v miestach spojovacích skrutiek, kde je materiál namáhaný tlakom alebo v miestach, ktoré z iných dôvodov nesmú obsahovať póry. Výskyt guľôčkovitých pórov v strede ohybom namáhaných ostatných častiach odliatku má zanedbateľný vplyv na pevnosť a únavové vlastnosti materiálu. V stenách odliatku namáhaných ťahom a tlakom sa mechanické vlastnosti ako pevnosť, modul pružnosti, ťažnosť a pod. znížia úmerne s objemovým zastúpením pórov ako vyplýva z teórie kompozitných interakcií. Pritom sa môžu citeľne znížiť náklady na výrobu odliatku s temer úplným zachovaním jeho funkčných vlastností.

3.5.3 REVERZNÉ LIATIE

Na celkový priebeh tuhnutia má veľký vplyv rozdelenie teploty v priereze odliatku v okamihu naplnenia formy, lebo určuje východiskový teplotný spád a hodnotu gradientov teploty v smere k náliatku. Pri odlievaní sa uprednostňuje plnenie formy zospodu, aby tavenina neprerušene postupne zaplnila objem odliatku. Na konci liatia je najteplejšia tavenina pri vtoku a v hornej časti odliatku je už čiastočne ochladená formou tým viac, čím je odliatok vyšší. Takéto rozloženie teploty

je nevýhodné, ak sú náliatky na hornej časti odliatku. Pri odlievaní plochých odliatkov vo vodorovnej polohe sa prehriata tavenina dostáva súčasne na celú plochu a na konci plnenia formy je prakticky rovnaká teplota v celom priereze odliatku. V nízkych vodorovne liatych odliatkoch sa veľmi málo uplatňuje gravitačné prúdenie taveniny. Pokojné plnenie formy zospodu, priaznivé rozloženie teploty v odliatku a účinné využitie gravitačného prúdenia umožňujú postupy tzv. *reverzného liatia* (obr. 36). Pri reverznom liatí je forma najskôr postavená šikmo pod uhlom α_1 a tavenina stúpa smerom od vtoku (obr. 36a) do priestoru odliatku s výfukom a od stien formy sa postupne ochladzuje. Po naplnení formy je už v odliatku výhodne orientovaný východiskový pozdĺžny gradient teploty, ktorý sa ďalej zväčšuje gravitačným prúdením (obr. 36b) po preklopení formy o uhol α_2 do polohy s opačným sklonom.



Obr. 36 Princíp reverzného liatia

Preklopenie formy sa musí uskutočniť čo najskôr po ukončení liatia, aby sa čo najdlhšie uplatňovalo gravitačné prúdenie, ktorým sa prehriata tavenina z priestoru odliatku dostáva do náliatku a na jej miesto klesá chladnejšia z okolia náliatku. Podľa uhla preklopenia rozoznávame reverzné liatie ostrouhlé ($\alpha_2 < 90^\circ$), tupouhlé ($\alpha_2 > 90^\circ$) a totálne, pri ktorom sa odlieva odliatok vertikálne s náliatkom dolu, ktorý sa po preklopení o 180° ($\alpha_2 = 180^\circ$) dostane nahor. Aby tavenina nevytiekla z vtoku a výfuku, ich stuhnutie sa zaistí na konci plnenia formy priložením chladidiel. Vo všetkých postupoch reverzného liatia sa používa pretekaný alebo aspoň priliehly náliatok, aby bola v náliatku čo najvyššia teplota. V prípade tupouhlého a totálneho reverzného liatia je

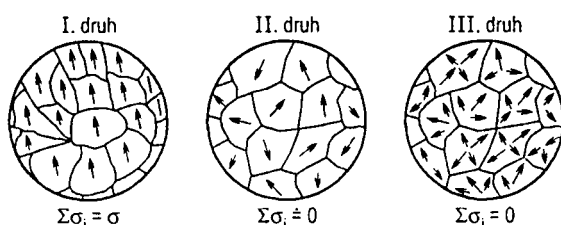
počas tuhnutia náliatok navrchu (obr. 36c) a je výhodné, ak má tvar gule, ktorá pri danom objeme má najdlhšiu dobu tuhnutia. Reverzné metódy liatia sa dajú úspešne aplikovať aj pre zakrivené a tvarové odliatky, ak sa ich modul po dosadzovacej dĺžke príliš nemení.

4. VNÚTORNÉ NAPÄTIA V ODLIATKOCH

Odliatok získa tvar a počiatočné rozmery po stuhnutí taveniny vo forme. Počas tuhnutia a ďalej počas ochladzovania pod teplotou solidu sa dôsledkom zmrašťovania menia rozmery odliatku a v závislosti od teploty sa menia fyzikálne vlastnosti jeho materiálu. Pritom sa menia podmienky ochladzovania, dôsledkom čoho jednotlivé časti odliatku a formy s odlišnými podmienkami výmeny tepla majú v rovnakom čase rôznu teplotu. Nerovnomerné ochladzovanie, a tým aj nerovnomerné zmrašťovanie rôznych miest v odliatku spôsobuje vznik *tepelných vnútorných napätí*, ktoré sú teda vnútorného, *endogénneho* pôvodu. Materiál odliatku sa začne správať ako tuhá látka asi 20 K nad teplotou solidu, kedy sa v zóne tuhnutia vytvorí všetkými smermi prepojený skelet tuhej fázy. Úbytok objemu vyvolaný tuhnutím uzatvorenej taveniny spôsobuje, že zmrašťovanie zóny tuhnutia je väčšie než zmrašťovanie samotnej tuhej fázy. Rozdielne súčinitele zmraštenia tuhej fázy a dvojfázovej zóny tuhnutia sa prejavujú tým, že pokračujúce tuhnutie na už vytvorenej stuhnutej vrstve je sprevádzané vznikom *transformačných napätí*. Ak dochádza počas ochladzovania k fázovým premenám v tuhom stave (k prekryštalizácii), odlišný merný objem vytvorených fáz pri nerovnomernom ochladzovaní vyvolá vznik *fázových transformačných napätí*. Vnútorné napätia môžu byť vyvolané aj vonkajšími silami, t.j. *exogénneho* pôvodu, keď jadro alebo forma kladie odpor voči zmrašťovaniu odliatku. Vnútorné napätia bez ohľadu na pôvod vzniku môžu spôsobiť pružné alebo plastické deformácie, prípadne môžu viesť k porušeniu celistvosti odliatku. Materiál odliatku sa pritom správa iba čiastočne podľa zákonitostí známych zo skúšania ťahovej pevnosti, lebo pri normalizovanej skúške je predpísaná určitá rýchlosť zaťažovania, kým v reálnom odliatku je rýchlosť stúpania napätia veľmi rozmanitá. Pomalé zvyšovanie napätia sa prejaví vyššou zistenou húževnatosťou a ťažnosťou materiálu, kým rýchle má opačný účinok. Ak hodnoty vnútorného napätia prekročia medzu sklzu (tečenia), spôsobia miestnu plastickú deformáciu a zmeny rozmerov po vychladnutí odliatku, kedy sa jeho teplota v celom priereze vyrovná, vyvolajú *zvyškové napätia*. Ak napätia nedosiahnu hranicu plastickej deformácie a zostanú v medziach pružnej deformácie, po vyrovnaní teploty vo vychladnutom odliatku budú mať nulovú hodnotu, a preto sa označujú ako *dočasné vnútorné napätia*. Dočasné vnútorné napätia vzniknú aj pri druhotnom nerovnomernom ohreve alebo ochladzovaní tohto odliatku.

Podľa toho, v akých objemoch sú vnútorné napätia v rovnováhe s hodnotami mechanických vlastností materiálu odliatku rozoznávame (obr. 37):

- *Napätia makroskopické* (I. druhu), ktoré sa vyrovnávajú v rámci celého objemu odliatku alebo jeho časti, pričom v jeho jednotlivých miestach pôsobí ťah alebo tlak.
- *Napätia mikroskopické* (II. druhu), ktoré sa vyrovnávajú v mikroobjemoch na úrovni jednotlivých kryštálov alebo zŕn. Spôsobujú ich tepelné, transformačné, zvyškové alebo dočasné vnútorné napätia tým, že vyvolajú posuv alebo náhodne orientované deformácie týchto mikroobjemov. Ich výskyt je lokálny a majú vplyv na vznik mikrotrhlín pri opakovanom namáhaní.
- *Submikroskopické napätia* (III. druhu) sa uplatňujú v objemoch desiatok až stoviek atómov v oblasti jednej alebo viacerých elementárnych buniek. Spôsobuje ich intersticiálny alebo substitučný vstup cudzích atómov do mriežky základného kovu, poruchy typu dislokácií, vakancií, štatisticky náhodné odchýľky polohy atómov v mriežke od zákonitých, difúzne premeny a pod. Vzhľadom na štatisticky náhodnú orientáciu mriežok sa v makroskopickom meradle neprejavia.



Obr. 37 Pôsobenie vnútorných napätí

V odliatkoch z bežných zlievarenských zliatin vždy vznikajú vnútorné napätia I., II. a III. druhu súčasne, ale ich hodnoty môžu byť v jednotlivých prípadoch veľmi odlišné, rovnako ako ich dôsledky. Vnútorné napätia I. druhu sú vždy nežiadúce, lebo sa sčítavajú s napätiami, ktoré sú vy-

volané vonkajšími silami pri namáhaní odliatku. Stupeň deformácie odliatku určuje vektorový súčet napätí vnútorného (endogénneho) a vonkajšieho (exogénneho) pôvodu. Po odobraní povrchovej vrstvy, v ktorej pôsobí zvyškové napätie I. druhu, sa poruší rovnováha síl od zvyškových napätí a odliatok sa zdeformuje. Vnútorné napätia II. a III. druhu spôsobujú zvýšenie medze pevnosti a zhoršenie plastických vlastností, čo sa dá pokladať rovnako za priaznivý ako aj za nepriaznivý znak materiálu odliatku. Takéto napätia pôsobia v okolí precipitátov alebo presýtených tuhých roztokov s odlišnou hustotou voči ich okoliu, kde je typickým príkladom martenzit. Vysoká pevnosť martenzitickej štruktúry je sprevádzaná zlými plastickými vlastnosťami a ich dôsledkom

môže dôjsť k porušeniu celistvosti odliatku, ak pri jeho nerovnomernom ochladzovaní vzniknú ďalšie napätia I. druhu, ktorých súčet prekročí medzu pevnosti. V tabuľke 3 sú uvedené hodnoty hustoty a merného objemu štruktúrnych zložiek, ktoré sa tvoria v zliatinách Fe-C pri rôznych rýchlostiach chladnutia.

Tabuľka 3

Hustota a merný objem štruktúrnych zložiek zliatin Fe-C

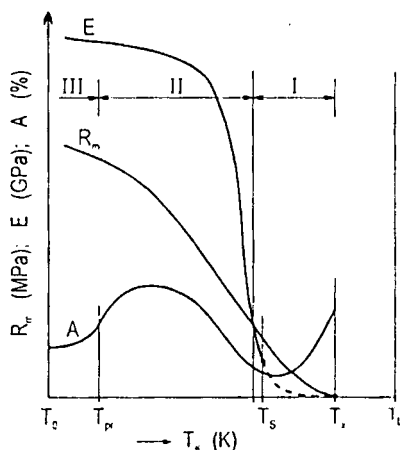
	Ferit	Cementit	Austenit s 0,9% C	Perlit s 0,9% C	Martenzit s 0,9% C	Grafit
Hustota (kg.m⁻³)	7864	7670	7843	7778	7633	2250
Merný objem (10⁻⁶ m³.kg⁻¹)	127,1	130,4	127,5	128,6	131	445

Pri pomalom chladnutí ocelových odliatkov dochádza k transformácii austenitu na perlit pri teplote okolo 700°C. Vtedy má materiál vysokú plasticitu a zväčšenie merného objemu z 127,5 na 128,6 .10⁻⁶ m³.kg⁻¹ spôsobí iba slabé vnútorné napätia. Pri zvyšovaní rýchlosti chladnutia sa znižuje teplota, pri ktorej sa rozpadá austenit a pri veľmi vysokej rýchlosti pri teplote okolo M_s vzniká martenzit, ktorý má merný objem podstatne vyšší než austenit. Ak martenzit vznikne v povrchovej vrstve odliatku a v strednej časti nie, potom bude pôsobiť v strede odliatku ťahové napätie a na povrchu tlakové.

4.1 VZNIK TRHLÍN A PRASKLÍN

Každé vnútorné napätie, bez ohľadu na pôvod, vyvolá v odliatku deformáciu, ktorá môže byť pružná alebo plastická a po prekročení medznej deformačnej schopnosti, danej hodnotou ťažnosti, dochádza k porušeniu celistvosti. V priebehu ochladzovania sa v závislosti od teploty výrazne menia mechanické vlastnosti materiálu a určujú jeho správanie sa za pôsobenia vnútorných napätí. Na obr. 38 je znázornený typický priebeh hodnôt pevnosti, modulu pružnosti a ťažnosti materiálu odliatkov v závislosti od teploty spolu s vyznačenými oblasťami teplôt, v ktorých má materiál charakteristické mechanické vlastnosti. Vysokoteplotná oblasť I začína pri teplote T_x, približne 20 K nad teplotou solidu, kedy sa v zóne tuhnutia na povrchu formy alebo nad vrstvou

stuhnutého kovu vytvorí spojitý skelet tuhej fázy.



Obr. 38 Mechanické vlastnosti materiálu v priebehu ochladzovania

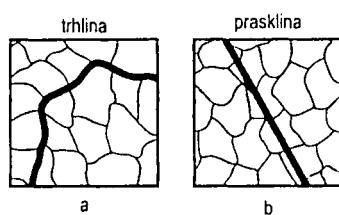
V nepravidelnom skelete sa deformácie sústreďujú do najmenších prierezov a celkovú krehkosť materiálu zvyšujú mikroobjemy eutektík na povrchu zŕn a v zŕnách samotných. So stúpaním podielu tuhej fázy v zóne tuhnutia pevnosť stúpa, ale okolo teploty solidu má veľmi nízke hodnoty pevnosti, modulu pružnosti a ťažnosti. Pritom hodnota ťažnosti pozostáva prevažne z pružnej deformácie, ktorej podiel dosahuje 50 až 85% z celkovej deformačnej schopnosti materiálu. Hodnoty modulu pružnosti E a medze pevnosti R_m pri teplote solidu dosahujú iba 2 až 10% týchto hodnôt pri izbovej teplote. Vysokoteplotný interval I prevažne pružných

deformácií končí 20 až 80 K pod teplotou solidu.

Pri ochladzovaní v oblasti II prudko stúpajú hodnoty pevnosti, modulu pružnosti a spočiatku aj ťažnosti, ktorá v tomto intervale teplôt pozostáva prevažne z plastickej deformácie. Vnútorne napätia vyvolávajú pohyb dislokácií nielen v zŕnách, ale aj na ich hraniciach, pričom v mikroobjektoch na sklzových rovinách dochádza k intenzívnemu všesmerovému preskupovaniu atómov, teda nielen v smere šmykových napätí. V takýchto podmienkach dochádza k *tečeniu* materiálu, keď pri konštantnom napätí pretrváva plastickej deformácia. Skutočné hodnoty medze pružnosti sú veľmi nízke, a preto v materiále zostávajú iba veľmi malé zvyškové napätia. Pri pokračujúcom ochladzovaní sa zvyšuje reálna medza pružnosti, stúpa podiel pružnej deformácie na úkor plastickej, ktorá prestáva byť časovo závislou a sumárna hodnota ťažnosti začne klesať. Pri teplote 25 až 35% teploty solidu v stupňoch Celzia (pri teplote 550 až 650°C u ocelí a 400 až 450°C u liatin) dochádza k postupnému prechodu do intervalu teplôt III.

V oblasti teplôt III má materiál už zreteľnú medzu pružnosti a zastúpenie pružnej a plastickej deformácie sa s klesaním teploty postupne približuje stavu pri izbovej teplote. Húževnaté materiály vykazujú pri izbovej teplote podiel pružnej deformácie 0,2 až 0,4% z celkovej hodnoty ťažnosti a ak podiel pružnej deformácie presahuje 20%, takéto materiály pokladáme už za krehké.

V oblasti prevažne plastických deformácií II dochádza k porušeniu celistvosti iba vo výnimočných prípadoch. Pravdepodobnosť porušenia celistvosti odliatku nastáva v teplotných intervaloch I a III s vyšším podielom pružných deformácií, pričom najvyššia je vo vysokoteplotnej oblasti I, kde podiel pružných deformácií prevyšuje 50% z celkovej deformačnej schopnosti. V materiále odliatkov dochádza k dvom typom porušenia, a to v miestach s najnižšou medzou pevnosti. Pri vysokých teplotách sú miestami s najnižšou pevnosťou hranice zŕn, kým pri nízkych teplotách sú príťažlivé sily na hraniciach zŕn vyššie než vnútorné sily v mriežke, a preto sú najslabším článkom samotné zrná. Pri vysokých teplotách preto porušenie



Obr. 39 Typy porušenia

prechádza po hraniciach zŕn, t.j. *interkryštalicky* za vzniku *trhlín* (obr. 39a). Ich rozmery (šírka, dĺžka a hrúbka) sa zväčšujú postupne, proporcionálne so stúpaním vnútorných ťahových napätí až dovtedy, kým sa materiál nestane dostatočne húževnatým po poklese teploty do oblasti vysokej plasticity II. Pretože prebiehajú po hraniciach zŕn, na povrchu trhlín sa spravidla nachádzajú stopy eutektík a ich reliéf

zodpovedá makroštruktúre materiálu, pričom má obvyklé zreteľnú dendritickú morfológiu. Pri nízkych teplotách vznikajú *praskliny*, ktoré prechádzajú cez zrná (obr. 39b), teda dochádza k *transkryštalickému* porušeniu. Vznikajú skokovo a s oneskorením za stúpajúcim vnútorným napätím, často až po úplnom vychladnutí odliatku. Trhliny a praskliny sú plošné útvary s ostrým ukončením, ktoré má nepriaznivý vrubový účinok, keď sa materiál pri ostrí správa ako veľmi krehký. Oba typy porušenia, trhliny aj praskliny, sa vyskytujú takmer výhradne v ťažkých hrubostenných odliatkoch. Obzvlášť nebezpečné sú vnútorné porušenia, lebo zhoršujú mechanické, najmä únavové vlastnosti materiálu. Patria do kategórie neopraviteľných chýb odliatkov a ťažko sa zisťujú najmä v hrubozrnných štruktúrach. Zisťujú sa ultrazvukom alebo röntgenom a praskliny v dobe ich vzniku možno identifikovať sledovaním akustickej emisie. Povrchové porušenia sa zisťujú ľahšie, najčastejšie vizuálne alebo penetračnými metódami.

K vzniku trhlín dochádza v intervale teplôt vysokoteplotnej oblasti I, kedy má materiál odliatku súčasne minimálne hodnoty pevnosti, modulu pružnosti a ťažnosti. Môžu vzniknúť dôsledkom vnútorných napätí endogénneho alebo exogénneho pôvodu, ktoré sa vytvárajú v odliatku okolo teploty solidu napr. brzdeným zmrašťovaním, nerovnomerným ochladzovaním a zmenou hustoty materiálu pri fázových premenách tuhnutia. Trhliny vznikajú najčastejšie v tepelných uzloch, kde

má materiál odliatku najvyššiu teplotu dôsledkom väčšieho množstva vyvíjaného skupenského tepla. V chladnejších miestach má materiál vyššie hodnoty pevnosti a dôsledkom vyššieho modulu pružnosti kladie väčší odpor voči namáhaniu. Plastické deformácie sa preto sústredia do teplejších poddajnejších miest - do tepelných uzlov, kde vnútorné napätie prekročí medzu pevnosti a vyčerpanie rezervy plasticity sa prejaví vznikom trhliny. Trhliny sa môžu vyskytovať na povrchu tzv. *vonkajšie trhliny* alebo vo vnútri odliatkov - *vnútorné trhliny*, alebo v celom priereze.

Ku vzniku trhlín sú náchylné hrubostenné odliatky, u ktorých v priebehu tuhnutia vzniká tepelný spád medzi povrchom a vnútornými oblasťami. Tenká stuhnutá povrchová vrstva vytvorená na začiatku tuhnutia je namáhaná súčasne brzdeným zmrašťovaním a metalostatickým tlakom taveniny a takto vzniknuté napätia v najteplejších miestach môžu spôsobiť povrchové trhliny. Do trhlín vnika odmiešaná tavenina, čím vznikajú *vycedeniny*, ktorých dôsledkom je *obrátená povrchová segregácia*. Pri veľkom deficite tekutej fázy v dvojfázovej oblasti zostanú trhliny otvorené a ich povrch zoxидуje. V ďalšom priebehu ochladzovania, počas spravidla endogénneho tuhnutia je zmrašťovanie zmesi tuhej a tekutej fázy v hrubej zóne tuhnutia väčšie než zmrašťovanie už vytvorenej fázy povrchovej vrstvy. Preto už možnosť vzniku nových vonkajších trhlín je veľmi malá, ale v ďalšej tvoriacej sa tuhej fáze vznikajú podmienky pre tvorbu vnútorných trhlín, ktoré sa môžu pôsobením kapilárnych síl vyplniť odmiešanou taveninou za vzniku *vnútorných vycedenín* alebo zostanú prázdne ako vnútorné trhliny. Náchylnosť ku tvorbe vnútorných trhlín sa zvyšuje s hrúbkou zóny tuhnutia, teda s teplotným intervalom kryštalizácie.

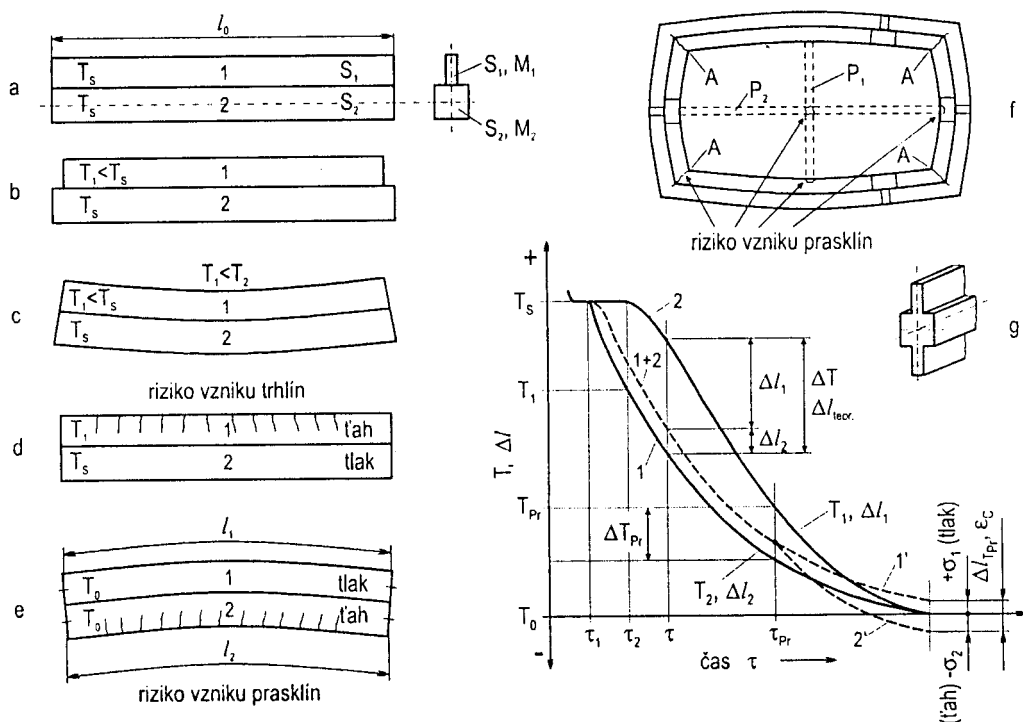
Pre interval teplôt III je charakteristické transkryštalické porušenie, pričom ku vzniku prasklín dochádza prevažne pôsobením vnútorných napätí endogénneho pôvodu. Tieto sú najčastejšie spôsobené nerovnomerným zmrašťovaním pri ochladzovaní jednotlivých častí odliatku a zmenami objemu pri sekundárnych fázových premenách. V intervale teplôt III má materiál odliatku medzu pevnosti a modul pružnosti blízke hodnotám pri izbovej teplote, kým tuhosť pieskových foriem, daná pevnosťou a modulom pružnosti formovacej zmesi je veľmi nízka. Vtedy je už vo formách vyrobených na surovo vytvorená kondenzačná zóna a v zmesiach II. generácie v okolí odliatku dochádza ku zníženiu tuhosti dôsledkom degradácie spojiva teplom. Okrem prípadov liatia do kovových foriem alebo výnimočne do pieskových (tenkostenné odliatky s veľkými jadrami) vysoká tuhosť odliatku aj v obmedzene poddajnej forme prekoná odpor formy voči zmrašťovaniu. Odliatok sa vo forme čiastočne zdeformuje a v jeho materiále zostanú iba malé zvyškové vnútorné napätia exogénneho pôvodu, ktoré sa ešte zmenšia po vybratí odliatku z formy, keď úplne pre-

behne jeho deformácia. Dostaneme síce zdeformovaný odliatok, ale bez rizika vzniku prasklín. K vzniku prasklín sú náchylné neizotermicky tuhnuce odliatky, ktorých tvar zabráni dilatáciám spôsobeným rozdielnym zmrašťovaním ich jednotlivých častí. Neizotermičnosť, t.j. rozdielnosť rýchlostí chladnutia jednotlivých častí odliatkov, spôsobujú rozdielne hrúbky stien, tepelné uzly, náliatky, chladidlá, vtoková sústava, podmienky výmeny tepla vo forme (v rohoch, výstupkoch a pod.) a tiež samotné termofyzikálne vlastnosti materiálu foriem a jadier. Vzniknuté napätia sa môžu účinne znížiť deformáciami odliatku, ale možnosť vzniku pružných deformácií a ich dôsledkov v samotnom odliatku závisí od jeho tvaru a tuhosti konštrukcie z hľadiska zákonitostí statiky.

4.2 MECHANIZMY VZNIKU VNÚTORNÝCH NAPÄTÍ

Počas tuhnutia a ochladzovania vo forme v odliatkoch vždy vzniknú vnútorné napätia exogénneho a endogénneho pôvodu, ktorých veľkosť závisí od individuálnych mechanických a termofyzikálnych vlastností materiálov odliatku a formy. Väčšina odliatkov je priestorovým objektom, pozostávajúcim z rôznych geometrických útvarov, u ktorých sa pomer medzi objemom a povrchom (hodnota modulu M) spravidla odlišuje a majú rôznu dobu tuhnutia. Mechanizmus vzniku vnútorných napätí vyvolaných nerovnomerným chladnutím odliatku s malým prierezom je znázornený na obr. 40.

Odliatok pozostáva z dvoch tyčí (1 a 2) s hodnotami modulu M_1 a M_2 a dobou tuhnutia τ_1 a τ_2 . Analýza sa uskutoční za predpokladov, že vyvíjané skupenské teplo po celú dobu tuhnutia tyčí τ_1 a τ_2 udrží ich teplotu na hodnote T_S , súčiniteľ lineárneho zmraštenia α_l má konštantnú hodnotu a so zanedbaním vzájomnej výmeny tepla medzi tyčami. Závislosť teploty tyčí od času v dobe od začiatku tuhnutia až po úplné vychladnutie odliatku na teplotu okolia znázorňujú krivky 1 a 2, ktoré súčasne zodpovedajú hodnotám zmraštenia oboch tyčí, keby tuhli samostatne a nebrzdene. Obe tyče majú zhodnú teplotu T_S a dĺžku l_0 po celú dobu tuhnutia tyče 1 a až po jeho ukončení v čase τ_1 tyč 1 začne chladnúť a zmrašťovať sa. V čase τ_2 , kedy končí tuhnutie hrubšej tyče 2, táto má stále teplotu T_S a ešte nezačalo jej zmrašťovanie, vtedy má už tyč 1 teplotu T_1 , pri ktorej by nebrzdené zmraštenie dosiahlo, podľa obr. 40b, hodnotu $\Delta l_1 = l_0 \alpha_l (T_S - T_1)$ alebo pomernú hodnotu $\varepsilon_1 = \alpha_l (T_S - T_1)$. Keďže obe tyče sú mechanicky spojené, zmrašťujú spoločne a priebeh spoločnej deformácie znázorňuje krivka 1+2.



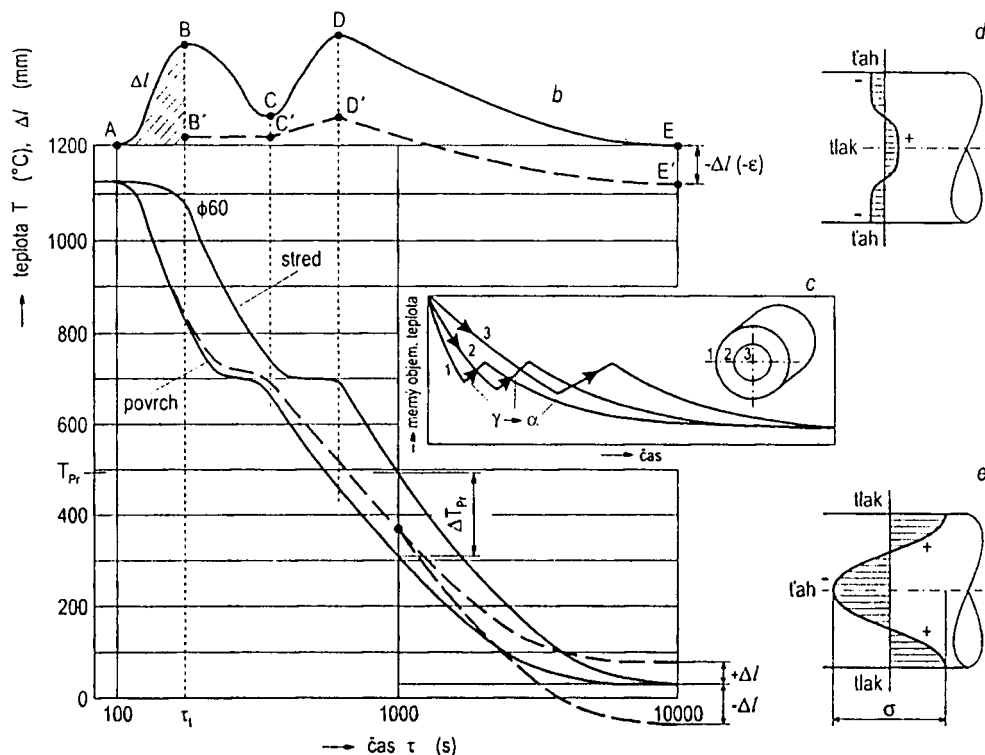
Obr. 40 Mechanizmus vzniku vnútorných napätí nerovnomerným ochladzovaním

V dokonale poddajnej forme by sa odliatok prehol (obr. 40c), ale v reálnej forme, i vyrobenej na surovo, jej tuhosť prekoná veľmi nízku tuhosť materiálu odliatku, ktorý získa tvar blízky znázorňenému na obr. 40d. V dobe τ_1 až τ_2 teplota tyče 1 klesá z hodnoty T_s na T_1 a súčasne sa prudko zvyšujú hodnoty modulu pružnosti a pevnosti jej materiálu, kým mechanické vlastnosti materiálu tyče 2 zodpovedajú iba teplote T_s . Tyč 2 najúčinnnejšie bráni zmrašťovaniu tyče 1 tesne pod teplotou T_s , kedy sú mechanické vlastnosti oboch tyčí ešte blízke a vtedy vo vysokoteplotnej oblasti I (obr. 38) vzniká v tyči 1 najväčšie riziko tvorby trhlin. Po prvotnej deformácii oboch tyčí sa ich gradienty ochladzovania $dT/d\tau$ postupne vyrovnávajú a počas ďalšieho chladnutia sú už rozdiely v ich zmrašťovaní podstatne menšie než spočiatku a tyč 1 má mierne dominantný vplyv (úmerne pomerom prierezov tyčí S_1, S_2 a modulom pružnosti ich materiálu) na spoločnú deformáciu, lebo jej materiál má podstatne vyššie hodnoty modulu pružnosti než tyč 2. Pri chladnutí v oblasti II (obr. 38) rozdielne zmrašťovanie tyčí účinne vyrovnáva vysoká plasticita materiálu a v čase τ je skutočné zmraštenie tyče 1 menšie o Δl_1 a tyče 2 o Δl_2 väčšie než nebrzdené. K zmene plastických vlastností materiálu dôjde okolo prechodovej teploty T_{pr} , pod ktorou (oblasť III, obr. 38) už materiál vykazuje zreteľnú medzu pružnosti. V čase τ_{pr} , kedy teplejšia tyč 2 dosiahla teplotu T_{pr} ,

majú obe tyče zhodnú dĺžku, ale ich teploty sa líšia o hodnotu ΔT_{pr} . Pri ďalšom ochladzovaní sa rozdielne zmrašťovanie tyčí prestane vyrovnávať plasticou deformáciou, ale vyvoláva v nich pružné deformácie, znázornené krivkami 1' a 2'. Po úplnom vychladnutí odliatku je dĺžkový rozdiel najväčší a celkový pomerný rozdiel ich dĺžok dosiahne hodnotu $\epsilon_C = \alpha_l \Delta T_{pr}$ a vyvolá v odliatku vnútorné napätia, ktoré môžu dosiahnuť veľmi vysoké hodnoty vzhľadom na vysokú hodnotu modulu pružnosti. V rýchlejšie chladnúcej tyči 1 pôsobí tlakové napätie a praskliny môžu vzniknúť iba v hrubšej tyči 2, v ktorej pôsobí ťah. Dôsledky vnútorných napätí závisia hlavne od možnosti odliatku deformovať sa, čo závisí od tuhosti formy a tvaru samotného odliatku. V pieskovej forme sa daný odliatok zdeformuje do tvaru podľa obr. 40e, kedy sa vnútorné napätia podstatne znížia a úmerne sa zníži aj riziko vzniku prasklín. Rám tvorený tyčami s takýmto profilom, s tenkou časťou orientovanou smerom von, by sa zdeformoval do tvaru podľa obr. 40f, v ktorom je už riziko vzniku prasklín väčšie, a to najmä vo vnútorných rohoch (A). Kovová forma môže dočasne zabrániť deformáciám, ale tieto sa po vyrazení odliatku z formy objavia v plnom rozsahu. K prehnutiu tyče a rámu (obr. 40e, f) by nedošlo v prípade osovosymetrického usporiadania ich anizotermicky tuhnutých častí (obr. 40g). Prehnutia na obvode rámu je možné účinne zmenšiť vložení výstužných priečok P_1 a P_2 , najúčinnnejšie, ak výstuhy a odliatok súčasne dosiahnu teplotu T_{pr} resp. interval teplôt III (obr. 38). Vtedy budú deformácie najmenšie, zníži sa riziko prasklín v rohoch, ale v ráme a v priečkach, ktoré nemôžu voľne dilatovať, vzniknú väčšie vnútorné napätia. Výstužné prvky patria medzi odporúčané technologické úpravy odliatkov, ale ich aplikáciu treba vždy citlivo zvážiť. Nevhodne zvolený prierez alebo poloha výstuhy môžu nepriaznivo zasiahnuť do časového priebehu vnútorných silových pomerov v obvykle staticky preurčenej sústave odliatku s jednou alebo viac výstuhami. Vložená priečka s príliš malým prierezom sa pri chladnutí pod teplotou T_{pr} neprispôsobuje deformáciám celého rámu, ale jej predčasné zmrašťovanie v oblasti pružných deformácií vyvolá tendenciu daného rámu prehnúť sa naopak, smerom dovnútra. V ráme sa zvýšia vnútorné napätia a samotná priečka bude veľmi namáhaná ťahom s odpovedajúcim rizikom vzniku praskliny. Treba si uvedomiť, že odstránenie pre funkciu odliatku nepotrebných priečok je možné až po výraznom znížení vnútorných napätí žíhaním. Odstránenie akejkoľvek časti odliatku, v ktorej pôsobia vnútorné napätia (výstužné priečky alebo povrchové vrstvy), naruší rovnováhu vnútorných síl a vyvolá dodatočnú deformáciu odliatku.

Pri veľkých prierezoch skupenské teplo vyvíjané počas tuhnutia neudrží teplotu po celom priereze na hodnote blízkej T_S a medzi povrchom a stredom odliatku vznikne citeľný teplotný spád. Prie-

beh teplôt a zmrašťovania pri tuhnutí a chladnutí liatinového valca odliateho do pieskovej formy na surovo je znázornený na obr. 41. Priebeh teplôt je veľmi podobný ako u odliatku na obr. 40, ale okolo teploty 700°C ho ovplyvňuje fázová premena γ - α , pri ktorej súčasne dochádza k zmene merného objemu. Na obr. 41b je znázornený priebeh teoretických hodnôt dĺžkových rozdielov spôsobených rozdielnym zmrašťovaním povrchu a stredu ($A - E$) a skutočných hodnôt ($B' - E'$).



Obr. 41 Priebeh tuhnutia a zmrašťovania liatinového valca $\varnothing 60$ mm

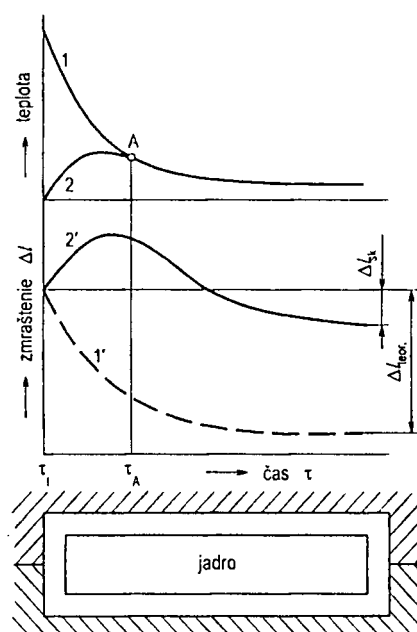
V čase τ_1 má materiál stred teplotu blízku T_s , ale už je skráteneý (stlačený) o dĺžku $B - B'$. V tejto etape chladnutia je povrch namáhaný ťahom a stred tlakom (obr. 41d). Pri fázovej premene γ - α vyvíjané transformačné teplo spomalí chladnutie, a tým aj zmrašťovanie. Pretože tvoriace sa zložky, najmä grafit, majú vyšší merný objem než austenit (Tabuľka 3), dôjde k nárastu dĺžky v transformovanom objeme (obr. 41c) a výsledné dĺžkové zmraštenie bude o tento nárast menšie. Od množstva vzniknutého grafitu závisí veľkosť objemových a dĺžkových zmien, ale tieto spravidla nespôsobujú riziko narušenia celistvosti, lebo k nim dochádza v intervale teplôt II s vysokou plasticitou materiálu, vrátane liatin. Pri dosiahnutí intervalu teplôt III majú stred a povrch rovnakú dĺžku, ale stred je teplejší než povrch o hodnotu ΔT_{Pr} .

Do konca ochladzovania sa teplejší stred zmraší viac než povrch a rozdiel ich dĺžok vyvolá vo valci celkovú pomernú deformáciu $\varepsilon_C = \alpha_l \Delta T_{pr}$, ktorá je súčtom deformácií tlakom namáhaného povrchu ε_1 a ťahom namáhaného stredu ε_2 (obr. 41e). Vnútorne napätia vytvoria vo valci rovnováhu tlakových síl pôsobiacich na povrchu s ťahovými silami v strede. Ak bol odvod tepla po celom povrchu valca rovnorodý, budú vnútorné napätia voči jeho osi distribuované symetricky a valec zostane rovný. V takom prípade vo valci vznikne trvalé vnútorné napätie:

$$\sigma = \varepsilon_C E = (\varepsilon_1 + \varepsilon_2) E = E \alpha_l \Delta T_{pr} \quad (35)$$

Prechod z oblasti plastických do oblasti pružných deformácií (z oblasti II do III, obr. 38) nie je skokový, ale prebieha v intervale teplôt a pri pomalom chladnutí aj pod teplotou T_{pr} dochádza k určitej pretrvávajúcej plastickej deformácii pri konštantnom napätí. Týmto možno vysvetliť, že skutočné hodnoty zvyškového vnútorného napätia σ_{zv} , zistené v konkrétnych odliatkoch, sú o 25 až 45% nižšie než vyrátané zo vzťahu (35). Počas chladnutia stredu po teplotu T_{pr} celkové zmraštenie určuje hlavne zmrašťovanie povrchu, keď stred sa plastickey deformuje - skracuje a až pri ďalšom chladnutí sa začne stred podieľať rovnocenne na zmrašťovaní. Teplejší, už plastickeymi deformáciami skrátený stred sa pri ďalšom ochladzovaní zmraší viac než okraje. Z opísaného priebehu anizotermického zmrašťovania masívneho tyčového odliatku vyplývajú nasledovné závery:

- veľkosť trvalých zvyškových vnútorných napätí vo vychladnutom odliatku je priamo úmerná rozdielu teplôt medzi povrchom a stredom ΔT_{pr} v čase, keď stred dosiahol teplotu T_{pr} ,
- celkové zmraštenie tyčového odliatku s veľkým prierezom bude väčšie než teoretické a tým väčšie, čím je väčší jeho prierez,
- pri plastickej deformácii - stláčaní stredových oblastí odliatku počas ich chladnutia na teplotu T_{pr} dochádza k uzatváraniu mikropórov s pozitívnym vplyvom na vlastnosti materiálu,
- opísaný mechanizmus vzniku vnútorných napätí sa uplatňuje aj pri chladnutí tvárnených materiálov, keď po poslednom styku s tvárniacim nástrojom chladnú v oblasti pružných deformácií (pod teplotou T_{pr}) s východiskovým rozdielom teplôt medzi stredom a povrchom ΔT_{pr} .



Obr. 42 Mechanizmus vzniku vnútorných napätí brzdeným zmrašťovaním

Mechanizmus vzniku vnútorných napätí dôsledkom zmrašťovania odliatku brzdeného tuhosťou jadra je znázornený na obr. 42. Po celú dobu od ukončenia tuhnutia až do konca ochladzovania, kedy sa odstraňuje jadro, klesá teplota odliatku podľa krivky 1, kým teplota jadra (krivka 2) spočiatku stúpa a až neskôr (za bodom A) klesá zhodne s teplotou odliatku. Voľne chladnúci odliatok s dokonale poddajným jadrom by sa zmrašťoval proporcionálne s poklesom jeho teploty ako to znázorňuje krivka 1'. Jadro z technologických príčin musí byť tuhé a navyše pri jeho ohreve (pred bodom A) sa jeho rozmery dôsledkom tepelnej rozťažnosti ešte zväčšujú. Rozdiely medzi teoretickými (ničím neobmedzovanými) rozmerni oboch objektov, t.j. teplom zväčšeného jadra a zmrašteného odliatku, sa

od ukončenia tuhnutia v čase τ_0 stále zväčšujú až do doby τ_A , kedy sú v okolí bodu A najväčšie. Hodnota nebrzdeného zmraštenia (pomerné deformácie) odliatku ε_{od} , ku ktorému by došlo pri jeho ochladení z teploty nulovej tekutosti T_x (blízkej teplote solidu) na strednú teplotu steny T_{str} , teda pri použití dokonale poddajného jadra, bude:

$$\varepsilon_{od} = \alpha_l (T_x - T_{str}) \quad (36)$$

kde α_l je súčiniteľ lineárneho zmraštenia materiálu odliatku.

Reálne jadrá nie sú dokonale poddajné, a preto bránia zmrašťovaniu odliatku. Potom rovnováha síl pôsobiach v jadre s prierezom S_j , v ktorom pôsobí napätie σ_j a v odliatku s prierezom S_{od} , v ktorom pôsobí napätie σ_{od} , je daná vzťahom:

$$\sigma_j S_j = \sigma_{od} S_{od} \quad \text{resp.} \quad \sigma_j = \sigma_{od} \frac{S_{od}}{S_j}; \quad \sigma_{od} = \sigma_j \frac{S_j}{S_{od}} \quad (37)$$

V rovnováhe sú aj hodnoty pomerných deformácií, pričom skutočná deformácia odliatku ε je daná teoretickou hodnotou deformácie ε_{od} zmenšenou o deformáciu jadra ε_j , keď po zohľadnení Hookeovho zákona a vzťahu (36) platí:

$$\varepsilon = \varepsilon_{od} - \varepsilon_j = \frac{\sigma_{od}}{E_{od}} = \alpha_l (T_x - T_{str}) - \frac{\sigma_j}{E_j} \quad (38)$$

kde E_j a E_{od} sú moduly pružnosti materiálov jadra a odliatku.

Po dosadení výrazu pre hodnotu σ_j z rovnice (37) do vzťahu (38) dostaneme po úprave vzťah pre hodnotu napätia σ_{od} pôsobiaceho v odliatku, ktoré nesmie prekročiť medzu pevnosti materiálu odliatku $R_m(T)$ pri teplote $T = T_{str}$:

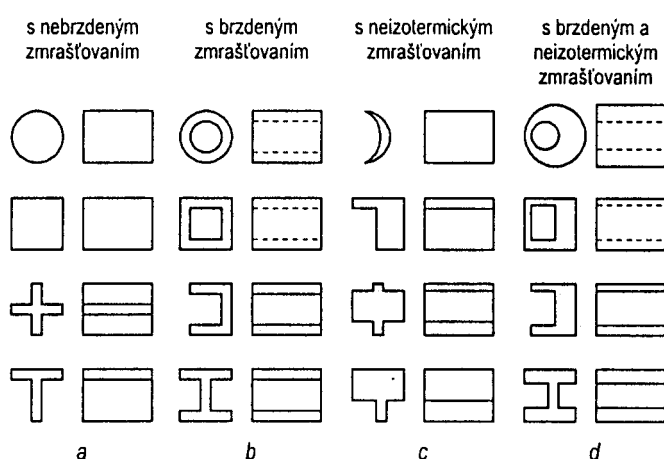
$$\frac{\sigma_{od}}{E_{od}} + \frac{\sigma_{od}}{E_j} \frac{S_{od}}{S_j} = \alpha_l (T_x - T_{str}) \quad \text{z čoho:} \quad \sigma_{od} = \frac{\alpha_l (T_x - T_{str})}{\frac{1}{E_{od}} + \frac{1}{E_j} \frac{S_{od}}{S_j}} < R_m(T) \quad (39)$$

Nerovnosť (39) musí platiť v celom intervale teplôt od okamihu ukončenia tuhnutia až do konca ochladzovania vo forme a formuluje podmienku zabránenia vzniku trhlín a prasklín v odliatkoch. V počiatočných štádiách chladnutia je pevnosť materiálu odliatku veľmi nízka, nižšia než pevnosť jadra a napätia vyvolané brzdeným zmrašťovaním v okolí teploty solidu vytvárajú veľké riziko tvorby trhlín. Pri ďalšom poklese teploty do oblasti prevažne plastických deformácií (obr. 38 - II) sa pevnosť a ťažnosť materiálu zvyšujú natoľko, že riziko tvorby trhlín už nehrozí. Rozdielne zmrašťovanie vyvoláva prevažne plastické deformácie a v odliatku pôsobia iba veľmi malé vnútorné napätia. Voľnému zmrašťovaniu odliatku bránia nielen jadrá, ale väčšinou aj forma, napr. v priestore medzi prírubami, výstupkami, náliatkami, vtokovou sústavou, v uzatvorených odliatkoch a pod. Dôsledkom brzdeného zmrašťovania sú v rôznych častiach odliatku skutočné hodnoty lineárneho zmraštenia iné, okolo jadri nižšie než teoretická hodnota. Obzvlášť vysoké napätia môžu vzniknúť pri odlievaní do kovových foriem a vzniku prasklín sa predchádza tak, že odliatky sa vyberajú pred úplným vychladnutím, kým ich teplota je v oblasti prevažne plastických deformácií (obr. 38 - oblasť II). Pri odlievaní do pieskových foriem sú podmienky pre dilatácie podstatne priaznivejšie. Pevnosť zmesí s ílovými spojivami (I. generácie) na surovo neprevyšuje 0,1 MPa a tuhosť formy výrazne zníži kondenzačná zóna. U chemicky spevňovaných zmesí (II. generácie)

počiatočná pevnosť po ohriatí taveninou výrazne klesá, čím sa formy a jadrá stanú poddajnými.

Zo vzťahu (39) vyplýva, že na tvorbu trhlín budú náchylné iba tie zliatiny, u ktorých dochádza v kritickom intervale teplôt okolo teploty solidu k zmrašťovaniu, a to tým viac, čím je v tomto intervale väčší súčiniteľ zmraštenia α_r . Na tvorbu trhlín nie sú náchylné grafitické liatiny, u ktorých dochádza na začiatku tuhnutia k zväčšovaniu objemu, k tzv. *predzmrašťovacej expanzii*. Priebeh voľného zmrašťovania grafitickej liatiny neprebíha proporcionálne s priebehom teploty, ale spočiatku dochádza k rastu rozmerov odliatku a krivka zmraštenia má podobný priebeh ako dilatácie jadra (2').

Na obr. 43 sú uvedené niektoré charakteristické prierezy tyčových odliatkov, usporiadané do skupín podľa náchylnosti na vznik vnútorných napätí endogénneho a exogénneho pôvodu. Tvar odliatkov typu *a* zaručuje, že po stuhnutí a rovnorodom ochladnutí vo forme vzniknú v nich iba malé, voči pozdĺžnej osi odliatku symetricky distribuované vnútorné napätia úmerné rozdielu teplôt medzi ich stredom a povrchom ΔT_{pr} , a nedôjde k ich makrodeformácii - prehnutiu.



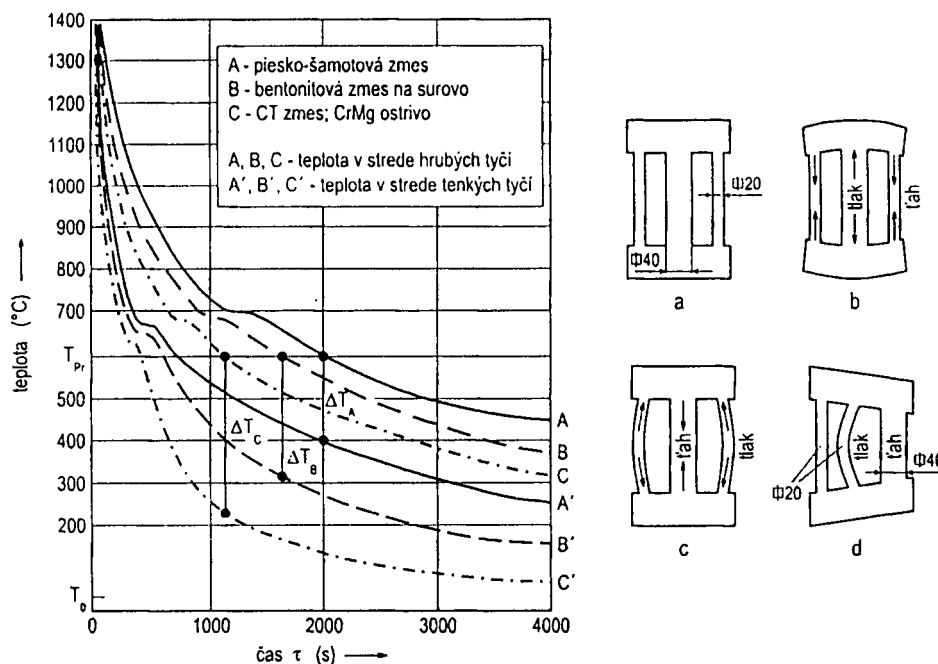
Obr. 43 Vplyv profilu odliatku na vznik vnútorných napätí

prejaví ich väčšími makrodeformáciami a vyššími hodnotami dočasných a trvalých vnútorných napätí.

Na časový priebeh hodnôt vnútorných napätí pri tuhnutí a chladnutí odliatku vplyvajú dva rozhodujúce faktory - neizotermické chladnutie a brzdené zmrašťovanie, ktoré závisia od fyzikálnych vlastností materiálov odliatku a formy. Konečné rozmery a tvar - stupeň makrodeformácií po úplnom vychladnutí určuje priebeh zmrašťovania, ktorý však závisí aj od priestorového usporiadania

Pri chladnutí odliatkov typu *b* bráni ich zmrašťovaniu odpor formy a po vychladnutí budú tvarovo zdeformované. Odliatky typu *c* sa budú pri chladnutí správať podobne, s rovnakými dôsledkami, ako anizotermicky chladnúci odliatok tyče podľa obr. 40. U odliatkov typu *d* sa uplatnia súčasne negatívne dôsledky neizotermického chladnutia a brzdeného zmrašťovania, čo sa

(konštrukcie) odliatku. Aditívny vplyv uvedeného komplexu faktorov na priebeh chladnutia a deformácií odliatku ocel'ovej mreže je znázornený na obr. 44.



Obr. 44 Vplyv vlastností formy na priebeh ochladzovania a zmrašťovania ocel'ovej mreže

Mreža pozostáva z troch štvorcových tyčí, stredovej s $a = 40$ mm a dvoch krajných $a = 20$ mm, ktoré sú na koncoch spojené krátkymi čelnými priečkami s prierezom 40×50 mm (obr. 44a). Tri rôzne zvolené materiály formy, pieskovo-šamotová zmes so živičným spojivom (A), bežná bentonitová zmes (B) a CT zmes s chrómmagnezitovým ostrivom (C), majú hodnoty súčiniteľa tepelnej akumulácie b_f približne od 1000 (zmes A) do 2400 $\text{W} \cdot \text{s}^{-1/2} \cdot \text{m}^2 \cdot \text{K}^{-1}$ (zmes C) a ich pevnosť sa pohybuje v rozmedzí približne od 75 kPa (zmes B) až do 2,5 MPa (zmes C). Zmesi poskytujú rozsah rýchlostí ochladzovania a tuhosti formy, aké sa vyskytujú v zlievarenskej praxi. Priebeh ochladzovania znázorňujú krivky hodnôt teploty A, B, C v strede hrubých tyčí a A', B', C' v strede tenkých tyčí, keď označenie zodpovedá typu zmesi (A, B a C) použitej na výrobu formy.

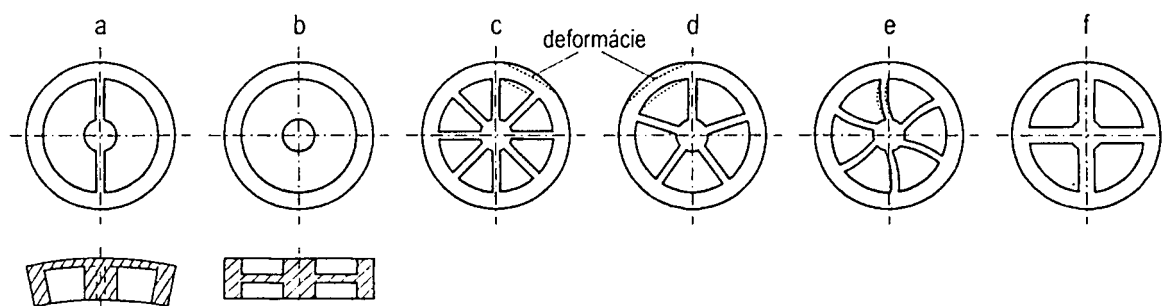
Doba tuhnutia tyčí sa pohybuje približne od 20 s u tenkých tyčí v zmesi C až po 150 s v hrubej tyči mreže odliatej do zmesi A. V tejto dobe dochádza k prvým významným rozdielom v zmrašťovaní, pričom sa uplatňuje aj tepelná rozťažnosť a tuhosť formovacej zmesi v priestoroch medzi čelami a tyčami. Pri veľkom rozsahu počiatkových deformácií je riziko vzniku trhlín v odliatkoch z uhlíkových ocelí pomerne vysoké, zvyšuje sa pri obsahu C okolo 0,25% a u niektorých typov

legovaných ocelí. Dôsledkom nízkych hodnôt súčiniteľov tepelnej vodivosti a tepelnej akumulácie ocelí (podstatne nižších než u zliatin Cu a Al) vzniká v ich priereze citel'ný teplotný spád, ktorý nepriamo obmedzuje tvorbu trhlín. Hrúbka zóny tuhnutia je pomerne malá a do vznikajúcich povrchových trhlín sa ľahko dostáva odmiešaná tavenina, čo sa prejaví obrátenou povrchovou segregáciou. Povrch odliatku dosiahne teplotu oblasti prevažne plastických deformácií ešte pred ukončením tuhnutia v strede, a to tým skôr, čím je intenzívnejší odvod tepla formou. Deficit objemu vo viac zmrašťujúcich, ťahom namáhaných tenkých tyčiach sa prejaví vyšším výskytom stredových riedení. Rozdiel dĺžok medzi pomalšie chladnúcou strednou tyčou a okrajovými tyčami by v dokonale poddajnej forme spôsobil deformáciu mreže do tvaru podľa obr. 44b. Vysoká tuhosť formy na začiatku chladnutia prekoná tuhosť materiálu odliatku a jeho tvar bude bližší východiskovému (obr. 44a), najbližší u mreže odliatej do zmesi C. Bez ohľadu na fyzikálne vlastnosti formovacej zmesi a rozsah deformácií v oblasti plasticity až po dosiahnutie teplôt v oblasti pružných deformácií budú v mreži iba veľmi malé vnútorné napätia. Z priebehu kriviek teploty A, B, C a A', B', C' vidieť, že rozdielne podmienky ochladzovania sa prejavili aj zmenami rozdielu teplôt medzi stredmi hrubých a tenkých tyčí (ΔT_{pr}) v čase, keď stred hrubých tyčí dosiahol teplotu T_{pr} . Mreža odliata do zmesi C začne v oblasti pružných deformácií chladnúť s východiskovým rozdielom teplôt $\Delta T_C \doteq 380^\circ\text{C}$, v zmesi B $\Delta T_B \doteq 290^\circ\text{C}$ a v zmesi A s rozdielom teplôt $\Delta T_A \doteq 200^\circ\text{C}$. V tejto záverečnej etape chladnutia väčšie zmraštenie hrubších stredových tyčí voči krajným vyvoláva deformáciu mreže do tvaru podľa obr. 44c, keď sa vzperom namáhané štíhle krajné tyče prehnú. Stupeň deformácie jednotlivých mreží bude úmerný rozdielu teplôt $\Delta T_A, \Delta T_B, \Delta T_C$, s ktorými vstupovali do oblasti pružných deformácií. Pokiaľ pri chladnutí v tejto oblasti teplôt neprekročia vnútorné napätia medzu pružnosti, tuhosť formy nebude mať vplyv na konečný tvar mreže po vychladnutí.

Na charakter a stupeň deformácií má veľký vplyv priestorové usporiadanie odliatku (konštrukcia) z hľadiska statiky. Podobná mreža, líšiaca sa iba premiestnením hrubej tyče zo stredu na okraj, bude do oblasti pružných deformácií vstupovať s rovnakým rozdielom teplôt ΔT_{pr} (daný použitou formou), ale rozdielne zmrašťovanie tyčí bude mať oveľa závažnejšie dôsledky na napät'ové pomery. Mreža sa správa ako staticky preurčená prútová konštrukcia, v ktorej krátke tuhé čelné priečky pôsobia ako páky a výrazne zväčšia namáhanie strednej priečky vzperom. Mreža sa zdeformuje do tvaru znázorneného na obr. 44d, v ktorom je veľmi vysoké riziko vzniku prasklín. Veľkosť trvalých vnútorných napätí po vychladnutí a vybratí z formy je daná prerozdelením vnú-

torných síl v odliatku po jeho prirodzenom zdeformovaní a zdeformovaní vynútenom jeho konštrukciou. Odliatky typu mreže, dosky alebo skrine s masívnym obvodovým rámom alebo prírubou sa bežne vyskytujú v zlievarenskej praxi a nevhodné konštrukcie sú častou príčinou neprijateľných, vynútených deformácií. Použitie technologických úprav - dočasných výstužných prvkov je často problematické a efektívnejšie riešenie ponúkajú cielené zásahy do konštrukcie odliatku, pokiaľ to jeho funkčnosť dovolí.

V odliatku kola (obr. 45a) pri chladnutí v oblasti pružných deformácií väčšie zmraštenie masívneho obvodového prstenca voči tenkej čelnej doske vyvolá znázornenú deformáciu odliatku.



Obr. 45 Vplyv tvaru odliatku na náchylnosť k deformáciám

Použitie výstuhy (ako technologickej úpravy alebo trvalej časti odliatku) zabráni prehnutiu v smere výstuhy, ale v kolmom smere sa celková deformácia kola ešte zväčší. Symetrické umiestnenie dosky (obr. 45b) zabráni axiálnemu prehnutiu, ale úroveň vnútorných napätí a riziko prasklín v obvodovom prstenci sa zvýši. Zníženie vnútorných napätí na obode sa dá dosiahnuť zvýšením poddajnosti odliatku nahradením plnej dosky ramenami (obr. 45c), menším počtom ramien (obr. 45d), zakrivenými ramenami (obr. 45e) alebo najúčinnnejšie - aplikáciou ramien s rovnakým prierezom alebo modulom ako má obvodový prstenec.

4.3 DÔSLEDKY VNÚTORNÝCH NAPÄTÍ V ODLIATKU

V priebehu tuhnutia a ochladzovania reálneho odliatku chladnú jeho jednotlivé časti rôznou rýchlosťou, a preto dochádza k ich rozdielnemu zmrašťovaniu a v konkrétnom časovom intervale sú teoretické rozdiely dĺžok odliatku priamo úmerné rozdielu ich teplôt, ktorý v tomto intervale vzni-

kol. Výnimkou sú prípady, kedy v danom intervale teplôt dochádza k transformačnej zmene objemu. Rozdiely v zmrašťovaní sa prejavujú vznikom vnútorných napätí endogénneho pôvodu a odpor formy voči zmrašťovaniu vyvolá ďalšie napätia exogénneho pôvodu. Ich súčet vyvolá deformácie odliatku, ktorých rozsah určuje rovnováha vnútorných síl v odliatku a vo forme. Pri tuhnutí vo vysokoteplotnom intervale prevažne pružných deformácií sú pomalšie chladnúce časti odliatku namáhané tlakom a rýchlejšie chladnúce časti a povrchy ťahom. V ťahom namáhaných častiach odliatku dochádza k riziku vzniku trhlín, ktoré sa zvyšuje:

- So zväčšujúcim sa stupňom anizotermickosti odliatku - so zväčšovaním pomeru medzi hodnotami modulov M jednotlivých častí odliatku. Náchylnosť k tvorbe trhlín bude vyššia u odliatkov z materiálu, ktorý má nízke hodnoty tepelnej akumulácie, odliatych do foriem s vysokou tepelnou akumuláciou.
- So zväčšovaním sa tuhosti formy a veľkosťou expanzie jej vnútorných častí na začiatku ochladzovania.
- So zväčšovaním sa hrúbky zóny tuhnutia. Pri rovnakých podmienkach ochladzovania sú k tvorbe trhlín náchylnejšie zliatiny s väčším intervalom tuhnutia a endotermicky tuhnuce, než zliatiny s úzkym intervalom, tuhnuce exogénne.
- So stúpaním obsahu nežiadúcich vtrúsenín a sprievodných prvkov, ktoré tvoria eutektiká tuhnuce ako posledné na hraniciach zŕn.
- So zväčšujúcim sa rozmerom primárnych zŕn. Na hraniciach hrubých zŕn tvoria eutektiká väčšie súvislé útvary - segregáty, v ktorých dochádza k iniciácii trhlín. V jemnozrnej štruktúre sa rovnaké množstvo eutektík vylúči na podstatne väčšej dĺžke hraníc zŕn za vzniku menej škodlivých menších útvarov. Náchylnosť k tvorbe trhlín sa v praxi znižuje vhodným legovaním, metalurgickým znižovaním obsahu vtrúsenín, operáciami očkovania alebo modifikácie, aby sa dosiahla jemnozrnná štruktúra a menej škodlivá morfológia vylúčených nežiadúcich štruktúrnych zložiek.

Rozdielne alebo brzdené zmrašťovanie v teplotnom intervale prevažne plastických deformácií sa účinne vyrovnáva plastickými deformáciami a bez ohľadu na ich rozsah pôsobia v odliatku iba veľmi malé vnútorné napätia. Rozsah deformácií v brzdenom zmrašťujúcich častiach sa zvyšuje so stúpajúcou tuhosťou formy.

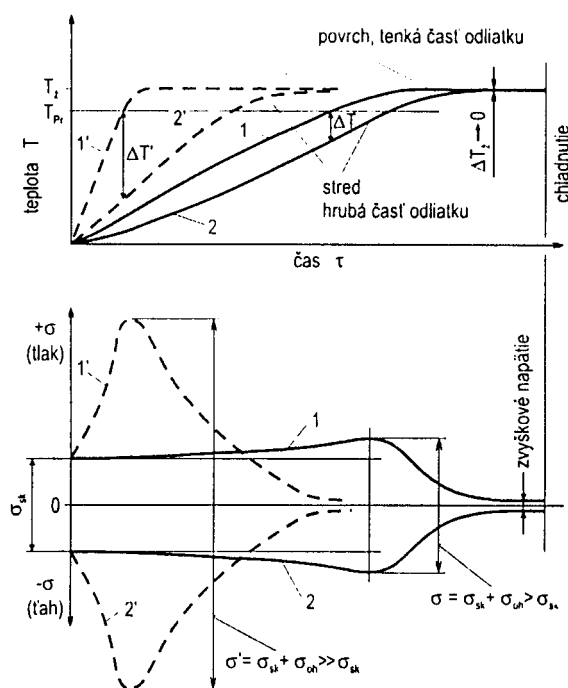
Úroveň vnútorných napätí vo vychladnutom odliatku rozhodujúcim spôsobom určuje rozdiel teplôt ΔT_p , medzi stredmi hrubých a tenkých častí odliatku, alebo medzi povrchom a stredom hrubých stien na začiatku ochladzovania v intervale teplôt prevažne pružných deformácií. Pri ďalšom chladnutí sa rozdielne zmrašťovanie prejaví väčšinou pružnými deformáciami materiálu odliatku a podstatne vyššími hodnotami vnútorných napätí, keď v tenkých častiach a na povrchu odliatku pôsobí prevažne tlak, kým v strede hrubých častí pôsobí ťah.

- Hodnoty zvyškových vnútorných napätí po vychladnutí závisia od možnosti odliatku deformovať sa vo forme a rovnováhy síl v sústave odliatok - forma. Po vybratí odliatku z formy určuje stupeň deformácií a napäťové pomery v jeho jednotlivých častiach iba rovnováha vnútorných síl v odliatku.
- Po vyčerpaní rezervy plasticity (prekročení medze pevnosti) vznikajú v odliatku spravidla vnútorné praskliny, ktoré vždy vychádzajú zo stredu hrubých častí.
- K vzniku prasklín prechádzajúcich celým prierezom dochádza iba dôsledkom deformácií vynútených konštrukciou - priestorovým usporiadaním častí odliatku.
- K tvorbe prasklín sú zvlášť náchylné odliatky, ktorých časti tvoria staticky preurčený priestorový útvar.

Všetky zmeny objemu materiálu odliatku od začiatku tuhnutia až po úplné vychladnutie sa prejavia zmraštením. Skutočnú hodnotu zmrašťovania ovplyvňuje najmä brzdené zmrašťovanie od začiatku tuhnutia a v oblasti teplôt prevažne plastických deformácií, ktoré vyvolá rozsiahle plastické deformácie pri veľmi nízkych hodnotách zvyškového vnútorného napätia. Ak vnútorné napätia neprekročia medzu pružnosti, veľkosť zmraštenia v oblasti pružných deformácií je blízka teoretickej hodnote. Výsledné zmraštenie bude blízke teoretickej hodnote v nebrzdene zmrašťujúcich častiach odliatku, u ktorých došlo počas tuhnutia k minimálnemu teplotnému spádu medzi povrchom a stredom. U častí s veľkým prierezom, u ktorých došlo k teplotnému spádu počas tuhnutia, dominujúce počiatkové väčšie zmrašťovanie povrchu a následné väčšie zmraštenie teplejšieho stredu spôsobí, že celková hodnota zmraštenia bude vyššia než teoretická. Vychladnutý odliatok po vybratí z formy má voči modelu dôsledkom deformácií odlišný tvar a dôsledkom zmrašťovania menšie rozmery, pričom veľkosť konečného zmraštenia jednotlivých častí sa spravidla líši.

4.4 ODSTRAŇOVANIE VNÚTORNÝCH NAPÄTÍ

Vnútorne napätia, ktoré zostali v odliatku po jeho úplnom vychladnutí a vybratí z formy, je možné výrazne znížiť *žíhaním na odstránenie vnútorných napätí*. Spočíva v ohriatí odliatku na teplotu T_z (nad T_{pr}) s výdržou, počas ktorej sa vyrovnajú teploty po celom priereze a prebehnú plastické deformácie, ako je to znázornené na obr. 46.



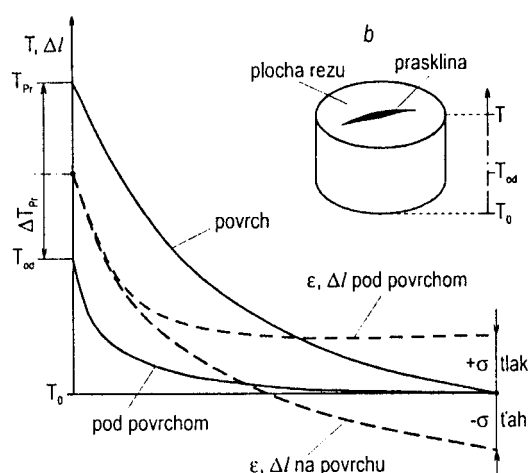
Obr. 46 Priebeh teplôt a vnútorných napätí pri žíhaní na odstránenie vnútorných napätí a ohreve odliatku

Ochladzovanie musí byť pomalé, aspoň spočiatku tesne pod T_{pr} , aby v oblasti pružných deformácií bol rozdiel teplôt medzi stredom a povrchom ΔT_{pr} , čo najmenší. Pri ΔT_{pr} blízkom nule pri ľubovoľne rýchlom chladnutí môžu principiálne vzniknúť iba dočasné napätia, ktoré zanikajú po vychladnutí odliatku. V skutočnosti v odliatku vždy zostane určité, veľmi malé zvyškové vnútorné napätie, lebo materiál v oblasti plasticity má síce malú, ale nie nulovú hodnotu medze pružnosti. Význam rýchlosti ohrevu pri žíhaní na odstránenie vnútorných napätí (ale aj pri iných typoch žíhania) v odliatku v stave po odliatí

dokumentuje obr. 46. Dôsledkom výmeny tepla pri ohreve je teplota na povrchu odliatku vždy vyššia než v jeho strede. Voči stredu sa povrch teplotom viac roztáhuje a takto vyvolané tlakové napätie sa sčíta s už pôsobiacim na povrchu a v strede sa zvýši rovnovážna hodnota ťahového napätia. Podobne, tenšia časť odliatku (podľa obr. 40) sa bude ohrievať rýchlejšie než hrubšia s rovnakými dôsledkami, keď väčšia dĺžka dovtedy tlakom namáhanej tenšej časti ešte viac natiahne už ťahom namáhanú hrubšiu časť. Pri pomalom ohreve (krivky 1, 2) je rozdiel teplôt ΔT medzi povrchom a stredom, resp. tenkou a hrubou časťou odliatku, malý a pôvodné vnútorné napätie σ_{sk} sa zvýši o hodnotu napätia vyvolaného ohrevom σ_{oh} na $\sigma = \sigma_{sk} + \sigma_{oh}$, keď $\sigma_{oh} = E \alpha_l \Delta T$. Pri rýchlom ohreve (krivky 1', 2') napr. v modernej peci, ktorá má výmurovku s veľmi nízkou tepel-

nou vodivosťou alebo v predohriatej peci, bude rozdiel teplôt $\Delta T'$ podstatne väčší a úmerne sa zvýši sumárne vnútorné napätie $\sigma' = \sigma_{sk} + \sigma_{oh} = \sigma_{sk} + E \alpha_l \Delta T'$. Ak boli vnútorné napätia σ_{sk} v odliatku na hranici medze pružnosti, rýchly ohrev môže spôsobiť jeho prídavnú plastickú deformáciu alebo vznik vnútorných prasklín podľa možnosti odliatku a jeho materiálu plasticky sa deformovať. Priebeh kriviek napätia 1, 2 a 1', 2' dokumentuje skutočnosť, že po veľmi dlhej výdrži na teplote v oblasti plasticity vykazuje materiál určitú časovo nezávislú medzu pružnosti.

Pri odstraňovaní náliatkov kyslíko-acetylénovým, plazmovým alebo iným tepelným postupom rezania sa usilujeme z energetických dôvodov o čo najrýchlejší ohrev, aby sa dodalo čo najmenej tepla okolitému materiálu. Riziko vzniku prasklín potom nastáva z dvoch príčin. Najskôr dôsledkom rýchleho ohrevu už opísaným mechanizmom a následne dôsledkom rýchleho ochladzovania reznej plochy odliatkom a sálaním. Situáciu pri ochladzovaní reznej plochy znázorňuje obr. 47.



Obr. 47 Priebeh teplôt a zmršťovania na povrchu rezu náliatku

vzniku napätia $\sigma = E \alpha_l (T_{pr} - T_{od})$. Rýchle zmršťovanie samotného povrchu, menšie na chladnejších okrajoch a väčšie v teplejšom strede, vyvolá v strede reznej plochy radiálne ťahové napätie, ktoré sa sčítava s ťahovým napätím vznikajúcim tesne pod povrchom rezu a po prekročení medze pevnosti vznikne na povrchu prasklina (obr. 47b). V centrálnych oblastiach hrubých stien odliatkov a pod náliatkami, kde po odliatí zostalo ťahové napätie, môže povrchová trhlinka svojím vrubovým účinkom preniknúť z reznej plochy citeľne do hĺbky odliatku. Vzniku trhlín na rezných plochách sa predchádza buď rezaním náliatkov čo najskôr po odliatí, kým je odliatok ešte horúci, alebo po jeho dodatočnom ohriatí.

V okamihu, keď chladnúca rezná plocha dosiahla teplotu T_{pr} (hranicu oblasti pružných deformácií), má rovnaké rozmery ako odliatok, ktorý má v malej hĺbke pod rezom teplotu T_{od} blízku T_0 . Tepelná akumulácia v odliatku je podstatne vyššia než v tenkej prehriatej vrstve materiálu na reznej ploche, ktorej chladnutie bude preto veľmi rýchle. V porovnaní s odliatkom sa teplejšia vrstva na povrchu rezu pri ochladzovaní podstatne viac zmrští s pomernou hodnotou deformácie voči odliatku $\epsilon = \alpha_l \Delta T_{pr} = \alpha_l (T_{pr} - T_{od})$ za

5. MATERIÁLY NA ODLIATKY A METALURGICKÁ PRÍPRAVA ICH TAVENÍN

Výber materiálu odliatku je úlohou konštruktéra a návrh spôsobu jeho výroby počínajúc metalurgickou prípravou taveniny, výrobou formy, odlieváním až po apretúru hotového odliatku je poslaním zlievarenských technológov. Voľba materiálu pre odliatok vychádza z komplexu požiadaviek na jeho úžitkové vlastnosti, ktoré musia byť splnené pri čo najnižších výrobných nákladoch. Kovové materiály používané v technickej praxi sa delia do dvoch skupín podľa toho, či sú určené na odlievanie alebo spracovanie tvárnením. V stave po odliatí majú mnohé spoločné negatívne znaky, akými sú hrubozrnná dendritická štruktúra, pórovitosť a chemická heterogenita, ktoré sú primárne dané spôsobom tuhnutia konkrétnej zliatiny podľa jej rovnovážneho fázového diagramu. Ich odstránenie alebo obmedzenie je možné dosiahnuť buď tvárnením, alebo v prípade odliatkov doplnkovým legovaním. So zväčšovaním sa intervalu tuhnutia (rozdielu teplôt likvidu a solidu zliatiny) sa uvedené negatívne znaky zväčšujú a navyše sa zhoršuje zabiehavosť taveniny. Úprava technologických vlastností zliatiny potom vyžaduje podstatné zvýšenie rozsahu doplnkového legovania a často aj cieľový fyzikálno-metalurgický zásah do priebehu tuhnutia. Na dosiahnutie rovnakých úžitkových vlastností odliatku a identického výrobku z tvárneného polotovaru je potrebné použiť materiály s odlišným chemickým zložením. Na výrobu odliatkov nie sú vhodné materiály určené na spracovanie tvárnením, ale iba zlievarenské zliatiny, ktorých zloženie zaisťuje požadované technologické vlastnosti pre konkrétny spôsob výroby ako napr. odlievanie do pieskových alebo kovových foriem prípadne tlakové liatie. Požiadavky na vlastnosti materiálu odliatkov sú veľmi rôznorodé. Okrem základných mechanických a fyzikálnych vlastností daných funkčnými parametrami hotového výrobku musí mať materiál aj vhodné zlievarenské vlastnosti pre konkrétnu zvolenú alebo predpokladanú technológiu výroby odliatku.

Domáce a zahraničné normy uvádzajú široký sortiment materiálov na báze Fe, farebných kovov a špeciálnych zliatin, ktoré sú schopné pokryť prakticky všetky požiadavky na mechanické, fyzikálne a technologické vlastnosti. Vo väčšine prípadov sa jedná o polykomponentné zliatiny, u ktorých je základný binárny alebo ternárny systém základných zložiek cielene doplnený ďalšími legujúcimi prvkami a vždy sa v nich vyskytuje malé množstvo žiadúcich i nežiadúcich sprievod-

ných prvkov. V normách udávané chemické zloženia nie sú volené náhodne, ale vznikli na základe dlhoročných skúseností. Základné zložky určujú charakteristické vlastnosti materiálu a doplnkové legujúce prvky upravujú jeho fyzikálne a technologické vlastnosti. Úlohou legúr je najmä eliminovanie vplyvu nežiadúcich sprievodných prvkov, potlačenie náchylnosti materiálu k tvorbe trhlín a prasklín, zjemnenie primárnej štruktúry, zlepšenie zabiehavosti a pod. Problematika legovania je pomerne dobre prebádaná. Zo zlievarenskej teórie a praxe je známe, že pri úprave vlastností zliatiny je výhodnejšie miesto jedného legujúceho prvku použiť viac prvkov, lebo ich účinok na zliatinu sa spravidla neprejavuje aditívne, ale synergicky, s výraznejším efektom. Pri vhodnej kombinácii na dosiahnutie rovnakého účinku postačuje ich celkovo menšie množstvo a vtedy je možné niektoré prvky úspešne nahradiť inými. Na legovanie sa používajú nielen kovy, ale aj nekovy (C, Si, P a i.), prípadne i plyny (N v niektorých antikoročných oceliach). V porovnaní s tvárnenými materiálmi majú zlievarenské materiály s rovnakými úžitkovými vlastnosťami vždy vyšší rozsah legovania - spravidla viac prvkov a ich celkový vyšší obsah.

Veľmi malé, často stopové obsahy niektorých aktívnych prvkov sú schopné ovplyvniť priebeh primárnej kryštalizácie, a tým morfológiu matričných alebo disperzných, žiadúcich ale aj nežiadúcich fáz. Najčastejšie sa využíva vplyv takýchto prvkov na priebeh tvorby a morfológiu nežiadúcich štruktúrnych zložiek, akými sú napr. segregáty eutektík na hraniciach zŕn alebo ich rafinačný účinok, pri ktorom sa časť nežiadúcich prvkov odstráni, a tak sa účinne eliminuje ich škodlivé pôsobenie.

Veľmi rozmanitý vplyv legujúcich a iných prísadových prvkov na priebeh primárnej kryštalizácie základnej zliatiny sa v súčasnosti vysvetľuje ich správaním sa v tavenine tesne nad teplotou likvidu. Vtedy sa už v tavenine nachádzajú zhluky atómov s určitým stupňom usporiadania, blízkym budúcej tuhej fáze, ktoré sú potenciálnymi zárodkami kryštalizácie. Prvky, ktoré sú schopné substitučne alebo intersticiálne vstúpiť do zhlukov a zostávajú v nich aj vtedy, keď sa tieto stanú zárodkami kryštalizácie, sa označujú ako *legovacie*. Trvalé preskupovanie atómov, ku ktorému dochádza v tavenine reálnej zlievarenskej polykomponentnej zliatiny dôsledkom difúzie a Brownovho pohybu, spôsobí, že sa prevažná časť základných zložiek zliatiny a legúr sústreďujú v zhlukoch. Po stuhnutí sa nachádzajú vo vytvorených hlavných fázach matrice, kde preberú ich mriežkové parametre. Morfológiu primárnej štruktúry prakticky neovplyvňujú, ale ich prítomnosť ako legúr má vplyv na mechanické a technologické vlastnosti materiálu v celom intervale teplôt, od teploty solidu až po úplné vychladnutie. V zhlukoch nerozpustné prvky zostávajú v neusporiada-

ných okolitých oblastiach a podstatne výraznejšie ovplyvňujú priebeh tuhnutia najmä preto, že okolo teploty likvidu neusporiadané zóny, v ktorých sa tieto prvky sústreďujú, zaberajú iba 1 až 6% z celkového objemu. Prvky, ktoré sa nachádzajú prevažne v neusporiadaných oblastiach medzi zhlukmi, majú iba veľmi malý vplyv na štruktúru zhlukov, ale môžu ovplyvniť kinetiku ich trvale prebiehajúceho rozpadu a rastu zmenami veľkosti povrchového napätia na rozhraní zhluk - neusporiadaná oblasť alebo svojimi elektrochemickými vlastnosťami. Všeobecne sa predpokladá, že prvky, ktoré uvoľňujú valenčné elektróny (donory), podporujú rast zhlukov a naopak, prvky prijímajúce valenčné elektróny (akceptory) bránia rastu zhlukov a stabilizujú ich rozmery tým, že okolo zhlukov vytvárajú energetickú bariéru brániacu obojsmernému pohybu atómov. V budúcej tuhej fáze sa málo rozpustné alebo nerozpustné prvky, žiadúce i nežiadúce, spolu so zámerne pridanými obmedzene rozpustnými aktívnymi prvkami sústredia vo veľmi malom objeme neusporiadaných okolitých oblastí. Takéto prvé prerozdelenie prvkov v tavenine sa ešte zvyrazňuje odmiešavaním v priebehu primárnej kryštalizácie. Pôvodné objemy zhlukov prednostne kryštalizujú a neusporiadané zóny zostávajú prevažne vo zvyškovej tavenine, kde sa odmiešavaním postupne zvyšuje obsah všetkých prvkov s malou rozpustnosťou v matričných fázach. V tavenine, ktorá tuhne ako posledná v medzidendritických priestoroch a na hraniciach zŕn, sa takto zhromažďujú sprievodné škodlivé prvky zliatiny spolu so zámerne pridanými. Ich miestna koncentrácia, podstatne vyššia než stredná, vytvára priaznivé predpoklady na ich vzájomné reakcie alebo fyzikálne pôsobenie na matričné fázy. Skutočnosť, že väčšina nežiadúcich prvkov tvoriacich nežiadúce disperzné fázy a eutektiká sa sústreďuje v neusporiadaných zónach, vytvára priaznivé podmienky pre zníženie ich obsahu *rafináciou*. Na rafináciu sa tiež využívajú prvky veľmi málo rozpustné v matici, ktoré sú schopné chemicky viazať nežiadúce prvky a vznikajúce produkty sa z taveniny vyplavujú.

Zjemnenie primárnej štruktúry sa najúčinnnejšie dosahuje *očkovaním*, pri ktorom vhodné prísadové prvky reagujú s taveninou za vzniku veľkého množstva aktívnych zárodkov kryštalizácie. Určité zjemnenie matričných alebo disperzných fáz môžu vyvolať i tzv. povrchovo-aktívne prvky, ktoré sa adsorbujú na povrchu rastúcich kryštálov, čím sa ich rast spomalí. Lokálny pokles množstva vyvíjaného skupenského tepla vyvolá intenzívny rast menších kryštálov a zárodkov trvajúci dovtedy, kým sa na ich povrchu odmiešaním nenahromadí dostatočné množstvo aktívneho prvku. U všetkých spôsobov očkovania sa uplatňuje podobný samoregulačný mechanizmus, zaisťujúci jemnú rovnomernú štruktúru, založený na vyváženej tepelnej bilancii počas primárnej kryštalizácie.

Pre cieleňú zmenu tvaru jednej alebo viacerých vznikajúcich fáz vyvolanú malým množstvom prvku sa používa termín *modifikácia* a prvok sa označuje ako *modifikačný*. Modifikačný prvok sa môže, ale aj vôbec nemusí nachádzať vo fáze, ktorej tvar ovplyvnil, čo závisí od mechanizmu jeho pôsobenia. Morfológiu útvarov konkrétnej fázy prvotne určuje spôsob kryštalizácie a kryštalografické parametre jej mriežky. Prítomnosť rozpustného, teda legujúceho prvku principiálne nemôže vyvolať významnejšiu zmenu morfológie maticných fáz. Ich tvar je možné zmeniť počas ich rastu, najčastejšie zvýšením povrchového napätia na styku s okolitým prostredím - taveniny alebo tuhej fázy v prípade anomálnych eutektík. Modifikácia tvaru eutektík nežiadúcich prvkov sa dosahuje vstupom aktívneho prvku, ktorý musí byť rovnako málo rozpustný v matici, aby všetky prvky odmiešavaním získali potrebnú koncentráciu pre ich účinné vzájomné pôsobenie.

Jednotlivé postupy modifikácie, očkovania a rafinácie konkrétnych zlievarenských zliatin sa výrazne odlišujú. Metalurgické operácie modifikovania a očkovania sa robia tesne pred odlievaním, lebo ich priaznivý vplyv na priebeh kryštalizácie je časovo obmedzený. Pokles účinnosti očkovania s časom sa vysvetľuje znižovaním aktivity vytvorených kryštalizačných zárodkov alebo zmenšovaním ich počtu dôsledkom segregácie. Iné vysvetlenie vychádza z toho, že po príliš dlhom zotrvaní v tavenine aktívne prvky postupne segregujú a vytvoria vlastné samostatné usporiadané zhluky, čím sa podstatne zníži ich koncentrácia v neusporiadaných zónach. Normy neuvádzajú obsah očkovacích, modifikačných, rafinačných a povrchovo-aktívnych prvkov z viacerých príčin. Ich aplikované množstvo a spôsob zavedenia závisí od individuálnych vlastností odliatku (hrúbka stien, tvar, technológia výroby), typu taviaceho zariadenia, použitých vsádzkových surovín a spôsobu vedenia metalurgických operácií pri tavbe. Technicky čisté prvky sa používajú zriedka, lebo výrobne a technologicky sú výhodnejšie, ale aj účinnejšie, komplexné zliatiny viacerých aktívnych prvkov často s vysokým obsahom (50 ÷ 80 hmot.%) niektorého zo základných alebo legujúcich kovov zliatiny. Báza základného kovu eliminuje mnohé nepríjemné vlastnosti aktívnych prvkov, akými sú napr. nízky bod varu, vysoká afinita ku kyslíku, veľmi nízka hustota, vysoká teplota tavenia a pod. V praxi sa veľmi úspešne uplatňujú postupy očkovania, rafinovania a modifikovania zásypom zmesi solí aktívnych prvkov, ktoré difúzne vstupujú do taveniny. Okrem toho, že zásyp chráni hladinu pred oxidáciou a naplynením, má aj dlhodobý účinok, a preto umožňuje priebežné odlievanie odliatkov, kým postupy využívajúce kovy s časovo podstatne viac obmedzeným účinkom dovoľujú spracovanie taveniny a odlievanie iba v dávkach.

Vlastnosti zlievarenských zliatin sa často upravujú *mikrolegovaním* - dodaním veľmi malého, niekedy až homeopatického množstva aktívneho prvku. Mikrolegovaním sa dosahuje väčší rozsah efektov akými sú jemná rovnorodá primárna štruktúra, priaznivá morfológia a čistota hraníc zŕn. Spravidla prináša aj významné zmeny technologických vlastností materiálu, žiadúcich pri jeho následnom spracovaní napr. tepelnom, pri tvorbe disperzných fáz, sekundárnom vytvrdzovaní a pod. Napriek už bežnému využívaniu mikrolegovania v praxi, doteraz neexistuje jeho všeobecná definícia. Súvisí to s tým, že mikrolegovanie je často sprevádzané modifikačným, očkovacím, rafinačným a dezoxidačným vplyvom na zliatinu, pričom nie je vôbec možné odlíšiť efekty mikrolegovania a modifikovania. Navyše, pri mikrolegovaní, rafinovaní a modifikovaní sa často používajú rovnaké prvky a v rovnakých množstvách. Pod mikrolegovaním teda rozumieme zavedenie určitého prvku alebo predzliatiny viacerých prvkov alebo špeciálnych zlúčenín do taveniny, ktorých zvyškový obsah neprevyšuje 0,1% a pritom výrazne zvyšuje mechanické alebo iné úžitkové vlastnosti materiálu. Táto definícia nemôže úplne vyjadriť podstatu mikrolegovania, pretože tejto charakteristike môže zodpovedať aj modifikovanie. Pri mikrolegovaní môže zavádzaný aktívny prvok vstupovať do matrice, čím zmení jej niektoré charakteristické vlastnosti. Pritom sa však nevylučuje možnosť tvorby zlúčenín s inými prvkami, ktoré sa nachádzajú v tuhom roztoku. Ak dochádza k viazaniu škodlivých prímiesí a dosiahne sa vyššia čistota medzidendritických priestorov alebo hraníc zŕn, vtedy sa efekt mikrolegovania prekrýva s rafinačným. Všeobecne sa dá povedať, že mikrolegovanie spočíva v pridaní veľmi malých množstiev aktívnych prvkov, ktoré vyvolajú široký komplex pozitívnych zmien technologických a úžitkových vlastností zliatiny.

V súčasnej zlievarenskej praxi sa stali metalurgické operácie očkovania, rafinovania, modifikovania a mikrolegovania štandardnou súčasťou výrobného cyklu. Prinášajú výrazné zlepšenie vlastností materiálu odliatkov a výnimkou je skôr ich absencia. Popri týchto dnes už klasických spôsoboch zasahovania do procesu primárnej kryštalizácie sa začínajú v praxi postupne presadzovať aj zásadne odlišné postupy založené na aplikácii energetických polí ako vysokého tlaku, magnetického poľa, ultrazvuku a elektromagnetických síl. Spoločne s fyzikálno-metalurgickými postupmi poskytujú možnosť ďalšieho zlepšenia úžitkových vlastností materiálu odliatkov často nad úroveň dosahovanú u tvárnených materiálov rovnakého typu.

V tabuľke 4 sú uvedené základné fyzikálne vlastnosti prvkov, kovových i nekovových, žiadúcich i nežiadúcich, ktoré sa vyskytujú v zlievarenských materiáloch. Teplota tavenia väčšiny kovu zliatiny prvotne určuje oblasť teplôt pri jej tavení a odlievaní, hodnoty súčiniteľov tepelnej roz-

t'aznosti a objemovej zmeny pri tuhnutí poskytujú informácie o objemových a dĺžkových zmenách, ku ktorým dôjde v priebehu tuhnutia a ochladzovania odliatku. Tepelná vodivosť a merné teplo patria k užívateľským vlastnostiam materiálu a spolu so skupenským teplom dávajú informáciu o podmienkach výmeny tepla pri tuhnutí a chladnutí odliatku vo forme. Bod varu ohraničuje použiteľnosť prvku pri vsádzkovaní a v tavenine z hľadiska jeho zachovania a vyparovania a s tým súvisiacich ekologických aspektov. Kov s najväčším objemovým alebo hmotnostným zastúpením určuje typ mriežky, v ktorej bude kryštalizovať väčšina objemu zliatiny tvoriaca maticu. Elastické vlastnosti a tuhosť materiálu, t.j. závislosť pomerného predĺženia ε od napätia σ pri zaťažovaní nepresahujúcom medzu pružnosti vyjadruje modul pružnosti $E = \sigma / \varepsilon$. Z teórie zložených (kompozitných) materiálov je známe, že veľmi malé kompaktné polyedrické alebo globulárne útvary disperzných fáz majú na hodnotu modulu zanedbateľný vplyv. Lamelárne alebo ihlicovité útvary na hodnotu modulu vplývajú viac, úmerne ich objemovému zastúpeniu, ktoré u väčšiny zlievarenských materiálov (výnimkou sú napr. liatiny) je buď príliš malé, alebo prostredie týchto fáz má voči matici iba málo odlišnú hodnotu modulu. Zliatiny majú preto hodnotu modulu pružnosti blízku základnému kovu, ako to v tabuľke 4 dokumentujú príklady silumínu AlSi13 a zvlášť markantne ocele. U ocelí so širokým spektrom vlastností akými sú pevnosť, tvrdosť, štruktúrna charakteristika a pod., sa hodnoty modulu pružnosti pohybujú v rozmedzí 210 až 220 GPa. Medza pružnosti materiálu je limitovaná napätím, pri ktorom nastáva v matici pohyb dislokácií, ktorý sa prejaví plastickou deformáciou. Zvyšovanie medze pružnosti a tým i pevnosti spočíva vo vytvorení mechanizmov, schopných brániť vzniku a pohybu dislokácií, čo sa dosahuje hlavne vytvorením vnútorných napätí III. druhu v mriežke substitučným alebo intersticiálnym vstupom legujúcich prvkov, vytvorením disperzných častíc intermetalických fáz v zrnách a tiež jemnozrnnou štruktúrou, nakoľko pri bežných prevádzkových teplotách je pevnosť hraníc zŕn vyššia než pevnosť samotných zŕn.

Pri dimenzovaní odliatku sa väčšinou preceňuje význam pevnosti a úlohe modulu pružnosti buď nie je venovaná žiadna, alebo iba okrajová pozornosť napriek jeho vplyvu na konštrukčnú tuhosť, ktorá je pomerom veľkosti deformácie k hodnote vonkajšej zaťažujúcej sily. V snahe o zníženie hmotnosti odliatku konštruktér často volí miesto materiálu na báze Fe zliatinu na báze Al, pričom rovnako veľké odliatky vyrobené z ocele a vysokopevného silumínu so zhodnými hodnotami medze pevnosti budú rovnako pevnostne dimenzované. Silumínový odliatok bude mať iba 33,97% hmotnosti ocelového, t.j. úmerne pomeru hodnôt hustoty $2,65:7,8 (10^3 \text{ kg.m}^{-3}) = 0,3397$.

Tabuľka 4

Základné fyzikálne vlastnosti prvkov, ktoré sa vyskytujú v zlievarenských zliatinách,

Prvok Zliatina	Hustota (20°C) (10 ³ .kg.m ⁻³)	Teplota tavenia (°C)	Bod varu (°C)	Skupenské teplo (10 ³ .J.kg ⁻¹)	Merné teplo (0 - 100°C) (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Tepelná vodivosť (0 - 100°C) (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	Tepelná rozt'ážnosť (0 - 100°C) (10 ⁻⁶ .K ⁻¹)
Ag	10,5	961,9	2212	103	237	429	19,1
Al	2,70	660,4	2467	388	900	237	23,5
Au	19,30	1064,4	3080	64,9	129	318	14,1
B	2,36	2180	3700	2090	1030		8,3
Be	1,48	1278	2470	1350	1825	201	12
Bi	9,80	271,3	1560	52	124	7,9	13,4
C	2,25	3650	5000		250	80 - 240	0,6 - 4,3
Ca	1,55	839	1484	209	653	125	22
Cd	8,64	321	865	57	232	96,9	31
Ce	6,75	799	3426	37,3	205	11,3	8
Co	8,90	1495	2870	263	456	100	12,5
Cr	7,10	1857	2672	260	518	94	6,5
Cu	8,96	1083	2567	205	385	401	17
Fe	7,87	1535	2750	272	444	80,4	12,1
Ge	5,32	937,4	2830	465	322	60,2	5,75
K	0,86	63,25	760	61	753	102,5	83
Li	0,534	180,5	1342	422	3560	84,8	56
Mg	1,74	649	1090	362	1020	156	26
Mn	7,40	1244	1962	267	477	7,81	23
Mo	10,22	2617	4612	290	251	138	5,1

Tabuľka 4

Prvok Zliatina	Hustota (20°C) (10 ³ .kg.m ⁻³)	Teplota tavenia (°C)	Bod varu (°C)	Skupenské teplo (10 ³ .J.kg ⁻¹)	Merné teplo (0 - 100°C) (J.kg ⁻¹ .K ⁻¹)	Tepelná vodivosť (0 - 100°C) (W.m ⁻¹ .K ⁻¹)	Tepelná rozt'aznosť (0 - 100°C) (10 ⁻⁶ .K ⁻¹)
Na	0,97	97,8	883	113		128	71
Nb	8,57	2468	4742	290	268	53,7	7,2
Ni	8,90	1453	2732	262	444	90,9	13,3
P	2,7	44	280		741		
Pb	11,35	327,5	1740	23,2	159	35,3	29
Pt	21,45	1772	3827	101	133	71,6	9
S	2,07 (α)	119 (β)	444,5 (β)		741	0,26	
Sb	6,68	630,7	1750	163	205	24,4	9
Si	2,34	1410	2355	1650	706	80 - 150	4,7 - 7,6
Sn	7,28	231,9	2270	59,6	213	66,8	23,5
Sr	2,6	770	1375	105	301	36,4	23
Te	6,25	450	990	138	201	3,3	16,75
Ti	4,5	1660	3287	365	523	21,9	8,9
V	6,1	1890	3380	345	486	30,7	8,3
W	19,3	3410	5660	192	133	173	4,5
Zn	7,14	419,5	907	111	388	116	31
Zr	6,49	1852	4377	211	281	22,7	5,9
ocel'	7,8 - 8	1400 - 1500		200 - 300	400 - 600	14 - 54	9,5 - 18
AlSi13	2,65	577			964	130 - 167	20
liatina	6,8 - 7,5	1150 - 1300		200 - 300	480 - 566	23 - 46	9 - 12,5

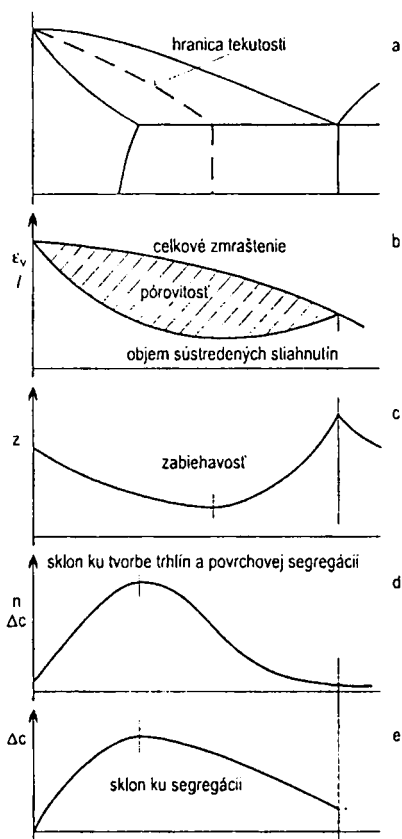
Pri rovnakom namáhaní ($\sigma = \text{konšt}$) bude hodnota pomernej deformácie (σ/E) v ocel'ovom odliatku iba 33,8% tejto hodnoty u silumínového, úmerne pomeru ich modulov pružnosti 71:210 (GPa) = 0,3380. Pri požiadavke zachovania tuhosti odliatku z Al zliatiny na úrovni ocel'ového odliatku ($\epsilon = \text{konšt}$) je v prípade namáhania ťahom alebo tlakom nevyhnutné zväčšiť jeho prierez v pomere modulov pružnosti 210:71 (GPa) = 2,957. V rovnakom pomere sa zväčší hmotnosť odliatku zo silumínu, ktorý potom bude približne rovnako ťažký (cca o 0,5% ťažší) ako rovnako tuhý ocel'ový odliatok a tiež približne rovnako ťažký by bol odliatok zo zliatiny na báze Ti. Identický odliatok zo zliatiny na báze Mg by bol asi o 4% ťažší než rovnako tuhý ocel'ový. Uvedené závery platia iba pre namáhanie materiálu odliatku ťahom alebo tlakom. Pri namáhaní ohybom je situácia pre zliatiny s nízkymi hodnotami hustoty a modulu pružnosti priaznivejšia. V ohybom namáhanej časti odliatku sa s tret'ou mocninou hrúbky zvyšuje hodnota jej prierezového modulu a nižšie napätie na povrchu potom vyvolá menšiu pomernú deformáciu, ktorá určuje tuhosť. V takom prípade napr. nahradenie ocele Al zliatinou prinesie pri zachovaní tuhosti zníženie hmotnosti teoreticky o 50% (namáhanie iba ohybom), ale prakticky podľa skúseností z automobilového priemyslu o 10 až 30%. Pomer medzi modulom pružnosti E a hustotou ρ vyjadruje prínos 1 kg materiálu na tuhosť odliatku. Spomedzi všetkých bežných zlievarenských zliatin majú najvyššiu hodnotu pomeru E/ρ ocele a najnižšiu, približne polovičnú, majú materiály na báze Cu a Zn.

Modul pružnosti plastov sa pohybuje v rozmedzí 50 až 300 MPa a vyššie hodnoty sa dosahujú v zložených (kompozitných) materiáloch vystužených vláknami. Pre zlievarenské spracovanie sú vhodné plasty vystužené tzv. diskretnými vláknami - strižou, napr. bavlnenými, ľanovými, kevlarovými, uhlíkovými, kovovými alebo keramickými - polykryštalickými alebo whiskermi. S vhodnou matricou, napr. teflonovou alebo na báze organosilikátu či uhlíka s dostatočným obsahom vlákien, môže materiál dosiahnuť aj parametre prevyšujúce možnosti kovových materiálov, ale za podstatne vyššiu cenu a prakticky bez možnosti recyklovania po opotrebení.

5.1 ZLIEVARENSKÉ VLASTNOSTI MATERIÁLOV NA VÝROBU ODLIATKOV

Technologické vlastnosti taveniny a stuhnutého kovu, ktoré sa uplatňujú pri výrobe odliatkov, sa označujú termínom *zlievarenské vlastnosti*. Medzi najdôležitejšie patria: tekutosť, viskozita, povrchové napätie, zabiehavosť, zmrašťovanie v tekutom stave, pri skupenskej premene a v tuhom

stave, sklon k tvorbe sústredených stiahnutí a mikropórov, náchylnosť k tvorbe trhlín a prasklín, schopnosť vytvárať dokonalé tekuté roztoky, pohlcovanie plynov, vyparovanie, sklon k sedimentácii pri tuhnutí zliatiny a pod. Najdôležitejšie úžitkové a zlievarenské vlastnosti materiálu odliatku prvotne určuje základný kov zliatiny s najdôležitejšími legujúcimi prvkami (jedným alebo viacerými) a spôsob tuhnutia daný rovnovážnym fázovým diagramom daného systému, ako to dokumentuje obr. 48.

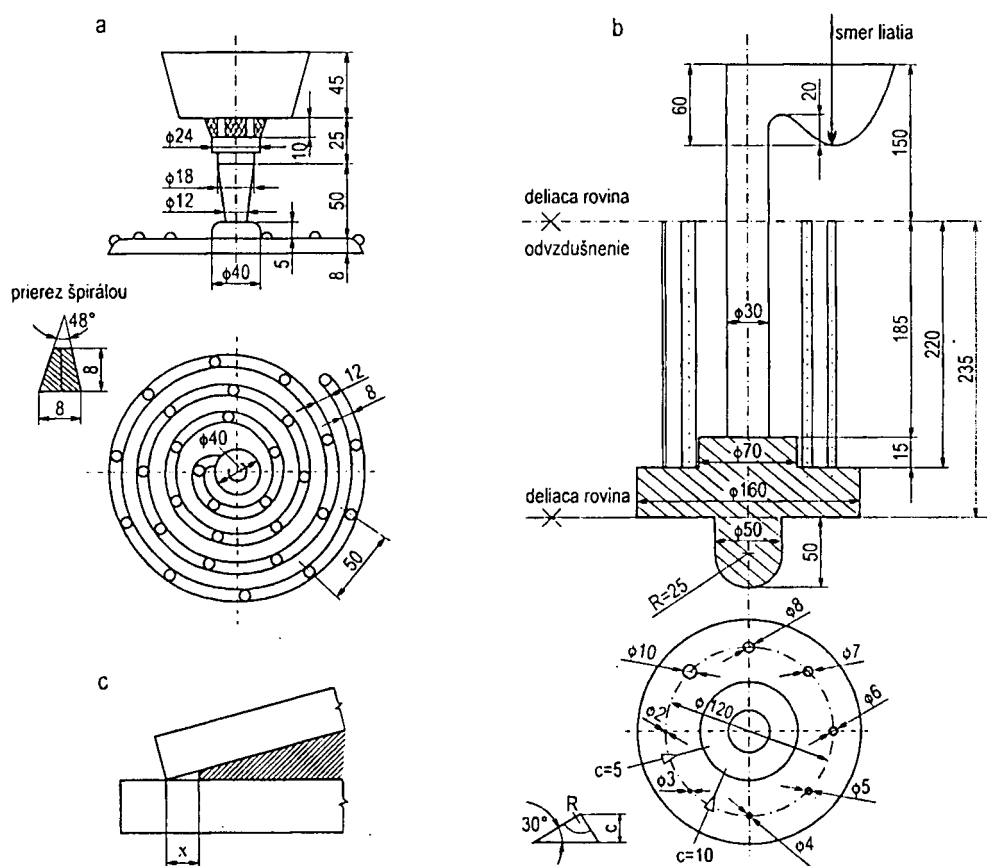


Obr. 48 Závislosť technologických vlastností zliatiny od zloženia

Z obr. 48 je zrejmé, že pre zlievarenské účely sú najvhodnejšie zliatiny blízke čistým kovom alebo eutektikám. Zliatiny s veľkým intervalom tuhnutia sú náchylnejšie k tvorbe trhlín (d), viac sa uplatňujú dôsledky segregácie (d, e) a majú tiež horšiu zabiehavosť (c). Tvorba stiahnutí a mikropórovitosti (riedení) v odliatkoch je neprijemným sprievodným javom tuhnutia (b). Rozdelenie celkového objemového úbytku skupenovej premeny $L - S$ do sústredených stiahnutí a riedení závisí od množstva faktorov, akými sú teplota liatia, rozmery odliatku, podmienky výmeny tepla pri tuhnutí, spôsob kryštalizácie a pod. Zliatiny blízke čistým kovom a eutektikám tvoria štíhle objemné stiahnutiny. So zväčšovaním intervalu tuhnutia sa zvyšuje zastúpenie riedení na úkor sústredených stiahnutí, ktoré sú plytšie a celkovo menšie. Tvorba stiahnutí a riedení závisí od spôsobu tuhnutia odliatku v reálnej zlievarenskej forme, tvorba prasklín a trhlín závisí od mechanizmov vzniku vnútorných napätí, ktoré sa pri tuhnutí uplatňujú.

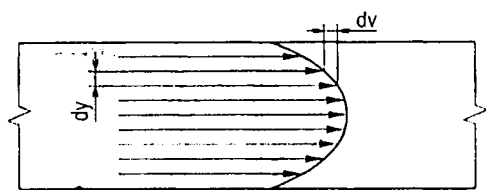
Z priebehu krivky zabiehavosti (c) vidieť, že jej minimálna hodnota je voči intervalu tuhnutia posunutá bližšie k eutektickému zloženiu. Zabiehavosť nezávisí iba od intervalu medzi likvidom a solidom, ale hlavne od rozdielu teplôt medzi likvidom a hranicou tekutosti. Teplota nulovej tekutosti závisí od tvaru kryštalických útvarov, keď rozvetvené dendritické útvary viac bránia pohybu taveniny ako hladké rozhranie. Zliatiny dosahujú nulovú tekutosť pri obsahu tuhej fázy cca 20% a u eutektík až okolo 30%.

Zabiehavosť je technologická vlastnosť taveniny, ktorá je výslednicou komplexu fyzikálnych vlastností taveniny akými sú hustota, povrchové napätie, viskozita, entalpia, schopnosť pohlcovať plyny, tepelná vodivosť a pod. Lepšiu zabiehavosť majú zliatiny s vysokou hustotou, lebo majú väčšiu kinetickú energiu pri plnení formy a zliatiny s vyššou hodnotou tepelnej akumulácie, spôsobenú vyššími hodnotami skupenského tepla alebo vyššou teplotou liatia. Pomalší pokles teploty taveniny s vysokou hustotou zaistí spoľahlivejšie zaplnenie formy. Zabiehavosť sa zvyšuje s veľkosťou prehriatia nad teplotu likvidu, lebo sa predlžuje doba, počas ktorej dosiahne tavenina teplotu s nulovou tekutosťou. Na hodnotenie zabiehavosti boli vyvinuté špeciálne metódy skúšania, z ktorých sa najčastejšie používajú špirálová, klinová a tzv. palcová, znázornené na obr. 49.



Obr. 49 Skúšky zabiehavosti: a - špirálová, b - palcová, c - klinová

U špirálovej skúšky je kritériom zabiehavosti dĺžka stuhnutého kovu, u palcovej skúšky výška stĺpcov a u klinovej skúšky vzdialenosť x medzi vrcholom klinu a čelom telieska. Zabiehavosť je prevrátenou hodnotou *tekutosti* a úzko súvisí s *viskozitou* taveniny.



Obr. 50 Podstata viskozity kovov

Pri prúde taveniny vo vtokovej sústave alebo samotnom odliatku je na stenách formy v dôsledku vnútorného trenia rýchlosť prúdenia nižšia než v strede, ako to znázorňuje obr. 50. Rozdiel rýchlostí dv medzi dvoma vrstvami vzdialenými o hodnotu dy je spôsobený podľa Newtona trecou silou F , pre veľkosť ktorej platí:

$$F = \eta \frac{dv}{dy} \quad \text{alebo} \quad \eta = F \frac{dy}{dv} \quad (40)$$

kde η je *dynamická viskozita* (Pa.s).

Pohyb taveniny vo forme závisí aj od zotrvačných síl daných hustotou taveniny ρ , čo vyjadruje *kinematická viskozita* ν ($\text{m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$):

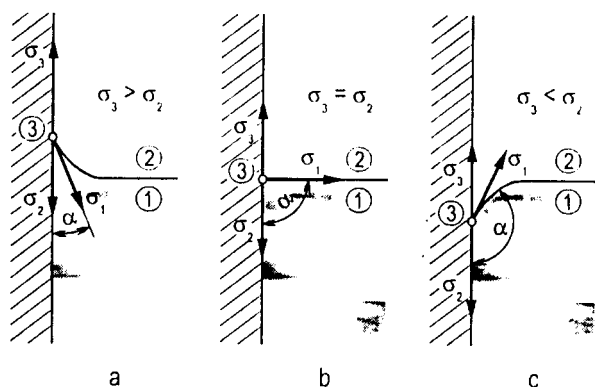
$$\nu = \frac{\eta}{\rho} \quad (41)$$

Ďalším faktorom, ktorý ovplyvňuje zabiehavosť a správanie sa taveniny vo forme, je povrchové napätie. Medzi atómami v tavenine pôsobia van der Waalsove príťažlivé sily, ktoré nie sú na povrchu vykompenzované a povrchová vrstva má vlastnosti pružnej blany, v ktorej pôsobí určité napätie. *Povrchové napätie* σ ($\text{N} \cdot \text{m}^{-1}$) je definované ako tangenciálna sila dF pôsobiaca na povrchu taveniny, ktorá je kolmá na uvažovaný rez povrchom s dĺžkou dl , keď platí:

$$\sigma = \frac{dF}{dl} \quad \text{alebo} \quad dF = \sigma dl \quad (42)$$

Povrchové napätie kladie odpor voči zväčšovaniu povrchu taveniny v styku s okolitým prostredím, ktorým je vzduch, povrch formy alebo tvoriaca sa tuhá fáza, teda vždy pôsobí na styku minimálne dvoch prostredí. Hodnoty povrchového napätia niektorých tavenín v styku so vzduchom sa pohybujú v rozmedzí $0,3 \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$ (Al) až $2 \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$ (niektoré ocele). Pre porovnanie, povrchové napätie na styku vody so vzduchom je $0,081 \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$. V zlievarenskej praxi má povrchové napätie vplyv na presnosť kopírovania povrchového reliéfu a kvalitu povrchu odliatku, ako to znázorňuje

obr. 51. V zlievarenskej forme sa uplatňuje povrchové napätie taveniny na rozhraniach so vzduchom σ_1 , s povrchom formy σ_2 a na styku troch prostredí *tavenina - vzduch - forma* σ_3 .



Obr. 51 Pôsobenie povrchového napätia vo forme

penetruje do stien formy a na stenách odliatku sa vytvárajú tzv. mechanické zapečeniny. Ak je $\sigma_3 < \sigma_2$ a uhol $\alpha > 90^\circ$, forma je nezmáčavá - *metaloľobná* (obr. 51c). V takom prípade sa dosahuje lepšia kvalita povrchu odliatkov, ale treba brať do úvahy, že sa mierne zhorší zabichavosť a kopírovanie ostrých hrán odliatkov.

Ďalšia skupina zlievarenských vlastností súvisí s prípravou taveniny. Pri tavení studeného čistého kovu alebo zliatiny treba vsádzku s hmotnosťou m najskôr ohriať z teploty okolia T_0 na teplotu tavenia T_l množstvom tepla Q_1 . Ďalšie teplo Q_2 sa spotrebuje na skupenskú premenu $S - L$ a množstvom tepla Q_3 sa tavenina prehreje na teplotu T_{pr} požadovanú pre odlievanie. Celkové množstvo tepla Q na prípravu taveniny potom bude:

$$Q = Q_1 + Q_2 + Q_3 = m c_1 (T_l - T_0) + m l + m c_2 (T_{pr} - T_l) \quad (43)$$

kde c_1 je merné teplo tuhej fázy,

c_2 - merné teplo tekutej fázy,

l - skupenské teplo daného kovu alebo zliatiny.

Náročnosť prípravy tekutého kovu podstatne viac ovplyvňujú špecifické metalurgické požiadavky, a najmä samotná výška teploty tavenia. Pri príprave tekutého kovu z viac samostatných kovov alebo predzliatin dochádza k ich vzájomnému rozpúšťaniu, ktoré je sprevádzané buď spotrebou

alebo uvoľňovaním rozpúšťacieho tepla, ktoré sa podieľa na celkovej tepelnej bilancii. Pri posudzovaní výmeny rozpúšťacieho tepla je výhodné (obvyklé vo fyzikálnej chémii) ho vzťahovať voči látkovému množstvu - mólu, v ktorom sa nachádza $6,02 \cdot 10^{23}$ atómov alebo molekúl (Avogadrovo číslo). Vytvorenie 1 mólu zliatiny zo zložiek vzájomne rozpustných v tuhom stave, napr. Au-Cu, Bi-Sb, Pb-Sn a pod., prebieha mierne endotermicky, t.j. s pohltením tepla 0 - 1,3 kJ.mól⁻¹. U binárnych zliatin s jednoduchou eutektickou alebo peritektickou premenou a s obmedzenou rozpustnosťou zložiek v tuhom stave je vzájomné rozpúšťanie zložiek sprevádzané vyššou spotrebou tepla. Množstvo pohlcovaného tepla závisí od zloženia zliatiny a pri istej koncentrácii vykazuje lokálne maximum, kedy množstvo rozpúšťacieho tepla dosahuje 10 až 30%, výnimočne aj okolo 40% z hodnoty skupenského tepla spotrebovaného na roztavenie zložiek. V reálnych zlievarenských zliatinách ležia koncentrácie zložiek mimo oblasti s lokálnym extrémom hodnoty rozpúšťacieho tepla, ktoré je potom veľmi malé a prakticky neovplyvní priebeh tavby. Ak sa v zliatine podľa rovnovážneho diagramu v tuhom stave tvoria intermetalické fázy, v takom prípade je rozpúšťanie zložiek sprevádzané intenzívnym vývinom tepla. Jeho množstvo závisí od zastúpenia zložiek a pri určitej koncentrácii dosiahne maximálnu hodnotu, ktorá v niektorých sústavách ako napr. Cu-Al, Mg-Sn, Fe-Si môže prekročiť hodnotu skupenského tepla zložiek. S exotermickým priebehom rozpúšťania, ktoré už pozorovateľne ovplyvní priebeh tavby, sa stretávame pri tavení hliníkových bronzov, u ktorých sa z metalurgických príčin vsádzkuje hliník na konci tavby do roztavenej dezoxidovanej a odplynenej medi. Po vsadení viac ako 10 hmot.% Al, množstvo rozpúšťacieho tepla prevyšuje množstvo tepla spotrebovaného na ohrev a skupenskú premenu dosadeného Al, dôsledkom čoho dôjde k okamžitému zvýšeniu teploty taveniny asi o 200°C.

Množstvo vyvíjaného alebo spotrebovaného rozpúšťacieho tepla sa posudzuje podľa termodynamických veličín známych z fyzikálnej chémie. Množstvo vymeneného skupenského a rozpúšťacieho tepla nezávisí od toho, či roztok vznikol zmiešaním tekutín, alebo rozpustením niektorej zložky v tuhom stave. V tekutom stave sa veľmi dobre rozpúšťajú zložky zliatin, ktoré sú vzájomne dobre rozpustné v tuhom stave a majú blízke teploty tavenia. Pri tavbe postačuje iba veľmi malé prehriatie taveniny, prakticky iba na úroveň odporúčanej teploty liatia danej zliatiny. V zliatinách eutektického typu sa spravidla teploty tavenia zložiek výrazne odlišujú. Rozpúšťanie prvku s vyššou teplotou tavenia v tavenine tvorenej zložkami s nižšou teplotou tavenia (Si v Al, C v Fe, W v Fe, Cu v Zn a pod.) vyžaduje vyššie prehriatie, aby rozpúšťanie bolo dostatočne rýchle. Aby príprava tekutého kovu nevyžadovala vysoké prehriatie pri tavbe a aby sa skrátila doba rozpúšťania

nia, prvky s vysokou teplotou tavenia sa vsádzkujú v predzliatinách, ktoré majú nižšiu teplotu tavenia a obvykle aj ďalšie priaznivé metalurgické vlastnosti. Pri vsádzkovaní prvkov, ktoré by sa čisté vôbec nepodarilo do taveniny dostať ako napr. v bronzoch alebo v liatinách legujúci prvok P, je možné do základnej taveniny vsádzkovať iba v predzliatinách CuP resp. FeP (čistý P by zho-rel na povrchu). Mimoriadne náročné je vytvorenie roztokov zliatin ako napr. Al s Ni, Ti, Ca, ktorých zložky tvoria stabilné zlúčeniny s vysokou teplotou tavenia, ktoré sú zle rozpustné v základnom kove zliatiny. Pri vsadení kovového Ni do Al zliatiny (Al-Cu, Al-Si) sa na jeho povrchu tvoria produkty peritektických reakcií - zlúčeniny AlNi, Al₃Ni a Al₃Ni₂ s teplotou tavenia 847 až 1395°C, ktoré sa veľmi zle rozpúšťajú. Legovanie Al zliatin niklom (materiály piestov a pod.) vyžaduje prehrievanie taveniny až na 1400°C, pri ktorom sa rozpúšťanie Ni podstatne urýchli.

Schopnosť zložiek zliatiny vytvárať dokonalé roztoky v tekutom stave sa posudzuje podľa rovnovážnych fázových diagramov. Pri posudzovaní vzájomnej rozpustnosti zložiek polykomponentnej zliatiny je možné postupovať tak, že sa mnohozložkový systém rozdelí na čiastkové binárne sústavy. Z praxe je známe, že ak sa v žiadnej z binárnych sústav nevyskytuje obmedzená rozpustnosť v tekutom stave, nebude sa vyskytovať ani v polykomponentnom systéme. Naopak, ak sa obmedzená rozpustnosť vyskytne aspoň v jednom binárnom systéme, bude sa vyskytovať aj v polykomponentnom systéme. Obmedzenej rozpustnosti v tekutom stave sa však dá úspešne čeliť miešaním taveniny, jej vysokým prehriatím alebo technicky a ekonomicky najpriateľnejším, vhodným poradím tavenia jednotlivých zložiek. Pri tavbe sa vytvorí z určitých zložiek zliatiny tavenina - *predzliatina*, v ktorej sa už podstatne lepšie rozpúšťa prvok bežne nerozpustný v týchto zložkách. Napríklad pri tavení zliatiny 40Fe30Ni30Cu sa musí najskôr roztaviť Cu s niklom a do tejto taveniny sa vsádzkuje Fe. Vo vopred vytvorenom binárnom roztoku Cu-Ni sa potom Fe dobre rozpúšťa. Pri akomkoľvek inom poradí by kúpeľ taveniny pozostával z dvoch vrstiev - spodnej, s podstatne vyšším obsahom Cu a z vrchnej, s vysokým obsahom Fe. Spôsoby tavenia iných systémov, ako napr. Cu-Sn-Pb a pod., budú opísané v súvislosti s metalurgickou prípravou konkrétnych zlievarenských zliatin.

Neprijemnou vlastnosťou zlievarenských zliatin je vyparovanie ich zložiek, ktoré sa u jednotlivých kovov prejavuje rôzne, pričom ich bod varu nemusí byť rozhodujúcim kritériom. Hmotnosť kovu m , ktorý sa z taveniny za čas τ odparí, závisí od rovnovážneho tlaku pár kovu p_0 pri danej teplote, skutočného tlaku pár p_1 a cekového tlaku plynov p_c nad taveninou, ako to formuluje vzťah:

$$m = k \cdot S \left(\frac{p_0 - p_1}{p_c} \right) \tau \quad \text{resp.} \quad \frac{m}{\tau} = k \cdot S \left(\frac{p_0 - p_1^*}{p_c} \right) \quad (44)$$

kde k je súčiniteľ aktivity a S je plocha povrchu taveniny (m^2).

Zo vzťahu (44) vyplýva, že množstvo vypareného kovu sa bude znižovať so stúpajúcim tlakom plynov nad hladinou, čo sa využíva pri tavení alebo metalurgickom spracovaní taveniny v autokláve (s pretlakom vzduchu alebo inertného plynu).

Pri tavení vo vákuu sa intenzita vyparovania podstatne zvyšuje a množstvo vypareného kovu m zložky x s koncentráciou c_x z povrchu taveniny s plochou S za čas τ určuje Langmuirov vzťah:

$$\frac{m}{\tau} = p_0 S \sqrt{\frac{m_a}{2\pi R T}} c_x \cdot a_x \quad (45)$$

kde T je teplota taveniny (K),

p_0 - rovnovážny tlak pár kovu pri teplote T (Pa),

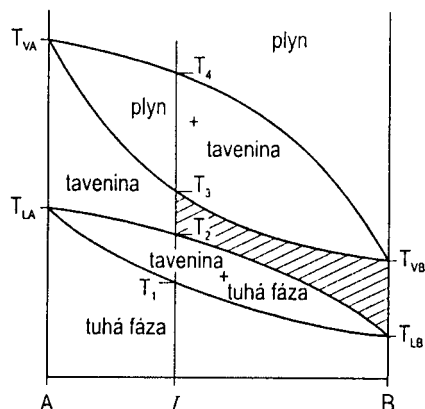
R - plynová konštanta ($8,314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$),

m_a - atómová hmotnosť kovu (g),

a_x - súčiniteľ aktivity vyparovania zložky x v danej zliatine.

Vzťah (45) platí aj pre vyparovanie čistého kovu, kedy súčin $c_x \cdot a_x = 1$. Počas tavenia pri atmosférickom tlaku dochádza k citelným stratám vyparovaním, ak rovnovážny tlak pár presahuje 100 Pa. Pri tavení vo vákuu (pri tlaku menej než 0,1 Pa) sú straty vyparovaním vysoké, ak rovnovážny tlak pár prekročí 10 Pa, čo je závažný limitujúci faktor u všetkých vákuových postupov tavenia a mimopecného spracovania tavenín. Pri tavení zlievarenských zliatin pri atmosférickom tlaku je intenzita vyparovania daná rovnovážnymi hodnotami parciálneho tlaku pár kovu nad hladinou. K vyparovaniu kovov preto dochádza i v prípade, ak ich bod varu podstatne prevyšuje teplotu liatia zliatiny, ako je tomu napr. pri vyparovaní Mn a Cr z ocelí. Osobitným prípadom sú zliatiny so zložkami, ktoré majú teplotu varu nižšiu než je teplota liatia (napr. Zn v mosadzi alebo Mg v liatine). Vtedy sú straty vyparovaním veľmi vysoké aj v prípade, keď sa tieto zložky vsádzkujú do taveniny tesne pred odlieváním. Podmienky pre vytvorenie binárnej zliatiny, v ktorej zložka

A má bod varu nižší než je teplota tavenia zložky B , znázorňuje na obr. 52 rovnovážny stavový diagram zliatiny $A-B$ s dokonalou rozpustnosťou zložiek v tuhom a v tekutom stave platný pre atmosférický tlak 0,1 MPa.



Obr. 52 Stavový diagram zliatiny

Zo stavového diagramu vidieť, že zliatina I s intervalom tuhnutia $T_1 - T_2$ bude tvoriť taveninu v intervale teplôt $T_2 - T_3$, jej var začne pri teplote T_3 a pri teplote T_4 už bude tvorená iba parami. Pri tavení danej zliatiny zo vsádzkových surovín s rovnakým alebo veľmi blízkym zložením požadovanému I , napr. z vratného materiálu, dôjde k varu taveniny iba po prekročení teploty T_3 . V intervale teplôt $T_2 - T_3$ sa budú oba kovy A i B vyparovať (B podstatne viac) úmerne tlaku pár nad hladinou a jej ploche. Pri príprave taveniny z čistých surovín je možné postupovať dvoma

spôsobmi - roztaviť zložku B a v nej rozpustiť zložku A , alebo roztaviť zložku A a do nej vsadiť zložku B . Určitým stratám zložky B vyparovaním nezabráni ani jeden z postupov. Rozpúšťanie zložky A v tekutej zložke B nie je výhodné, lebo v priebehu rozpúšťania, v súlade so zmenami koncentrácie od čistej zložky B po I , je potrebné citlivo regulovať teplotu vo vyšrafovanom intervale teplôt medzi T_{LB} a T_3 . Získanie dokonalého roztoku je tiež podmienené veľmi dobrou rozpustnosťou zložky A v tavenine s prebytkom B . Pri príprave taveniny mosadze je z hľadiska strát Zn vyparovaním a oxidáciou podstatne výhodnejšie vsádzkovanie zinku do taveniny medi prehriatej o 50 až 100°C nad teplotu likvidu (1083°C). Vsadený zinok sa na hladine rozpúšťa, pričom vznikne krátkodový var, ktorý prestane po zhomogenizovaní taveniny.

Pri tavení väčšiny zlievarenských zliatin za pôsobenia atmosférického tlaku sú straty kovov vyparovaním až na výnimky pomerne malé a pri výpočte vsádzky sa väčšinou neberú do úvahy. Sú prevažne na úrovni tolerančného poľa strát spôsobených prepalom, do ktorých sú zahrnuté pri výpočte vsádzky. Vyparovanie kovov sa v praxi dá obmedziť tavením v pretlaku, chránením hladiny troskou, zmenšením plochy taveniny, ktorá je v styku s atmosférou a čiastočne tavením pod ochranou inertného plynu. Účinne možno obmedziť vyparovanie uzatvorením priestoru nad hladinou a jeho zaplnením inertným plynom, čím sa zabráni odchodu pár kovu do atmosféry a ich oxidácii alebo iným reakciám so zložkami atmosféry. Tlak pár kovu sa potom ustáli na rovnovážnej

hodnote $p_1 \doteq p_0$, kedy množstvo vyparovaného kovu je v rovnováhe s množstvom kovu skonden- zovaného z pár.

Poznatky z praxe ukázali, že niektoré zlievarenské zliatiny tvorené najmä anomálnymi eutektika- mi alebo s výskytom intermetalických fáz sú schopné *dediť* štruktúrne znaky alebo získať osobit- né zlievarenské vlastnosti z komponentov vsádzky. *Dedičnosť* sa vysvetľuje prenosom určitých štruktúrnych znakov zo vsádzkových surovín do štruktúrnych zložiek taveniny, ktoré následne ovplyvnia priebeh primárnej kryštalizácie materiálu odliatku. Hlavným argumentom je poznatok, že prenos vlastností zo vsádzky sa znižuje s veľkosťou prehriatia a dobou zotrvania taveniny na teplote prehriatia. Dedičnosť sa dá cielene využiť na zjemnenie štruktúry materiálu odliatkov po- užitím dostatočného množstva jemnozrnných surovín vo vsádzke, obvykle vratného materiálu a vedením tavby s čo najmenším nevyhnutným prehriatím. Z praxe výroby tenkostenných odliatkov z grafitických liatín vytavených v kuplových peciach je známe, že použitie vsádzkových surovín s výskytom primárneho cementitu, napr. bielej liatiny alebo metastabilne stuhnutého surového železa, sa prejavuje vysokou náchylnosťou liatiny na tvorbu zákalky (primárneho cementitu) a prasklín. Eliminovanie uvedených negatívnych prejavov dedičnosti sa dá dosiahnuť s ohľadom na malé prehriatie v kuplových peciach iba znížením podielu vsádzky, obsahujúcej primárny ce- mentit, často na menej než 20% z celkového množstva kovovej vsádzky.

Dedičnosť sa veľmi výrazne prejavuje u predzliatin používaných na očkovanie, modifikovanie a mikrolegovanie, ktoré sa vsádzkujú vo veľmi malých množstvách tesne pred odlievaním do pe- ce alebo zaliatím v panve pri teplote liatia s veľmi krátkym zotrvaním na teplote. Aktívne prvky týchto predzliatin spravidla tvoria intermetalické fázy alebo chemické zlúčeniny. Ich metalurgická účinnosť je podmienená definovaným zastúpením v štruktúrnych zložkách taveniny, najmä v ne- usporiadaných zónach, čo závisí aj od spôsobu rozpúšťania sa predzliatiny daného jej štruktúrou. Účinnosť predzliatin s rovnakým chemickým zložením, ale rozdielnou štruktúrou sa preto môže výrazne odlišovať. Výrobcovia moderných komerčných predzliatin používaných na očkovanie, modifikovanie a mikrolegovanie na základe poznania špecifických požiadaviek na spôsob rozpúš- ťania cielene využívajú rôzne spôsoby úpravy ich štruktúry, akými sú tepelné spracovanie, rýchle ochladzovanie pri tuhnutí, tvárnenie a pod. Ďalšie možnosti ponúkajú aj malé prísady prvkov, ktoré samotné nemajú vplyv na vlastnosti materiálu odliatku, ale vstupom do niektorých štruktúr- nych zložiek predzliatiny upravujú jej fyzikálno-metalurgické charakteristiky (napr. rozpustnosť), a tým zvyšujú účinnosť očkovacieho alebo modifikačného zásahu.

5.2 VZÁJOMNÉ PÔSOBNIE TAVENÍN KOVOV A PLYNOV

Prítomnosť plynov alebo produktov ich reakcií s taveninami v zlievarenských zliatinách rozhodujúcim spôsobom vplyva na úžitkové vlastnosti odliatkov. Plyny a plynné zlúčeniny sa dostávajú do taveniny vo vsádzkových surovinách v priebehu tavenia a tiež pri jej styku s povrchom zlievarenskej formy.

Počas tavenia a metalurgického spracovania je tavenina v styku s atmosférou pece, ktorá môže byť tvorená vzduchom, produktami spaľovania, inertnými alebo aktívnymi ochrannými plynmi prípadne veľmi malým množstvom plynov s parciálnym tlakom nižším než 0,1 Pa, t.j. pri tavení vo vákuu. Ku kontaminácii taveniny plynmi nedochádza pri tavení vo vákuu (pri tlaku 0,1÷0,001 Pa) a pod ochranou inertných alebo ochranných plynov. Okrem zlata a ortuti reagujú taveniny všetkých ostatných kovov minimálne s jedným z plynov, ktoré sa nachádzajú vo vzduchu alebo v produktoch spaľovacích procesov. Ku kontaminácii povrchu taveniny plynmi dochádza i počas odlievania, ale v menšom rozsahu než pri tavbe, hlavne pre krátkosť času. Tabuľka 5 uvádza náchylnosť kovov k reakciám s plynmi a plynotvornými prvkami.

Tabuľka 5

Reakcie tavenín kovov s plynmi a plynotvornými prvkami

	Au	Hg	Sn	Bi	Cd	Pb	Zn	Mg	Al	Ag	Cu	Mn	Ni	Fe	Ti	V	Cr	Mo	W
Vodík	--	--	--	--	--	--	--	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
Kyslík	--	--	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+
Dusík	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	+	+	+	+	+	+	+	+
Uhlík	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	--	+	+	+	+	+	+	+	+
Síra	--	--	+	+	--	+	--	--	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+	+

Reakcie tekutého kovu s plynmi sa rozdeľujú do 4 charakteristických typov:

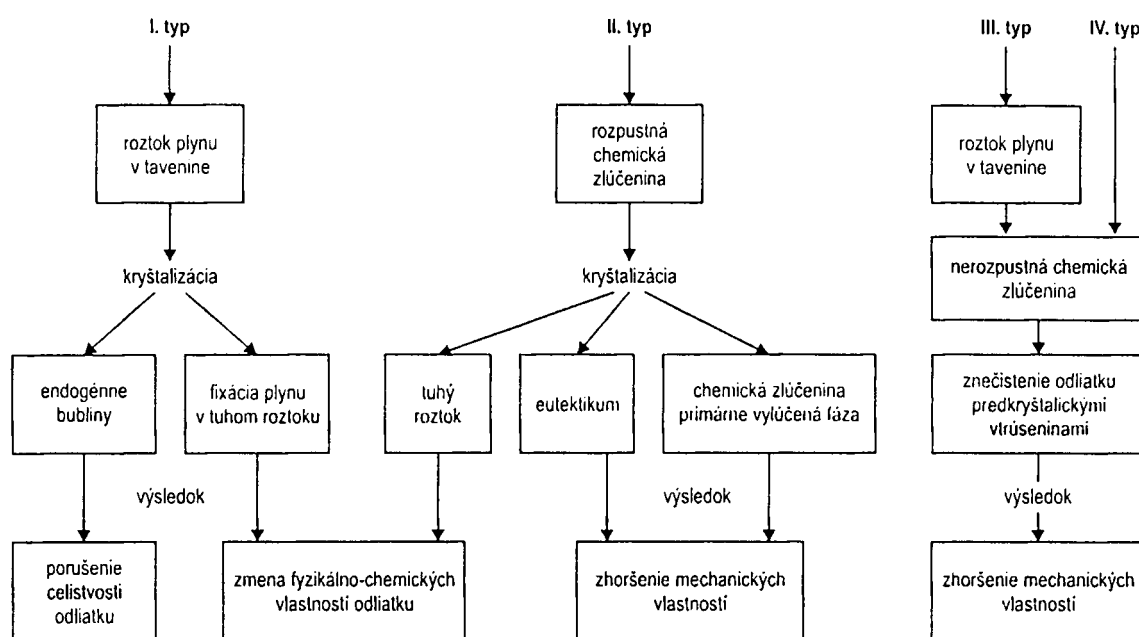
- *I. typ* vzájomného pôsobenia spočíva v rozpúšťaní sa plynu v tavenine, ktoré môže pokračovať do nasýtenia roztoku. Z atmosferických plynov sa takto rozpúšťajú vodík a dusík, a to atomárne po disociácii ich molekúl prípadne ionizácii atómov. Takto sa rozpúšťa vodík v taveninách Cu, Fe, Al, Mg, Ni a ich zliatinách, alebo dusík v oceliach a liatinách. Rozpustnosť dusíka je obvykle menšia než vodíka, čo sa vysvetľuje väčšou energiou diso-

ciacie molekúl N_2 s výnimkou ocelí, kde je rozpustnosť N mierne vyššia.

- ▶ *II. typ* pôsobenia nastáva, keď rozpustený plyn chemicky reaguje s taveninou za vzniku zlúčeniny, ktorá sa následne v tavenine rozpúšťa ako napr. kyslík, ktorý reaguje s čistými Cu, Fe a ich zliatinami za vzniku v tavenine rozpustných oxidov CuO a FeO.
- ▶ *III. typ* je podobný II. typu s tým rozdielom, že vytvorená zlúčenina je v tavenine nerozpustná ako napr. nitrid chrómu CrN, vznikajúci pri teplote nad 1650°C v sústave Cr-N.
- ▶ *IV. typ* vzájomného pôsobenia je charakteristický tým, že plyn nie je rozpustný v tavenine, ale reaguje s jej povrchom za vzniku stabilných nerozpustných zlúčenín. Takto reagujú s kyslíkom kovy ako Al, Mg, Sn, Pb, Zn, Bi a Cd.

Pri rozpúšťaní - vstupe plynu do taveniny - prebieha súčasne viac procesov. Najskôr dochádza k adsorpcii plynu na povrchu taveniny, kde sa zvýši jeho koncentrácia a zníži sa povrchové napätie na styku taveniny s atmosférou. Po ohriatí adsorbovaných molekúl na teplotu taveniny sa zoslabia väzby medzi atómami a následne sa uskutoční disociácia molekúl na atómy. Voľné ionizované atómy plynu potom vstupujú do taveniny difúznou cestou, alebo chemicky reagujú s povrchom. Pri I., II. a III. type pôsobenia plyn ďalej difúziou vstupuje do hĺbky kúpeľa taveniny. Množstvo pohlteneho plynu potom závisí od rýchlosti jeho difúzie v tavenine a možnosti konvekcie plynu k povrchu kúpeľa, ktorá závisí od celkového zloženia a vnútorného pohybu atmosféry a tiež od teploty prehriatia. Proces rozpúšťania plynu sa samovoľne zastaví potom, keď sa roztok stane nasýtený plynom (I. typ pôsobenia), rozpustnou chemickou zlúčeninou (II. typ pôsobenia) alebo po poklese aktivity alebo možnosti difúzie po vytvorení veľkého množstva nerozpustných produktov (III. typ pôsobenia). Pri IV. type pôsobenia sa na povrchu taveniny vytvára vrstva nerozpustnej chemickej zlúčeniny, ktorej hrúbka sa zväčšuje dôsledkom difúzie daného plynu vrstvou k rozhraniu zlúčenina - tavenina. Rýchlosť difúzie sa zvyšuje so zvyšovaním teploty prehriatia, ale závisí najmä od vlastností samotnej vrstvy. Schopnosť pokrývať povrch vyjadruje tzv. *Pilling-Bedworthov pomer* (*P.B.*), ktorý je pomerom medzi merným objemom oxidu a kovu, z ktorého vznikol. Pri $P.B. < 1$ vrstva oxidu nepokryje celý povrch a nezabráni styku taveniny s atmosférou. Pri $P.B. > 1,5$ vznikajúci oxid s veľkým objemom sa oddeľuje od povrchu taveniny za vzniku trhlín, ktorými preniká ďalší kyslík. Pre plyn difúzne priepustná alebo nekompaktná vrstva postupne hrubne a pohlcovanie plynu pokračuje proporcionálne s časom. Ak je vrstva súvislá a bráni difúzii plynu, zostáva pomerne tenká a účinne chráni povrch taveniny pred ďalším pohlcovaním

plynu ako napr. vrstva Al_2O_3 ($P.B.=1,28$) na hliníku. V sústave Mg-O je však objem na povrchu taveniny vznikajúceho MgO menší než objem samotného horčíka ($P.B.=0,81$), a preto sa tvorí nesúvislá vrstva, ktorá nie je schopná brániť pokračujúcej oxidácii. Podľa typu vzájomného pôsobenia je na konci tavby tavenina znečistená rozpustenými plynmi a chemickými zlúčeninami, ktoré môžu byť rozpustné alebo nerozpustné, ako je to uvedené na obr. 53.



Obr. 53 Typy vzájomného pôsobenia taveniny s plynom a ich výsledok

Stupeň znečistenia plynmi a produktami ich reakcií s taveninou závisí od spôsobu vedenia tavby a metalurgických operácií zameraných na odstránenie dôsledkov reakcií s plynmi a ochranu povrchu taveniny. Náchylnosť na pohlcovanie plynov resp. rýchlosť ich rozpúšťania taveninou sa pri tom proporcionálne zvyšuje so stúpaním hodnôt ich rovnovážneho obsahu v tavenine.

Typ vzájomného pôsobenia konkrétneho plynu s taveninou a jeho rovnovážny obsah v roztavenej zliatine určuje základný kov spolu s legujúcimi prvkami. Ak medzi plynom a zložkami zliatiny dochádza iba k I. typu vzájomného pôsobenia, legúry ovplyvňujú rozpustnosť plynu proporcionálne ich zastúpeniu v zliatine. Vtedy kov s vyššou rozpustnosťou plynu zvyšuje a kov s nižšou rozpustnosťou znižuje rozpustnosť plynu v zliatine. Napr. vyššia rozpustnosť vodíka v nikle než v medi (podľa obr. 54) spôsobí, že tavenina Cu s 10% Ni bude mať asi o 50% vyššiu hodnotu rovnovážneho obsahu vodíka než tavenina čistej medi. Zložitejšia situácia nastáva pri II., III. a

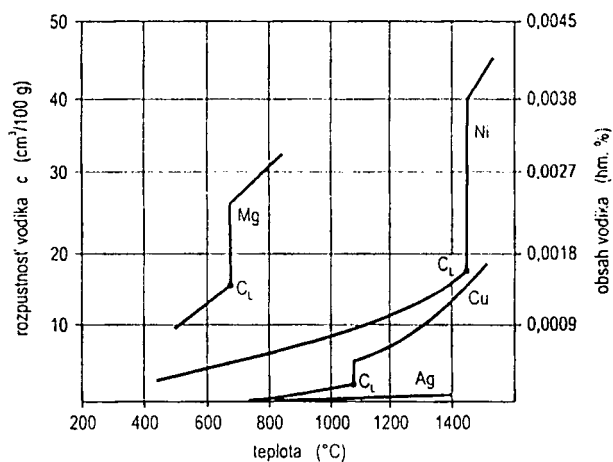
IV. type vzájomného pôsobenia, kedy vznikajú chemické zlúčeniny. V takom prípade sa už uplatňujú rozdielne fyzikálno-chemické vlastnosti jednotlivých zložiek zliatiny, ich koncentrácia, afinita voči plynu a vzájomné reakcie medzi vytvorenými chemickými zlúčeninami. Okrem tavenia vo vákuu a pod ochranou inertných plynov, pri bežnej príprave tekutého kovu dochádza ku kontaminácii taveniny všetkými plynmi, ktoré sa nachádzajú vo vzduchu alebo v pecnej atmosfére, ako sú O_2 , H_2 , N_2 , SO_2 , CO_2 , CO , pary H_2O a časť plynov sa dostane do taveniny vo vsádzke. Pri tavení polykomponentných zliatin preto dochádza vždy k viacerým typom (obvykle I., II. a III.) vzájomného pôsobenia medzi ich zložkami a plynmi s odpovedajúcim znečistením a dôsledkami podľa obr. 53.

Pri I. type pôsobenia vstupujú atómy plynu do taveniny a postupujú do hĺbky difúziou. Súčiniteľ difúzie iónov vodíka v tavenine pri malom prehriatí je okolo $10^{-3} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ a súčiniteľ difúzie iónov dusíka je približne $10^{-2} \text{ cm}^2 \cdot \text{s}^{-1}$. Obsah plynu sa vyjadruje najčastejšie objemom plynu v cm^3 , ktorý sa nachádza v 100 g kovu pri 20°C a tlaku 0,1 MPa. Pri prepočte na hm.% sa vychádza z toho, že 1 mól plynu pri 20°C a tlaku 0,1 MPa zaberá objem $22\,400 \text{ cm}^3$. Pri obsahu 10 cm^3 vodíka v 100 g zliatiny je hmotnosť vodíka $1.2 / 22\,400 = 0,9 \text{ mg}$, čo zodpovedá 0,0009 hm.%. Pri obsahu 10 cm^3 dusíka v 100 g zliatiny bude jeho hmotnosť $14.2 / 22\,400 = 120 \text{ mg}$, čo zodpovedá 0,012 hm.%. Závislosť rozpustnosti plynu v kove od teploty určuje vzťah:

$$C = A \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (46)$$

kde A je konštanta platná pre daný kov a plyn,
 Q - rozpúšťacie teplo plynu v tavenine ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$),
 R - plynová konštanta $R = 8,314 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$,
 T - teplota (K).

Proces rozpúšťania plynu môže byť exotermický (Q má záporné hodnoty) alebo endotermický (Q má kladné hodnoty). Väčšina plynov sa rozpúšťa v taveninách endotermicky, t.j. so spotrebou tepla a so stúpaním teploty sa rozpustnosť zvyšuje. Závislosť rozpustnosti vodíka od teploty v niektorých kovoch je znázornená na obr. 54. U všetkých kovov, v ktorých sa plyny rozpúšťajú endotermicky, sa po roztavení skokom zvýši rozpustnosť týchto plynov voči tuhej fáze a so zvyšovaním teploty sa rovnovážny obsah plynu v tavenine zvyšuje.

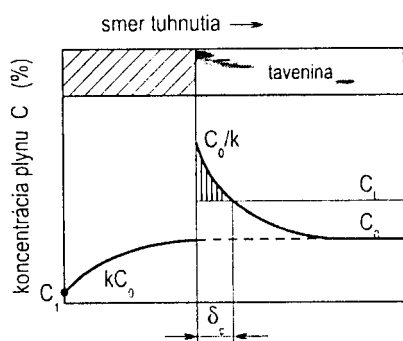


Obr. 54 Rovnovážny obsah vodíka v kovoch (endotermický proces rozpúšťania)

Pri exotermickom rozpúšťaní sa so stúpaním teploty rozpustnosť plynu znižuje. Exotermicky sa rozpúšťa vodík v taveninách Ti, V, Zr, Nb, La, Ce, Th a Pd, pričom rovnovážny obsah vodíka je výrazne vyšší než v taveninách kovov, v ktorých sa rozpúšťa endotermicky. Po ochladení tavenín, v ktorých sa vodík rozpúšťa exotermicky, z teploty prehriatia na teplotu likvidu a pri tuhnutí nedochádza k pozorovateľnému poklesu rovnovážneho obsahu pri teplote solidu (túto vlastnosť má iba vodík) a celý objem rozpusteného vodíka vytvorí reakciou s kovom stabilné hydridy. Z kovov významných pre zlievarenstvo sa takto správa iba titán, ktorý je schopný v tuhom stave pohltiť na 1 atóm Ti až 1,75 atómu vodíka. V ostatných technických kovoch s endotermickým rozpúšťaním vodíka sa jeho rozpustnosť pri ochladení taveniny na teplotu likvidu prudko znižuje.

V prípade endotermicky sa rozpúšťajúcich plynov môže ich vstup do taveniny pokračovať až po dosiahnutie nasýteného roztoku. Po presýtení roztoku napr. znížením teploty taveniny dochádza k vylučovaniu plynu v tvare bublín a ich unikaniu až kým tavenina nedosiahne teplotu likvidu. Zložitejšia situácia nastáva pri tuhnutí s vysokým gradientom teploty dT/dx , kedy sa nerovnovážne podmienky chladnutia prejavujú nerovnovážnym prerozdelením plynu medzi tekutú a tuhú fázu. Vysoká intenzita ochladzovania povrchu odliatku v styku s formou neumožní difúzne vylučovanie plynu, časť ktorého vytvorí presýtený tuhý roztok a časť sa odmieša do príľahlej taveniny. V tavenine presýtenej plynom sú pri pomalšom ochladzovaní už podstatne priaznivejšie podmienky pre vylučovanie plynu, čo sa prejaví tvorbou bublín v stredových oblastiach odliatkov. Vytvorenie zárodku bubliny v tvare guľky naplnenej plynom vyžaduje roztiahnutie taveniny, ktorému bráni povrchové napätie, a preto je vznik a rast bublinky homogénnou nukleáciou málo pravdepodobný až nemožný. Potrebná aktivačná energia na vytvorenie povrchu nadkriticky veľkého zárodku bubliny bude podstatne menšia pri heterogénnom vzniku na vtrúsenine. Pravdepodobnosť vzniku zárodkov bublín bude tým väčšia, čím bude väčší rozdiel medzi hodnotami povr-

Priebeh kryštalizácie kovu alebo zliatiny s koncentráciou plynu $C_0 < C_l$ je znázornený na obr. 55.



V prvej tuhej fáze vytvorenej na stene formy bude koncentrácia plynu $C_1 = kC_0$ daná rozdeľovacím koeficientom k daného systému. V tuhej fáze nerozpustný plyn sa odmiešanim hromadí v tavenine dvojrázovej zóny tuhnutia a v príľahlej tavenine. Postupne sa tiež zvyšuje koncentrácia plynu C_s v ďalšej tuhej fáze, tvoriacej sa z tejto taveniny až po dosiahnutie hodnoty C_0 . Vtedy už proces prebieha stacionárne, koncentrácia plynu v tavenine má na rozraň $S-L$ hodnotu C_0/k a na úseku δ_c prevyšuje hranicu rozpustnosti v tavenine C_L .

111

génnych bublín, kde sa hromadí a vytvára v nich vnútorný pretlak. Väčšina plynu sa sústreďí na hraniciach zŕn, v okolí vtrúsenín a v medzidendritických priestoroch, kde počas tuhnutia vzniká najviac zárodkov endogénnych bublín. Okrem rozpustených plynov spôsobujú endogénnu bublinatosť aj plynné zlúčeniny vznikajúce exotermickými chemickými reakciami v tavenine alebo v tuhej fáze, akými sú napr. H_2O , CO , SO_2 a pod. Príčinou je, že afinita plynотvorných zložiek k vzájomnej reakcii prebiehajúcej s vývojom tepla sa znižuje so zvyšovaním teploty. Napr. v nedostatočne dezoxidovanej prehriatej tavenine ocele prítomný oxid FeO nereaguje s uhlíkom, ale pri znižovaní prehriatia k teplote likvidu sa postupne zvyšuje afinita FeO ku C, až dosiahne hranicu, kedy vzniká CO . V prípade endotermicky reagujúcich plynотvorných zložiek sa afinita k ich vzájomnej reakcii zvyšuje so stúpaním teploty, prehriatím taveniny sa dosiahne jej odplynenie a pri tuhnutí sa endogénne bubliny nevytvoria.

Aj pri dostatočne odplynenej tavenine sa v odliatkoch môžu vyskytnúť bubliny exogénneho pôvodu tvorené plynmi, ktoré sa dostali do taveniny počas odlievania strhnutím prúdom kovu alebo z materiálu formy prípadne jadier. Pred postupujúcou taveninou odchádzajú plyny z dutiny zlievarenskej formy výfukmi, náliatkami a po zaplnení formy priedušnosťou zmesi. V priebehu plnenia formy sa dá zabrániť naplyneniu taveniny správnym návrhom vtokovej sústavy a samotnej formy. Oveľa väčšie riziko naplynienia vzniká v mieste styku taveniny s povrchom formy, kde dochádza k intenzívnemu vývinu plynov, ktoré po ohriatí zväčšujú svoj objem. Okrem vzduchu obsiahnutého v póroch sú to aj plyny uvoľňované zo spojiva a pomocných formovacích látok, akými sú vodná para, produkty spaľovania živíc, olejov, sacharidov, grafitu a pod. Všetky formovacie zmesi, i bezvodé, obsahujú určité množstvo kryštalicky viazanej vody, pričom 1 g vody po vyparení vytvorí 1,25 l vodnej pary (pri tlaku 0,1 MPa a teplote 20°C), ktorá po ohriatí dodatočne zvýši tlak v stykovej vrstve formy. Plyny uvoľnené po zaplnení formy je potrebné odviesť priedušnosťou zmesi, v prípade veľkých objemov foriem a jadier sa tieto opatria zvláštnymi kanálmi na uľahčenie odchodu plynov.

Prítomnosť plynov v materiáli odliatku má viaceré negatívne dôsledky na jeho vlastnosti. Vylučovanie plynu pri tuhnutí znižuje účinnosť dosadzovania taveniny a zväčšuje celkový objem stiahnutín. Endogénne bubliny tým, že zmenšujú nosný prierez materiálu a pri zaťažení sú koncentrátormi napätia, prvotne zhoršia mechanickú pevnosť odliatku. Vnútorný tlak v bublinách spôsobuje vnútorné napätia I. a II. druhu, ktoré môžu spôsobiť porušenie celistvosti odliatku hlavne pri tepelnom spracovaní, kedy sa vylučovanie plynu z tuhého roztoku urýchľuje a dochádza ku

expanzii plynu v bublinách. V plynom presýtenom tuhom roztoku pôsobia vnútorné napätia III. druhu, ktoré spôsobujú zhoršenie plastických vlastností materiálu. Vylučovanie plynu z presýteného tuhého roztoku veľmi pomaly prebieha i pri izbovej teplote a postupne zhoršuje uvedené dôsledky jeho prítomnosti v materiáli. Proces degradácie mechanických vlastností, ale aj iných, napr. odolnosti voči korózii, je veľmi pomalý, môže sa prejaviť po niekoľkých mesiacoch až rokoch po vyrobení odliatku, a preto sa označuje termínom *starnutie*. Negatívne dôsledky prítomnosti plynov v liatych kovových materiáloch sa dajú dočasne eliminovať tvárnením, ale po určitom čase - *vystarnutí* - sa znovu objavajú. Proces starnutia sa dá podstatne urýchliť dlhodobým žihaním pri teplote okolo $0,2 T_L$ (°C), ale dôsledky prítomnosti plynu sa úplne zachovávajú. Zabrániť negatívnym dôsledkom prítomnosti plynov v kovových materiáloch je možné iba účinným odplynením východiskovej taveniny.

5.3 SPÔSOBY ODPLYNENIA A RAFINÁCIE

Aby boli negatívne dôsledky znečistenia taveniny plynmi a vtrúseninami na vlastnosti materiálu odliatku čo najmenšie, povrch taveniny sa počas tavby chráni vhodnou troskou, ktorá súčasne odplyňuje a odstraňuje rozpustné i nerozpustné chemické zlúčeniny. Tesne pred odliatím sa robí rafinácia, ktorej cieľom je konečné odstránenie rozpustných i nerozpustných chemických zlúčenín - vtrúsenín a odplynenie. *Rafinačné metódy sa delia na adsorbčné a neadsorbčné. Adsorbčné metódy* sú založené na tom, že adsorbčné médium má vyššiu schopnosť pohltiť alebo zachytiť nečistotu z taveniny než samotná tavenina. Adsorbčnými metódami sú prefukovanie taveniny inertným plynom, spracovanie aktívnymi troskami (rafinačnými soľami), vákuovaním alebo filtrovaním. Dochádza pritom k nasledovným procesom a fyzikálnym javom:

- Plyn rozpustený v tavenine sa rozpúšťa v bublinách inertného plynu, kde je jeho parciálny tlak blízky nule a spoločne s inertným plynom odchádza z taveniny. Podobne sa správa a využíva aj atmosféra inertného plynu, v ktorom je parciálny tlak nežiadúcich plynov tiež blízky nule.
- Povrchové napätie na styku *inertný plyn - vtrúsenina* (drobná, v tavenine nerozpustná chemická zlúčenina) je menšie než na styku *tavenina - vtrúsenina*. Bublinky inertného plynu zmáčajú vtrúseniny a vynášajú ich flotačne na povrch.

- Povrchové napätie na styku *stena filtra - vtrúsenina* je nižšie než na styku *tavenina - vtrúsenina*, dôsledkom čoho sa vtrúseniny zachytávajú na stenách filtra. Na filtráciu sa v súčasnosti používajú rôzne typy keramických filtrov schopné adsorbčne alebo mechanicky zachytiť malé vtrúseniny.
- Aktívne trosky rozpúšťajú povrchovú vrstvu oxidov na hladine a potom účinne rozpúšťajú v tavenine rozpustené chemické zlúčeniny, následne ich fyzikálne alebo chemicky viažu.
- Povrchové napätie na styku *troska - vtrúsenina* je menšie než na styku *tavenina - vtrúsenina*. Po zmáčaní vtrúsenín troskou, tieto v nej zostávajú chemicky alebo fyzikálne viazané.
- Zložky rafinačných solí reagujú s nežiadúcimi chemickými zlúčeninami, rozpustnými i nerozpustnými v tavenine a prevedú ich zmenou zloženia alebo morfológie do stavu, v ktorom sa ľahšie odstraňujú z taveniny.
- Gravitačné vyplavovanie vtrúsenín. Uplatňuje sa u všetkých chemických zlúčenín nerozpustných v tavenine bez ohľadu na ich pôvod, ak sa ich hustota líši od hustoty taveniny.

Vo väčšine prípadov je hustota vtrúsenín nižšia než hustota taveniny. Ľahšie vtrúseniny sa vyplavujú na hladinu a ich pohyb brzdí odpor taveniny daný dynamickou viskozitou taveniny η (Pa.s). Výnimkou je napr. MgO, ktorý má väčšiu hustotu než tavenina Mg. Pohyb vtrúseniny vyvoláva gravitačná sila, ktorá je daná rozdielom medzi hmotnosťou vtrúseniny a hmotnosťou ňou vytlačenej taveniny. Podľa Stokesovho zákona veľkosť sily F , brzdiacej pohyb guľovej vtrúseniny s polomerom r , ktorá sa pohybuje rýchlosťou v , určuje vzťah $F = 6\pi r \eta v$. Z rovnosti hodnôt gravitačnej a brzdiacej sily sa vyráta rýchlosť pohybu v_v (m.s⁻¹) vtrúseniny. Pre vtrúseninu s hustotou ρ_v a polomerom r_v (m) v tavenine s hustotou ρ_t potom platí:

$$F = 6\pi r_v \eta v_v = \frac{4}{3} \pi r_v^3 \rho_v g - \frac{4}{3} \pi r_v^3 \rho_t g \quad ; \quad v_v = \frac{2}{9} \frac{(\rho_t - \rho_v) r_v^2 g}{\eta} \quad (47)$$

Vzťah (47) platí pre taveninu nehybnú alebo laminárne prúdiacu a sférické útvary vtrúsenín. K vyplavovaniu vtrúsenín dochádza, ak $\rho_v < \rho_t$, pričom ich celkové odstránené množstvo je priamo úmerné dobe vyplavovania a znižuje sa so zvyšovaním viskozity a so znižovaním rozmeru vtrúsenín. Vtrúseniny s rozmermi pod 5 μm sa vyplavujú veľmi malou rýchlosťou a ich odstránenie vyžaduje neúnosne dlhú dobu. Odstránenie veľmi malých vtrúsenín, najmä ak majú tvar blán, vy-

žaduje aplikáciu účinnejších rafinačných metód.

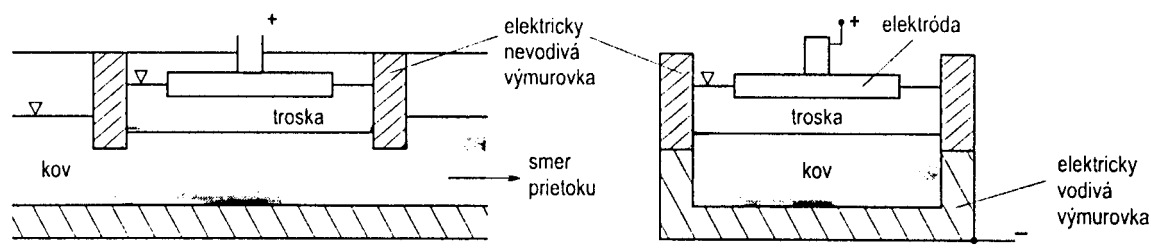
Okrem adsorbčných metód rafinácie sa využívajú aj *neadsorbčné metódy*, ktorých účinnosť sa neobmedzuje iba na miesto styku s adsorbčným médiom, ale uplatňuje sa v celom objeme taveniny alebo v časti objemu. Medzi neadsorbčné metódy sa zaraďuje rafinácia ultrazvukom, vákuovanie, elektrochemické a elektromagnetické spôsoby rafinácie. Odplyňovací i následný rafinačný účinok ultrazvuku (a obecné vibrácií) sa vysvetľuje dôsledkami pulzov podtlaku v mikroobjektoch taveniny, z ktorých sa vylúči malé množstvo plynu a vznikajú zárodočné mikroskopické bublinky. Pre vysokú povrchovú energiu sa zárodky budúcich bublín tvoria na vtrúseninách, voči ktorým má plyn nižšie povrchové napätie než voči tavenine. Ďalší rast bublín sa uskutočňuje už difúziou plynu z taveniny a na hladinu vystupujú spolu s vtrúseninami, na ktorých vznikli. Rýchlosť v_v vyplavovania bubliny s polomerom r_B z taveniny s hustotou ρ (kg.m^{-3}) a dynamickou viskozitou η (Pa.s) určuje Stokesov zákon, keď platí:

$$v_v = \frac{2}{9} \frac{\rho r_B^2}{\eta} g \quad (48)$$

Vznik bublín plynu na vtrúseninách a ich spoločný odchod z taveniny je príčinou, že odplynenie je vždy sprevádzané aj účinnou rafináciou. Vákuovanie je tiež založené na odplynení a súčasnom flotačnom pôsobení bubliniek vákuom uvoľňovaného plynu na vtrúseniny. Najvyšší rafinačný účinok sa dosahuje na povrchu a s rastúcou hĺbkou pod hladinou sa znižuje dôsledkom stúpajúceho metalostatického tlaku. Efekt odplynenia a rafinácie je tým vyšší, čím je nižší tlak nad hladinu, dlhšia doba spracovania a čím lepšie sú podmienky transportu nespracovanej taveniny k hladine, čo sa dá zaistiť miešaním alebo kúpeľom s malou hĺbkou a veľkým povrchom.

Elektrochemické metódy rafinácie sú založené na elektrochemickom vylučovaní zložiek zlúčenín, ktoré sú v tavenine rozpustené. Po disociácii ich molekúl spravidla kov zostáva v tavenine pripojenej na záporný pól a elektronegatívny prvok sa vylučuje na kladnom póle - anóde, kde sa chemicky viaže a následne odstraňuje, alebo ak sa tvorí plyn, tento odchádza z taveniny v podobe bublín. Nevýhodou je, že vytvorenie dostatočného elektrického potenciálu (napätia) na vyvolanie vylučovania a tiež pohybu disociovaných zložiek vyžaduje vzhľadom na dobrú elektrickú vodičnosť kovových tavenín veľmi vysoké prúdy a vysokú spotrebu elektrickej energie. Elektrochemické postupy sa niekedy označujú termínom *rafinácia jednosmerným prúdom*. Na obr. 56 je sché-

maticky znázornené usporiadanie kontinuálne pracujúceho rašínacieho zariadenia.



Obr. 56 Schéma kontinuálnej elektrochemickej rašínácie

Tavenina prechádza kanálom, ktorý má dno a časti bokov z elektricky vodivej výmurovky, ktorá tvorí záporný prívod prúdu. Kúpeľ rašínacej trosky nad taveninu sa nachádza medzi bokmi kanála a prepážkami, ktoré sú z elektricky nevodivej výmurovky a na privedenie prúdu slúži plávajúca elektróda vyrobená z grafitu, SiC, kovu a pod. Elektrochemicky je možné odstrániť vodík z tavenín na báze Ce, Fe a Al. V týchto kovoch sa vodík rozpúšťa v ionizovanom stave ako protón H^+ a pre svoje malé rozmery preniká do elektrónových obalov atómov kovu v mriežke. Protón H^+ sa vyznačuje vysokou pohyblivosťou a pri pomerne slabom jednosmernom prúde sa vylučuje na zápornom póle.

5.3.1 ELEKTROMAGNETICKÉ METÓDY RAŠÍNÁCIE

V súčasnej metalurgickej praxi sa už účinne presadili metodiky silového pôsobenia, využívajúce ako funkčný činiteľ elektromagnetické sily, ktoré sú vyvolané interakciou elektrického prúdu tečúceho objemom kovovej taveniny s magnetickým poľom. Veľkosť sily f ($N \cdot m^{-3}$) pôsobiacej na vodič, ktorým tečie elektrický prúd s prúdovou hustotou J ($A \cdot m^{-2}$) a ktorý je vystavený v celom svojom objeme pôsobeniu magnetického poľa s indukciou B (T), je daná známym vzťahom:

$$f = J \times B \quad (49)$$

V konkrétnom objeme taveniny V (m^3) pôsobí sila F (N), keď platí:

$$F = V(J \times B) \quad (50)$$

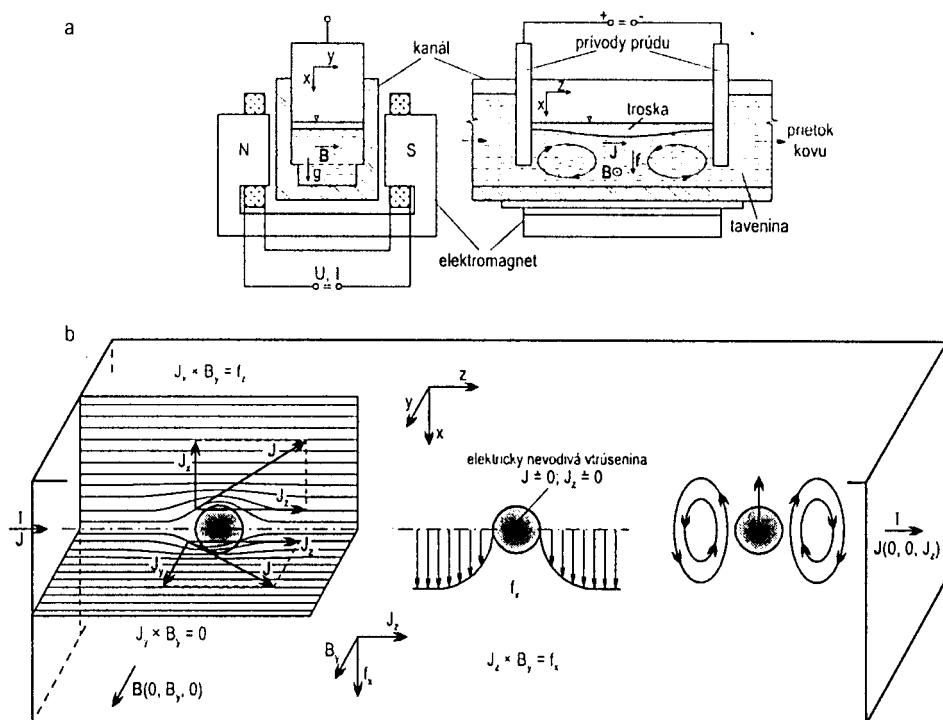
Zo vzťahu (49) vyplýva, že orientácia sily v priestore je určená výsledkom vektorového súčinu $\mathbf{J} \times \mathbf{B}$, ktorého veľkosť ($\text{N} \cdot \text{m}^{-3}$) predstavuje silu pripadajúcu na jednotku objemu vodiča a najvyššia účinnosť generovania je v prípade, keď oba vektory sú na seba kolmé. Od časového priebehu veličín \mathbf{J} a \mathbf{B} a ich vzájomného vzťahu závisí časový priebeh generovaných síl.

Jednotlivé postupy sa líšia hlavne spôsobmi vyvolania elektrického prúdu budiaceho elektromagnetické sily v interakcii s magnetickým poľom, spôsobmi privedenia magnetického poľa a časovým priebehom oboch uvedených veličín. Vyvolanie elektrického prúdu je technicky realizovateľné buď jeho samostatným privedením do ovplyvňovaného objemu prostredníctvom mechanických kontaktov v tzv. *konduktívnych metodikách*, alebo indukčnou cestou prostredníctvom striedavého magnetického poľa, čo sa využíva v metodikách, ktoré sú označované ako *indukčné*.

Vtrúseniny majú podstatne nižšiu elektrickú vodivosť než okolitá kovová tavenina, dôsledkom čoho v ich objeme tečie prúd s veľmi malou prúdovou hustotou J a vyvíjajú sa zanedbateľné sily. Rafinačný účinok je založený na tom, že elektromagnetické sily pôsobia prakticky iba v kovovej tavenine, kým vtrúseniny týmto silám vystavené nie sú. Uplatňuje sa pritom viac faktorov, ktoré budeme analyzovať na príklade kontinuálne pracujúceho rafinačného zariadenia konduktívneho typu znázorneného na obr. 57a. Zariadenie prechádza kanálom z elektricky nevodivého materiálu, ktorý sa nachádza medzi pólmi elektromagnetu vyvíjajúceho magnetické pole s indukciou B . Pracovný priestor je ohraničený doskami z elektricky vodivého materiálu (grafit, SiC, kov a pod.), ktoré súčasne privádzajú elektrický prúd do rafinovaného objemu taveniny, kde má strednú prúdovú hustotu J . Tavenina v pracovnom priestore je pokrytá troskou.

Interakciou magnetického poľa \mathbf{B} s elektrickým prúdom \mathbf{J} sa v tavenine vyvolá objemová sila, ktorá je orientovaná v smere gravitácie, čo sa prejaví poklesom hladiny v pracovnom priestore. Elektricky nevodivá vtrúsenina guľového tvaru s polomerom r_v (m) a objemom V_v (m^3) s hustotou ρ_v bude nadľahčovaná nielen hmotnosťou ňou vytlačenej taveniny (s hustotou ρ_t), ale aj elektromagnetickou silou vyvíjanou v jej objeme, ktorá je daná rovnicou (50). Hodnota výslednej sily F nadľahčujúcej vtrúseninu bude:

$$F = \frac{4}{3} \pi r_v^3 \rho_v g - \frac{4}{3} \pi r_v^3 \rho_t g - \frac{4}{3} \pi r_v^3 (\mathbf{J} \times \mathbf{B}) = \frac{4}{3} \pi r_v^3 g \left(\rho_v - \rho_t - \frac{\mathbf{J} \times \mathbf{B}}{g} \right) \quad (51)$$



Obr. 57 Usporiadanie rafinačného zariadenia (a) s mechanizmom vynášania vtrúseniny (b)

Z rovnice (51) vyplýva, že pôsobenie elektromagnetických síl sa v danom prípade prejaví rovnako ako zvýšenie hustoty taveniny o hodnotu $(\mathbf{J} \times \mathbf{B})/g$. Po zohľadnení Stokesovho zákona pre rýchlosť vyplavovania v_v , podobne ako u vzťahu (47), dostaneme:

$$v_v = \frac{2}{9} \frac{\left\{ \rho_{tr} - \rho_t - \frac{(\mathbf{J} \times \mathbf{B})}{g} \right\} r_v^2 g}{\eta} \quad (52)$$

Skutočná rýchlosť vyplavovania je podstatne vyššia než zodpovedá statickému pôsobeniu zúčastnených síl. Elektricky nevodivou vtrúseninou nepreteká elektrický prúd, ale ju obchádza cez okolitú taveninu, ako to znázorňuje obr. 57b, a pôvodný vektor prúdovej hustoty $\mathbf{J}(0, 0, J_z)$ sa rozkladá do zložiek $\mathbf{J}(J_x, J_y, J_z)$. V interakcii s magnetickým poľom $\mathbf{B}(0, B_y, 0)$ zložka J_x vyvoláva silu $f_y = B_z \times J_x$ kolmú na vektor \mathbf{g} a zložka J_y nevyvoláva silu, lebo $B_y \times J_y = 0$. S klesajúcou vzdialenosťou k vtrúsenine v smere jej osi z stúpa podiel odklonených nefunkčných zložiek J_x a J_y na úkor zložky J_z , ktorá je na povrchu vtrúseniny nulová a v tomto mieste je nulová aj sila f_x . Roz-

dielne hodnoty síl, meniace sa od 0 po f_x na krátkych úsekoch pred a za vtrúseninou, vyvolávajú rotačný pohyb mikroobjemov taveniny orientovaný tak, že spoločne s vztlakovou silou vynášajú vtrúseninu na hladinu, kde sa zachytáva v troske. Prehĺbenie povrchu taveniny je spôsobené obvyklou vyššou intenzitou magnetického poľa v strede pracovného priestoru elektromagnetu a vyššími hodnotami vyvolaných síl. Tieto vyvolávajú žiaduci premiešavací pohyb v tavenine (obr. 57a), ktorý dopravuje nevyčistenú taveninu k hladine.

Pri konduktívnych metódach rafinácie sa často využíva jednosmerné magnetické pole, pre ktoré niekedy literatúra používa termín “magnetostatické”. Takéto pole je schopné prenikať bez pozorovateľných strát i do ľubovoľne veľkých objemov všetkých technických kovových tavenín, lebo v nich neindukuje elektrický prúd a má i ďalšie priaznivé aplikačné aspekty. V interakcii s jednosmerným elektrickým prúdom vyvoláva staticky pôsobiace sily a v interakcii so striedavým prúdom pulzujúce sily - vibrácie. Bežná kovová tavenina ako aj v nej prítomné sprievodné zložky, akými sú vtrúseniny, plyny a tvoriaca sa tuhá fáza, majú prakticky rovnakú magnetickú priepustnosť ako vákuum (relatívnu permeabilitu $\mu = \mu_r \mu_0 \approx \mu_0$), nakoľko sa jedná o paramagnetické alebo diamagnetické látky. Taktiež feromagnetické materiály ohriate nad Curieho teplotu strácajú feromagnetizmus a stávajú sa spravidla paramagnetikami s relatívnou permeabilitou μ_r blízkou 1. Na vyvolanie elektromagnetických síl je však potrebné do ovplyvneného objemu okrem jednosmerného magnetického poľa ešte osobitne priviesť elektrický prúd, čo vyžaduje mechanický kontakt čiastočne limitujúci aplikovateľnosť tejto skupiny metodík. Tento technický problém je v mnohých prípadoch úspešne riešiteľný a v praxi sa ukázalo, že u viacerých metalurgických a zlievarenských technológií je možné elektrický prúd v tavenine vyvolať indukčne - transformátorovou väzbou, kde je podmienkou, aby tavenina tvorila uzatvorený závit. Takáto možnosť sa využíva v indukčných peciach alebo v elektromagnetických čerpadlách. Vybudenie striedavého magnetického poľa a jeho privedenie do ovplyvňovaného objemu je z aplikačného hľadiska veľmi jednoduché, lebo nevyžaduje mechanický kontakt. Prostredím, akým je vzduch alebo tiež elektricky nevodivá výmurovka, striedavé magnetické pole prestupuje bez pozorovateľných strát. Elektricky vodivým prostredím prestupuje vždy spoločne so sprievodnou elektrickou zložkou, ktorú predstavuje indukovaný elektrický prúd s vektorom kolmým na vektor magnetického poľa. Obe zložky, t.j. magnetická a elektrická, sú podľa Maxwellových rovníc navzájom konvertibilné, a preto sú niekedy v literatúre z formálnych dôvodov označované spoločným termínom “elektromagnetické pole”. Preto aj prietok striedavého elektrického prúdu elektricky vodivým prostredím vyvolá v

ňom magnetické pole. Pretože vektory prúdu a poľa sú i v tomto prípade na seba kolmé, pri prie- toku striedavého elektrického prúdu kovovou taveninou vždy v nej vzniknú elektromagnetické sily. Nerovnomerné pôsobenie elektromagnetických síl v tavenine a vynášací účinok mikrovírov na elektricky nevodivé vtrúseniny sa uplatňujú aj v prípade indukčných metód, pri ktorých je ta- venina vystavená pôsobeniu striedavého magnetického poľa, alebo ak ňou preteká striedavý elek- trický prúd. K rafinačnému pôsobeniu elektromagnetických síl preto dochádza aj pri činnosti všet- kých typov indukčných pecí a elektromagnetických čerpadiel. Tavenina pripravená v nízkofrek- venčných indukčných peciach alebo dopravovaná elektromagnetickými čerpadlami má preto nižší obsah vtrúsenín než tavenina pripravená napr. v plameňových, odporových alebo oblúkových peciach.

5.4 INDUKČNÉ PECE

V súčasnej metalurgickej a zlievarenskej praxi sa na prípravu kovu využívajú elektrické pece rôz- nych typov, ktoré sa odlišujú hlavne spôsobom *ohrevu vsádzky*, ktorý môže byť *nepriamy* - sála- ním a vedením tepla od teplejšieho média (odporové alebo oblúkové elektrické pece), alebo *pria- mym* ohrevom, kedy v samotnej vsádzke vzniká Joulovo teplo vyvolané indukovaným elektric- kým prúdom. V porovnaní so spaľovacími pecami (na plyn, koks a pod.) majú vyššiu termickú účinnosť a nedochádza ku kontaminácii taveniny produktami spaľovacieho procesu. V praxi sa elektrické pece všetkých typov veľmi dobre uplatňujú najmä pre jednoduchú a pritom presnú re- guláciu výkonu. Princíp činnosti odporových a oblúkových pecí je všeobecne známy a celkove jednoduchý, kým užívateľské vlastnosti indukčných pecí sú známe menej. Pri činnosti indukč- ných pecí všetkých typov vždy dochádza okrem ohrevu aj k vybudeniu elektromagnetických síl s dôsledkami, akými sú pohyb taveniny v makro- a mikroskopických rozmeroch, pohyb vtrúsenín a pod. Poznanie zákonitostí uvedených javov má význam z hľadiska ich vplyvu, ale aj možnosti cieleného využitia pri metalurgickej príprave taveniny.

Indukčné taviace pece sa delia na dve skupiny, ktoré sa odlišujú spôsobom ohrevu:

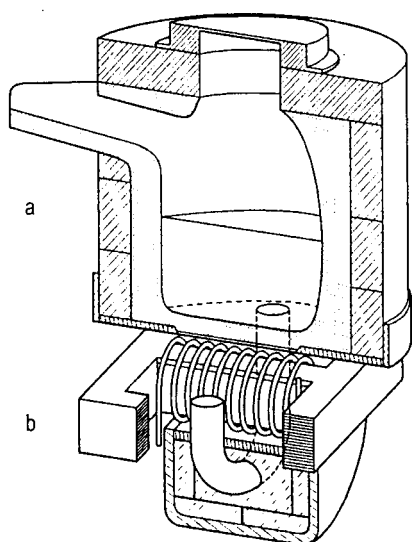
1. *Kanálové pece*, u ktorých teplo vzniká v malom objeme kanála prietokom silného elektric- kého prúdu, indukovaného transformátorovou väzbou. V literatúre sú označované aj ako *indukčné pece so železným jadrom*. Napájané sú z rozvodnej siete s frekvenciou 50 Hz.

2. *Indukčné pece tégľové* (v angl. crucible furnace) sú v našej literatúre označované iba ako *indukčné* (bez prívlastku) alebo ako *indukčné pece bez železného jadra*. Sú charakteristické tým, že vsádzka sa ohrieva po celom povrchu pracovného tégľa.

Účinnosť využitia elektrickej energie pri premene na teplo je u všetkých typov moderných indukčných pecí veľmi vysoká. Pohybuje sa okolo 96%, ale z celkového množstva Joulovho tepla vyvolaného v tavenine pripadá asi 35% na straty spôsobené najmä vedením tepla pomerne tenkou výmurovkou medzi taveninou a vodou chladenými vodičmi - induktormi, ktoré generujú magnetické pole. Zostávajúcich 65% tepla sa využíva na vlastný ohrev taveniny, a to zhodne u kanálových pecí i tégľových indukčných pecí.

V zlievarňach, najmä zahraničných, sú pomerne rozšírené kanálové taviace alebo udržiavace pece napriek ich nedostatkom, akými sú vysoké nároky na vlastnosti materiálu kanálov a potreba určitého množstva tekutého kovu pre začatie ohrevu. Objem kanálov sa pohybuje v rozmedzí 2 - 10% objemu tégľa. Pred uvedením do chodu je potrebné do pece naliat dávku tekutého kovu pripraveného v inej peci, alebo ponechať v nej časť kovu z predchádzajúcej tavby. Ich výhodou je, že pracujú so sieťovou frekvenciou 50 Hz, sú investične a technicky nenáročné a pritom veľmi spoľahlivé v prevádzke. V minulosti sa používali prevažne na tavenie farebných kovov, ale v súčasnosti sa ich využívanie rozšírilo aj na liatiny a ocele, kde sa úspešne používajú nielen ako udržiavacie,

ale aj ako taviace pece. Výkon taviacich kanálových pecí voči menovitej hmotnosti taveniny v tégli sa pohybuje v rozmedzí 180 - 300 kW/t a u udržiavacích pecí je okolo 50 kW/t. Rozmery kanála určujú minimálny objem tégľa, a tým i hmotnosť taveniny, ktorá v prípade Al zliatin je u taviacich pecí v rozmedzí 200 kg až 6 ton, u udržiavacích do 40 ton. Taviace a udržiavacie pece pre liatinu alebo oceľ sú väčšinou určené pre hmotnosť taveniny od 6 do 50 ton.



Obr. 58 Kanáliková nízkofrekvenčná indukčná pec

Na obr. 58. je znázornené usporiadanie kanálovej indukčnej pece na tavenie zliatin na báze Al. Pec pozostáva z tégľa, resp. zásobníka taveniny v hornej časti (a), ku ktorej je pripojená spodná ohrievacia

časť (b), ktorá pozostáva z pracovného kanála a nízkofrekvenčného transformátora s jadrom z transformátorových plechov. Primárne vinutie pre zjednodušenie chladenia je riešené dutým, zvnútra chladeným vodičom - induktorom. Tavenina v kanáli, ktorá je elektricky spojená s taveninou v tégli, predstavuje jeden závit sekundárneho vinutia, ktorým tečie silný indukovaný elektrický prúd s hustotou 10^4 až 10^6 A.m⁻².

Predstavu o užívateľských vlastnostiach kanálovej pece poskytne orientačný výpočet parametrov konkrétnej pece s tavebným výkonom 700 kg taveniny za hodinu. Na ohriatie 1 kg studenej vsádzky, skupenskú premenu a prehriatie taveniny na približne 700°C je potrebné dodať množstvo tepla $c \cdot \Delta T + l \approx 10^6$ J.kg⁻¹, čo predstavuje spotrebu elektrickej energie 10⁶ Ws.kg⁻¹, alebo 0,227 kWh na 1 kg taveniny. Pripravenie 700 kg taveniny si vyžiada bez zohľadnenia tepelných strát 194 kWh a pri typickej celkovej účinnosti 65% bude spotreba elektrickej energie pece približne 300 kW. Množstvo vyvíjaného Joulovho tepla Q (J) je číselne zhodné s výkonom N (W) elektrického prúdu I (A), ktorý sa počas 1 sekundy vyvinie v kanáli taveniny. Hodnotu výkonu N , vyvíjaného elektrickým prúdom I v kanáli taveniny s elektrickým odporom (rezistivitou) R (Ω) určuje známy Ohmov vzťah:

$$N = I^2 \cdot R \quad (53)$$

Ohmický odpor vodiča závisí od jeho prierezu S , dĺžky l a merného odporu γ_R , keď platí:

$$R = \frac{\gamma_R}{S} l \quad (54)$$

Pretože tavenina v tégli má podstatne väčší prierez a menšiu dĺžku než v kanáli, bude mať podstatne nižší odpor (predstavuje skrat v obvode) než tavenina v kanáli, kde sa vytvorí väčšina tepla. Pri rozmeroch kanála \varnothing 200 mm s dĺžkou 1,2 m a tavenine AlSi8,5 s merným elektrickým odporom $\gamma_R = 4 \cdot 10^{-7}$ Ω m bude jeho odpor:

$$R = \frac{\gamma_R \cdot l}{S} = \frac{4 \cdot 10^{-7} \cdot 1,2}{\pi \cdot 0,1^2} = 1,52 \cdot 10^{-5} \Omega$$

Aby sa v kanáli vyvíjal výkon $N = 300 \text{ kW}$, musí ním podľa rovnice (53) tečť elektrický prúd:

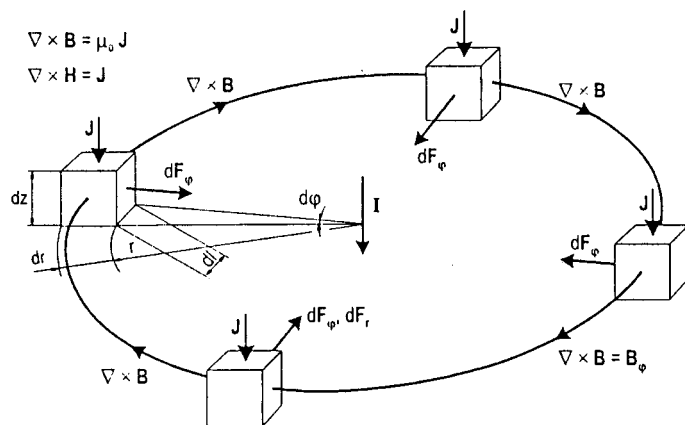
$$I = \sqrt{\frac{N}{R}} = \sqrt{\frac{300 \cdot 10^3}{1,52 \cdot 10^{-5}}} = 1,4 \cdot 10^5 \text{ A} = 140 \text{ kA}$$

Dôsledkom prietoku elektrického prúdu v kanáli so zanedbaním jeho indukčnosti bude pôsobiť napätie $U = R \cdot I = 140 \cdot 10^3 \text{ A} \cdot 1,52 \cdot 10^5 \Omega \approx 2,1 \text{ V}$.

Z fyziky je známe, že prietok elektrického prúdu s hustotou \mathbf{J} vodičom, v danom prípade kanálom, vyvolá okolo neho i v ňom samotnom kruhové magnetické pole s intenzitou $\nabla \times \mathbf{H}$ a lineárne závislou $\mathbf{B} = \mu \mathbf{H}$ hodnotou indukcie $\nabla \times \mathbf{B}$ ako to formuluje Maxwellova rovnica:

$$\mathbf{J} = \nabla \times \mathbf{H} = \frac{\nabla \times \mathbf{B}}{\mu} \quad (55)$$

Kruhový vektor magnetického poľa $\nabla \times \mathbf{B}$ (\mathbf{B}_φ) leží v rovine kolmej na vektor prúdovej hustoty \mathbf{J} , ako je to znázornené na obr. 59. V daných podmienkach a pri sieťovej frekvencii (50 Hz) je možné predpokladať, že prúdová hustota \mathbf{J} bude rovnomerná po celom priereze kanála a symetricky distribuovaná voči jeho geometrickej osi.



Obr. 59 Princíp vyvolania elektromagnetických síl prietokom prúdu

V takom prípade podľa Biot-Savartovho zákona alebo integrálnej formy Maxwellovej rovnice (55) sa a menšiu dĺžku dráhový integrál \mathbf{B}_φ na ľubovoľnej uzatvorenej sľučke tvoenej elementami dĺžky dl číselne rovná hodnote prúdu I tečúceho plochou tejto sľučky. Pri prúdovej hustote \mathbf{J} pre dráhový integrál \mathbf{B}_φ na kružnici s polomerom r platí:

$$\oint \mathbf{B}_\varphi dl = B_\varphi 2\pi r = \mu_0 J \pi r^2 \quad \text{z čoho} \quad B_\varphi = \frac{\mu_0 J r}{2} \quad (56)$$

Vektory magnetického poľa \mathbf{B}_φ a prúdovej hustoty \mathbf{J} sú na seba kolmé, ako to vyplýva z princípu generovania kruhového magnetického poľa podľa Maxwella. Po dosadení veličín prúdovej hustoty \mathbf{J} a kruhového magnetického poľa \mathbf{B}_φ z rovnice (55) do rovnice (49) pre elektromagnetickú silu dostaneme vzťah pre hodnotu sily f_φ pripadajúcej na 1 m³ objemu, ktorá pôsobí na polomere r :

$$f_\varphi = \mathbf{J} \times \mathbf{B}_\varphi = \mathbf{J} \times \frac{\mu_0 J r}{2} \quad (57)$$

V každom elemente objemu dV ležiacom na polomere r bude pôsobiť elementárna sila $d\mathbf{F}_\varphi$ orientovaná do osi objemu i v prípade striedavého prúdu, lebo pri zmene polarít vektora prúdovej hustoty sa zmení opačne aj orientácia kruhového vektora magnetického poľa. Pre hodnotu sily vyvíjanej v elemente s objemom dV v situácii znázornenej na obr. 59 platí:

$$d\mathbf{F}_\varphi = dV \cdot f_\varphi = dV (\mathbf{J} \times \mathbf{B}_\varphi) = dV \cdot \left(\mathbf{J} \times \frac{\mu_0 J r}{2} \right) \quad (58)$$

Vo veľmi malom objeme dV môžeme pokladať oblúk kružnice za priamku a v množine identických elementov na ľubovoľnom zvolenom polomere r budú pôsobiť radiálne orientované sily $d\mathbf{F}_r$:

$$d\mathbf{F}_r = dV \frac{\mu_0 r J^2}{2} = dz d\varphi r dr \frac{\mu_0 r J^2}{2} \quad (59)$$

Z hodnoty elementárnej sily $d\mathbf{F}_r$ môžeme odvodiť hodnotu prírastku tlaku dp generovaného na úseku dr :

$$dp = \frac{d\mathbf{F}_r}{dz d\varphi r} = \frac{\mu_0 r J^2}{2} dr \quad (60)$$

Pretože tlak pôsobí koncentricky do stredu objemu, bude na ľubovoľnom zvolenom polomere r jeho hodnota p , daná súčtom prírastkov vytvorených v priestore medzi polomerom r a vonkajším

obrysom kúpeľa taveniny (stenou kanála) s polomerom r_0 . Hodnotu p_r vyrátame integráciou rovnice (60) v intervale od r po r_0 :

$$p_r = \int_r^{r_0} \frac{\mu_0 r J^2}{2} dr = \frac{\mu_0 J^2}{4} (r_0^2 - r^2) + p_0 \quad (61)$$

Integračná konštanta p_0 je v danom prípade súčtom atmosférického tlaku a metalostatického tlaku stĺpca taveniny. Tlak v strede kanála je súčtom všetkých radiálne pôsobiacich prírastkov tlaku v intervale od $r=0$ po $r=r_0$. Pri meraní elektrických veličín s frekvenciou 50 Hz indikujú prístroje ich efektívnu hodnotu, zodpovedajúcu silovým a tepelným účinkom jednosmerných veličín s rovnakou hodnotou. Pri používaní efektívnych hodnôt veličín I , J a B dostaneme pri výpočte efektívne hodnoty f_ϕ , dI , F a p . Pri prietoku striedavého elektrického prúdu pri jeho oboch polvlnách budú hodnoty koncentrického tlaku pulzovať periodicky od nuly po hodnotu p_r , ktorá je najvyššia v osi kanála a smerom k stenám sa znižuje až na nulu. Pri sínusovom priebehu hodnoty prúdovej hustoty ($J_\tau = J_0 \sin \omega \tau$) bude časový priebeh amplitúdy pulzov $p_\tau = p_0 \sin^2 \omega \tau$ a ich špičková hodnota, keď $J_{sp} = \sqrt{2} \cdot J_{ef} = \sqrt{2} \cdot J$, bude dvojnásobkom efektívnej hodnoty $p_{sp} = 2p_r$.

V danej kanálovej peci s kanálom \varnothing 0,2 m ($r_0 = 0,1$ m, $S = 0,0314$ m²) tečie elektrický prúd s intenzitou 140 kA a jeho prúdová hustota bude $J = I / S = 140 \text{ kA} / 0,0314 \text{ m}^2 = 4,47 \cdot 10^6 \text{ A.m}^{-2}$. Prietok prúdu s hustotou $4,47 \cdot 10^6 \text{ A.m}^{-2}$ vyvolá podľa rovnice (61), keď $r = 0$, v osi kanála tlak:

$$p = \frac{\mu_0 J^2}{4} r_0^2 = \frac{4 \pi \cdot 10^{-7} \cdot (4,47 \cdot 10^6)^2}{4} 0,01 = 62,7 \cdot 10^3 \text{ Pa} = 62,7 \text{ kPa}$$

Tlak 62,7 kPa vyvíjaný prietokom elektrického prúdu zodpovedá metalostatickému tlaku stĺpca taveniny Al zliatin s výškou približne 2,6 m. Smerom od osi k stenám kanála tento tlak postupne klesá k nulovej hodnote a na stenách, kde $r = r_0$, prietok prúdu tlak nevyvoláva. Rozdiel tlaku medzi stredom a okrajom vyvoláva pohyb taveniny, ktorá zo stredu kanála vystupuje do téglíka a z téglíka vstupuje do kanála po jeho obvode. Magnetické pole môžeme na polomere r okolo osi kanála pokladať za konštantné, lebo hodnota permeability prostredia $\mu = \mu_0$ je konštantná. Prúdová hustota ale v celom priereze konštantná nie je. V mikroobjemoch, akými sú vtrúseniny s elektrickou vodivosťou podstatne nižšou než má okolitá tavenina, bude aj nižšia prúdová hustota a budú

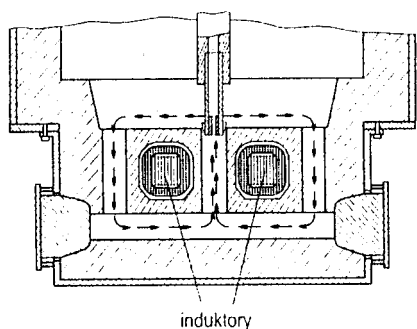
v nich pôsobiť aj podstatne nižšie sily. Elektricky nevodivá vtrúsenina bude vytláčaná smerom od stredu silou, ktorá by sa vyvinula v rovnako veľkom elektricky vodivom objeme taveniny V_1 na jej mieste. Guľová elektricky nevodivá vtrúsenina s polomerom r_1 , ležiaca vo vzdialenosti r od osi kanála bude vytláčaná od osi smerom k stene silou:

$$F = V_1 \cdot \frac{\mu_0 J^2 r}{2} dr = \frac{4}{3} \pi r_1^3 \cdot \frac{\mu_0 J^2 r}{2} = \frac{2}{3} \pi r_1^3 \mu_0 r J^2 \quad (62)$$

Na vytláčaní sa podieľa nielen staticky pôsobiaca sila F , ale aj rotačný pohyb mikroobjemov taveniny, vyvolaný mechanizmom, ktorý je znázornený na obr. 57. Vzhľadom na vysokú hodnotu tlaku je rýchlosť pohybu vtrúsenín vysoká a ich zhluky, vytvorené na stenách kanála, musí odstraňovať dostatočne intenzívny pohyb prúdiacej taveniny, aby sa dostali do tégl'a, kde sa potom gravitačne vyplavujú. Požadovanú koreláciu medzi stupňom zhlukovania vtrúsenín a intenzitou ich vynášania do tégl'a zaisťuje vhodné konštrukčné riešenie ohrievacej časti pece s kanálom a induktorom. Pri činnosti kanálových pecí napriek tomu vždy dochádza k usadzovaniu vtrúsenín na stenách kanálov označovanému termínom "zarastanie" kanálov.

Napriek veľkému rozdielu tlaku medzi okrajom a stredom kanála v tégli, obmedzuje sa intenzívny pohyb taveniny iba na malú oblasť okolo vyústenia kanála. Spôsobuje to radiálny gradient tlaku, ktorý nad kanálom vytvorí rotujúci prstenec taveniny. Dôsledkom takého pohybu sa časť prehriatej taveniny, vystupujúcej zo stredu kanála, rotačným pohybom dostáva k výstupnému otvoru a po obvodě kanála sa vracia späť. Obmedzuje sa tým odvod tepla z kanála do taveniny v tégli a zvyšuje sa rozdiel ich teplôt, ktorý by mal byť okolo 30 K u udržiavacích pecí a nesmie prekročiť 150 K u taviacich pecí, čo je limitované tepelnou rozdielnosťou výmurovky tégl'a a kanálov. Výkon, ktorý môže odovzdať do tégl'a jeden kanál, je preto limitovaný a pri tavení Cu zliatin predstavuje 400 kW. Pri tavenine liatiny je hranica výkonu pre jeden kanál 700 kW, lebo dôsledkom vyššieho merného odporu liatiny môže byť priemer kanála väčší. Pri požiadavke väčších výkonov sa musí použiť viac kanálov, alebo kanály špeciálneho typu.

Na obr. 60 je schéma usporiadania ohrievacej časti kanálovej pece s výkonom do 2,5 MW. Podstatné zvýšenie výkonu sa dosahuje tým, že stredným kanálom tečie elektrický prúd s dvojnásobnou intenzitou, ktorý v tomto kanáli vyvolá podstatne väčší stredový tlak.



Obr. 60 Usporiadanie ohrievacej časti pece s tromi kanálmi

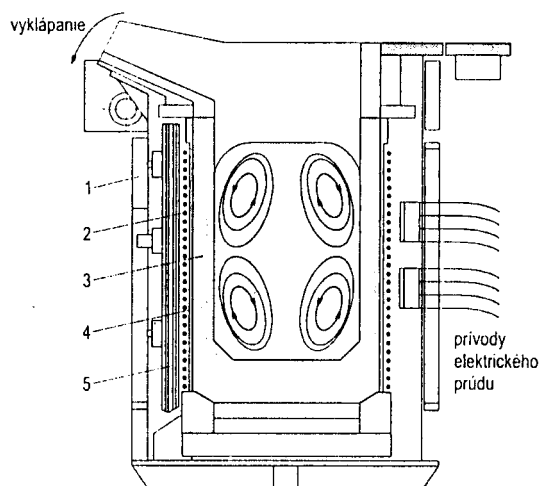
Tlak zo stredového kanála sa prenáša do oboch krajných a vyvolá v nich pohyb taveniny po celom priereze. Množstvo prúdiaceho kovu v kanálovej peči s výkonom 2,5 MW dosahuje 90 kg za sekundu a účinne premieša celý objem tégľa. Vysoký osový tlak v stredovom kanále sa dá využiť aj na dávkovanie taveniny s dopravnou výškou >1 m tak, že sa do neho zasunie na požadovanú dobu keramická rúra, ako je to znázornené na obr. 60.

Pri príprave taveniny v kanálových peciach treba brať do úvahy ich charakteristické znaky:

- pri vsádzkovaní nesmie v mieste vyústenia kanála do tégľa stuhnúť tavenina,
- v objeme kanálov dochádza k rafinačnému pôsobeniu a v tégli sa uplatňuje gravitačné vyplavovanie vtrúsenín,
- v jednakanálových peciach dochádza k premiešavaciemu pohybu taveniny iba v okolí ústia kanálov, vo väčšine objemu tégľa je pohyb taveniny zanedbateľný a prevláda gravitačné prúdenie taveniny s rýchlosťou 0,5 až 1 m.s⁻¹,
- možnosti legovania, homogenizácie zloženia taveniny a metalurgického spracovania sú obmedzené,
- vo viackanálových peciach, u ktorých dochádza k usmernenenému prúdeniu aspoň z jedného kanála (obr. 60), sa premiešava celý obsah tégľa, ale nie na úrovni dosahovanej u tégľových indukčných pecí,
- pri činnosti dochádza k “zarastaniu” kanálov a ich čistenie je veľmi náročné,
- sú vhodné pre nepretržitú činnosť s odberom taveniny priebežne alebo v dávkach,
- sú určené pre konkrétnu bázu zliatiny (Cu, Al alebo Fe) a prechod na iný materiál je problematický,
- troška je ohrievaná iba od taveniny a jej rafinačný účinok je preto nízky.

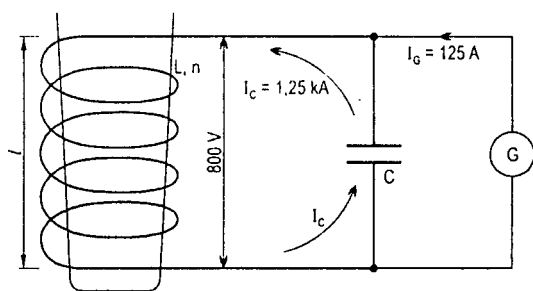
V tégľových indukčných peciach dochádza k ohrevu vsádzky alebo taveniny po celej ploche tégľa, čo im dáva vysokú operatívnosť. Sú mimoriadne vhodné pre zlievarenské využitie ako taviace alebo udržiavacie pece s menovitým množstvom taveniny od niekoľko gramov až do 25 ton. Pracovná frekvencia sa pohybuje od 50 Hz až do niekoľko 100 kHz, u typických stredofrekvenčných

zlievarenských pecí pre 10 kg až 10 ton kovu sa využíva frekvencia od 250 Hz do 10 kHz. Vyhovujú pre široké spektrum materiálov, keď zmena napr. z Al zliatin na ocele alebo liatiny je limitovaná iba vlastnosťami použitej výmurovky, prípadne jej kontamináciou predtým taveným materiálom. Usporiadanie typickej zlievarenskej tégľovej indukčnej pece je znázornené na obr. 61.



Obr. 61 Usporiadanie tégľovej indukčnej pece

magnetické pole sústred'ujú a s veľmi malými stratami privádzajú nad a pod induktor. Často používaný názov "indukčné pece bez železného jadra" nie je preto celkom správny.



Obr. 62 Schéma zapojenia indukčnej pece

Pec pozostáva z výklopnej kovovej nádoby (1), v ktorej je upevnený viaczávitový induktor (2) - cievka z dutého vodou chladeného vodiča. Tégel' sa vyhotovuje spravidla ubíjaním žiaruvzdornej sypkej výmurovky (3) na báze MgO , Al_2O_3 , chróm-magnezitu a pod. Medzi induktorom a výmurovkou sa nachádza izolačná fólia (4). Aby nedochádzalo aj k ohrevu vonkajšieho kovového plášťa, medzi ním a induktorom sú vložené zväzky transformátorových plechov (5), ktoré v tomto priestore

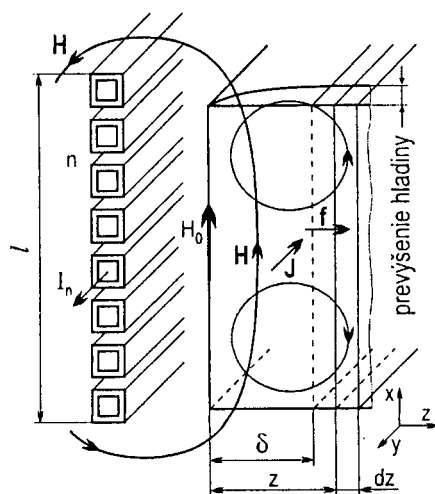
Energiu na ohrev zaisťuje silné magnetické pole, ktoré sa získava z rezonančného LC obvodu, tvoreného induktorom s paralelne pripojenou kondenzátorovou batériou, v ktorom vyvoláva oscilácie striedavý prúd z generátora, ako je to znázornené na obr. 62.

Uvedené elektrické parametre zodpovedajú konkrétnej peci na tavenie ocele s výkonom 100 kW a pracovnou frekvenciou 2 kHz. Pomerne slabý elektrický prúd z generátora $I_G = 125$ A vyvolá v obvode induktora s paralelnou kondenzátorovou batériou cirkulačný prúd $I_C = 1,25$ kA s podmienkou, že rezonančná frekvencia tohto LC obvodu sa zhoduje s frekvenciou striedavého prúdu dodávaného generátorom. Indukčnosť in-

duktora sa počas tavby mení, a tým aj rezonančná frekvencia LC obvodu. Zhoda s frekvenciou generátora sa zaist'uje prepínaním kapacity kondenzátorov, alebo plynulou reguláciou frekvencie generátora. Pri prietoku prúdu 1,25 kA induktorom je na jeho svorkách napätie 800 V. Výkon cirkulujúceho prúdu dosahuje $800 \text{ V} \cdot 1250 \text{ A} = 1 \text{ MW}$, z ktorého induktor odovzdáva vsádzke iba okolo 100 kW na vyvolanie tepla. Induktor tejto pece s 20 závitmi navinutý na dĺžke $l = 0,4 \text{ m}$ vyvinie pri prietoku prúdu s efektívnou hodnotou 1,25 kA magnetické pole s efektívnou hodnotou intenzity:

$$H_0 = \frac{n \cdot I}{l} = \frac{20 \cdot 1,25 \text{ kA}}{0,4 \text{ m}} \doteq 62,5 \text{ kA} \cdot \text{m}^{-1}$$

Používanie efektívnych hodnôt I , J a H zaistí, že z nich vyrátame ďalšie veličiny N , Q a p , ktoré budú mať tiež efektívne hodnoty.



Obr. 63 Vznik indukovaného prúdu v tavenine

Magnetické pole vybudené induktorom s hodnotou intenzity H_0 prestúpi elektricky nevodivou výmurovkou prakticky bez strát a po vstupe do kovovej taveniny v nej indukuje elektrický prúd, ako je to znázornené na obr. 63. Indukovaný prúd ohrieva taveninu a vytvára vlastné magnetické pole s opačným znamienkom voči budiacemu poľu induktora, ktorého hodnota H_0 sa s rastúcou hĺbkou vniku exponenciálne zoslabuje. K e-násobnému zoslabeniu dochádza vždy po prestupe do hĺbky o vzdialenosť δ (m), známej pod termínom “hĺbka vniku poľa”, pre veľkosť ktorej platí:

$$\delta = \sqrt{\frac{\gamma_R}{\mu \pi f}} \quad (63)$$

kde μ je magnetická priepustnosť (permeabilita) prostredia $\mu \doteq \mu_0 = 4 \pi \cdot 10^{-7}$,
 γ_R - merný odpor taveniny ($\Omega \cdot \text{m}$),
 f - frekvencia (Hz).

V tavenine ocele s merným odporom $\gamma_R = 1,2 \cdot 10^{-6} \Omega\text{m}$ a pri frekvencii 2 kHz bude hodnota hĺbky vniku podľa δ :

$$\delta = \sqrt{\frac{1,2 \cdot 10^{-6}}{4\pi \cdot 10^{-7} \cdot \pi \cdot 2000}} = \sqrt{\frac{1,2 \cdot 10^{-6}}{4\pi^2 \cdot 2000}} = 0,012 \text{ m} = 12 \text{ mm}$$

Pri frekvencii 2 kHz v tavenine Al zliatiny s merným odporom taveniny $\gamma_R = 4 \cdot 10^{-6} \Omega\text{m}$ je hodnota $\delta = 0,007 \text{ m} = 7 \text{ mm}$. Magnetické pole H_0 orientované v smere osi x po prestupe do obecnej hĺbky z pod povrch taveniny bude mať hodnotu:

$$H_x = H_0 \cdot e^{-\frac{z}{\delta}} \quad (64)$$

Rovnako exponenciálne sa zoslabuje s rastúcou hĺbkou prestupu aj konvertibilná veličina prúdovej hustoty s vektorom orientovaným v smere osi y , teda $J \doteq J_y$. Hodnotu prúdovej hustoty J_y (A.m^{-2}) podľa Maxwellovej rovnice (55) v hĺbke z pod povrchom vyrátame derivovaním rovnice (64) podľa z , keď platí:

$$J \doteq J_y = -\frac{dH_x}{dz} = -\frac{1}{\delta} H_0 \cdot e^{-\frac{z}{\delta}} \quad (65)$$

Výkon elektrického prúdu indukovaného v hrúbke taveniny dz v obecnej hĺbke z pod povrchom s plochou 1 m^2 (W.m^{-2}) vyrátame pomocou Ohmovho vzťahu (53) a po dosadení hodnoty prúdovej hustoty z rovnice (55) za I , pričom platí:

$$dN = R \cdot I^2 = \frac{\gamma_R}{dz} \cdot J^2 dz dz = \gamma_R \left(\frac{H_0 \cdot e^{-\frac{z}{\delta}}}{\delta} \right)^2 dz = \frac{\gamma_R}{\delta^2} \left(H_0 \cdot e^{-\frac{z}{\delta}} \right)^2 dz \quad (66)$$

Výkon (W) a číselne zhodné množstvo tepla (J.s^{-1}), ktoré vyvinie magnetické pole vstupujúce do taveniny s hodnotou intenzity magnetického poľa H_0 na ploche 1 m^2 pri prestupe do nekonečnej hĺbky, vyrátame integráciou rovnice (66) v intervale od $z=0$ do $z=\infty$:

$$N = \int_{z=0}^{z=\infty} \gamma_R \left(\frac{H_0 e^{-\frac{z}{\delta}}}{\delta} \right)^2 dz = \frac{\gamma_R 2 H_0^2}{\delta^2} \frac{\delta}{2} \left[e^{-\frac{2z}{\delta}} \right]_0^{\infty} = \frac{\gamma_R H_0^2}{\delta} \quad (67)$$

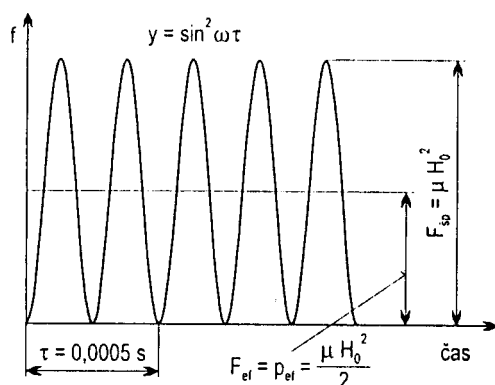
Indukovaný prúd vytvára vlastné sekundárne magnetické pole s opačným znamienkom voči primárnemu budiacemu, dôsledkom čoho sa induktor a podpovrchová vrstva správajú ako dva magnety, ktoré prikladáme súhlasnými pólmi k sebe, dochádza teda k odtláčaniu taveniny smerom od induktora. Vektor prúdovej hustoty J_y je kolmý na vektor magnetického poľa H_x , ktoré tento prúd vyvolalo a pre veľkosť sily dF vybudenej ich vzájomnou interakciou vo vrstve s hrúbkou dz v hĺbke z pod povrchom s plochou 1 m^2 platí:

$$dF = J_y B_x dz = J_y \mu H_x dz = \frac{\mu}{\delta} \left(H_0 e^{-\frac{z}{\delta}} \right)^2 dz = \frac{\mu H_0^2}{\delta} e^{-\frac{2z}{\delta}} dz \quad (68)$$

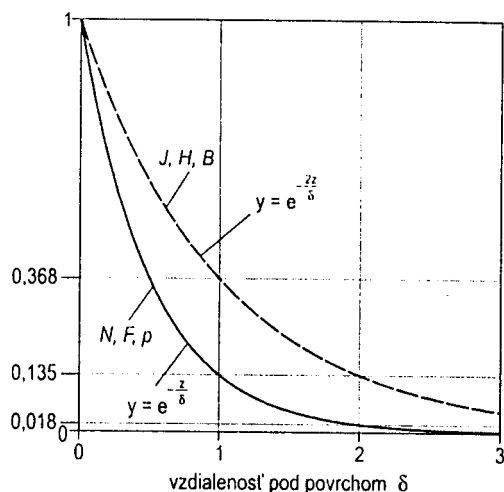
Integráciou rovnice (68) v intervale od $z=0$ do $z=\infty$ vyrátame efektívnu hodnotu sily F vyvíjanej na ploche 1 m^2 v nekonečnej hĺbke pod povrchom:

$$F = \frac{\mu H_0^2}{\delta} \int_{z=0}^{z=\infty} e^{-\frac{2z}{\delta}} dz = \frac{\mu H_0^2}{\delta} \frac{\delta}{2} \left[e^{-\frac{2z}{\delta}} \right]_0^{\infty} = \frac{\mu H_0^2}{2} \quad (69)$$

Z fyzikálnej podstaty sily F (N.m^{-2}) vyvolanej striedavým magnetickým poľom vyplýva, že pri nekonečnej hĺbke vniku, t.j. väčšej než 3δ , má sila charakter tlaku p (N.m^{-2}), ktorým je tavenina odtláčaná smerom od induktora pece. Časový priebeh vyvolaných síl pri frekvencii 2000 Hz využívanej u stredofrekvenčných taviacich pecí je znázornený na obr. 64 a priebeh hodnôt veličín J , H , B , F , N a p s rastúcou hĺbkou pod povrchom je znázornený na obr 65. Hodnoty vyvíjaného tlaku p a výkonu N sú lineárne závislé od H_0^2 , a preto ich časový priebeh zodpovedá krivke $y = \sin^2 \omega \tau$, kde $\omega = 2\pi f$ je kruhová frekvencia, a ich distribúcia pod povrchom zodpovedá krivke $y = \exp -2z/\delta$.



Obr. 64 Časový priebeh síl



Obr. 65 Zoslabenie veličín B, H, J, F, N a p pri prestupe magnetického poľa

V povrchovej vrstve δ tečie približne 63% z celkovej hodnoty indukovaného elektrického prúdu a tvorí sa 86% tepla a 86% síl (tlaku). Skutočnosť, že k ohrevu dochádza iba v povrchovej vrstve, ktorej hrúbka sa znižuje so stúpajúcou frekvenciou, sa využíva pri indukčnom ohreve pri povrchovom kalení.

Množstvo tepla vyvíjaného v plnom tégli (100 kg) taveniny ocele v už opisovanej peci s výkonom 100 kW vyrátame z rovnice (67) po dosadení už skôr vyrátaných hodnôt intenzity magnetického poľa $H_0 = 62,5 \text{ kA.m}^{-1}$, hĺbky vniku poľa $\delta = 0,012 \text{ m}$ a ohrievanej plochy taveniny S . Pri priemere pracovnej časti tégľa $\varnothing 0,25 \text{ m}$ s výškou $0,4 \text{ m}$ bude ohrievaná plocha $S = 0,31 \text{ m}^2$ a hodnota výkonu pece N_p bude:

$$N_p = N \cdot S = \frac{\gamma_R H_0^2}{\delta} S = \frac{1,2 \cdot 10^6 \Omega \text{m} (62,5 \cdot 10^3 \text{ A.m}^{-1})^2}{0,012 \text{ m}} 0,31 \text{ m}^2 = 100,75 \text{ kW}$$

Spotreba tepla na ohrev studenej vsádzy, skupenskú premenu a prehriatie taveniny sa pri oceliach pohybuje okolo $1 \text{ MJ/kg} = 1 \text{ MWs/kg} = 0,227 \text{ kWh/kg}$. Pri typickej účinnosti využitia tepla 65% využiteľný výkon 65 kW teoreticky dovoľuje pripraviť za 1 hodinu $65 \text{ kWh} / 0,227 \text{ kWh.kg}^{-1} = 286 \text{ kg}$ taveniny. Skutočný výkon pece je približne polovičný, teda okolo 140 kg/hod. , hlavne preto, že celá vsádzka sa nedá naraz naložiť do pece a na začiatku tavby je odoberaný výkon pod-

statne menší. Spotreba elektrickej energie na prípravu 1 kg prehriatej taveniny ocele zo studenej vsádzky je okolo 0,7 kWh/kg.

Efektívnu hodnotu tlaku vyvíjaného magnetickým poľom vyrátame z rovnice (69):

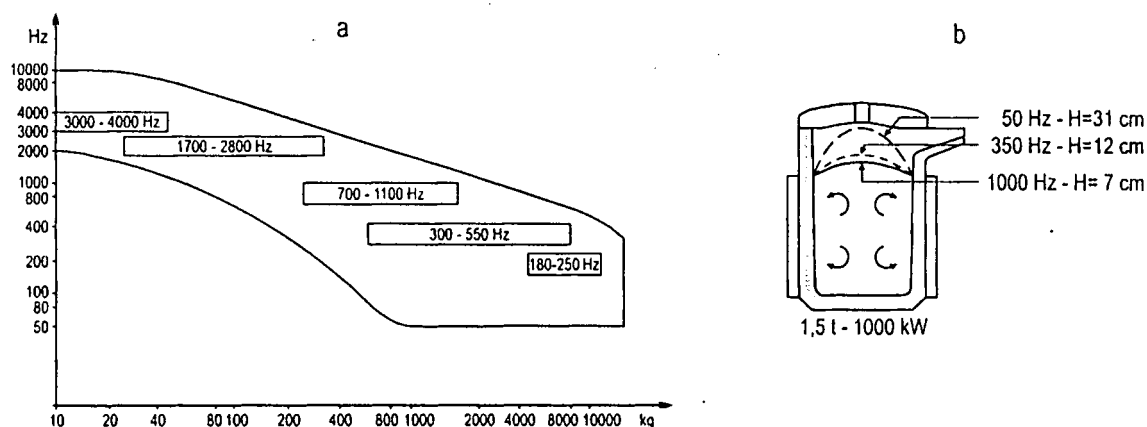
$$p = \frac{\mu_0 H_0^2}{2} = \frac{4\pi \cdot 10^{-7} (62,5 \cdot 10^3 \text{ A.m}^{-1})^2}{2} = 2450 \text{ N.m}^{-2} = 2,45 \text{ kPa}$$

Efektívna hodnota tlaku 2,45 kPa predstavuje metalostatický tlak stĺpca taveniny ocele s výškou 35 mm alebo 100 mm stĺpca taveniny Al zliatin. Koncentrický tlak pôsobiaci na obvode kúpeľa taveniny sa prejaví prevýšením hladiny známym z praxe tavenia v indukčných peciach. Pri tavení ocele bude prevýšenie hladiny okolo 35 mm a pri tavení Al zliatin približne 100 mm. Rozdiel tlaku na okraji a v strede tégľa sa prejaví intenzívnym premiešavacím pohybom taveniny v tégli, ako je znázornené na obr. 61. Prevýšenie hladiny je pomerne nepríjemným javom, ktorý sprevádza tavenie na indukčných peciach, lebo na pokrytie celej hladiny taveniny je potrebné veľké množstvo trosky. Tekutá troska má veľmi nízku elektrickú vodivosť, dôsledkom čoho sa prakticky vôbec indukčne neohrieva, jej hladina je vodorovná a tuhne na stenách tégľa.

Pri tavení v indukčných stredofrekvenčných peciach, dôsledkom elektromagneticky vyvíjaného tlaku, dochádza k citel'nému vynášaniu vtrúsenín (obr. 57) na steny pece, odkiaľ sa postupne vo väčších fragmentoch vyplavujú. Vyplavovanie vtrúsenín sa dá urýchliť krátkodobým vypnutím pece, čím sa odstráni tlak pridržiujúci ich na stenách téglika. Pri tavení Al zliatin sa na stenách zhľukujú prevažne tuhé vtrúseniny, ktoré treba odstrániť mechanicky po vyprázdnení pece. Tavenie v indukčných tégľových peciach je preto sprevádzané silným rafinačným účinkom.

Veľký význam má voľba pracovnej frekvencie, lebo od nej závisí hrúbka povrchovej vrstvy taveniny po obvode tégľa, v ktorej sa koncentruje indukovaný prúd s dostatočnou prúdovou hustotou pre účinný ohrev. Z rovníc (63) a (67) vyplýva, že pri tej istej tavenine pri rovnakej hodnote H_0 (rovnakom prúde v induktore), ale pri použití 4x vyššej frekvencie bude hodnota δ polovičná a množstvo vyvíjaného tepla dvojnásobné. Dvojnásobná hodnota intenzity H_0 vyvolá v tej istej tavenine pri rovnakej frekvencii štvornásobné množstvo tepla. Zvyšovanie výkonu aplikovaním vyššej frekvencie sa využíva iba u veľmi malých pecí, lebo je sprevádzané zvyšovaním pracovného napätia. Z bezpečnostných dôvodov, napätie na svorkách induktora neprekračuje hodnotu 1 kV a pri požiadavke vysokých výkonov u veľkých pecí je nevyhnutné voliť nižšiu pracovnú frek-

venciu. Podstatne vyššie požadované hodnoty H_0 sa dosiahnu vysokými intenzitami prúdu tečúceho induktorom, použitím induktorov s malým počtom závitov. (2 - 6), alebo použitím viac induktorov nad sebou, pričom každý má vlastnú kondenzátorovú batériu. Kondenzátory používané v obvodoch s induktormi musia byť dimenzované pre prítok cirkulačného prúdu LC obvodu, ktorý u veľkých pecí dosahuje 20 kA a pre zmenšenie strát vo vodičoch medzi induktorom a kondenzátormi sa tieto umiestňujú čo najbližšie k sebe. Aby nebolo potrebné prepínať kapacitu kondenzátorov, používajú sa u moderných pecí generátory s meniteľnou frekvenciou, tzv. statické meniče frekvencie. Rozsah hodnôt frekvencie meniča musí zaistiť rezonanciu obvodu v celom rozsahu možného obsahu a typu vsádzky v tégli. Typické rozsahy frekvencie zlievarenských pecí na tavenie ocele (ale aj Al zliatin) sú uvedené na obr. 66 spolu s charakteristickým prevýšením hladiny taveniny ocele pri rôznych hodnotách pracovnej frekvencie.



Obr. 66 Rozsahy pracovnej frekvencie indukčných pecí so statickým meničom frekvencie (a), prevýšenie hladiny pri tavení ocele (b)

Podstatne vyššie hodnoty intenzity magnetického poľa, nevyhnutné pre účinný ohrev vo väčších peciach s nízkymi hodnotami pracovnej frekvencie, sa prejavujú podstatne vyššími hodnotami elektromagnetického tlaku a väčším prevýšením hladiny taveniny. Veľké prevýšenie už spôsobuje ťažkosti pri tavbe a intenzívne premiešavanie v hornej časti kúpeľa prináša riziko strhávania vtrúsenín do taveniny. Obmedzenie prevýšenia a premiešavacieho pohybu na prijateľnú mieru sa dá dosiahnuť výrazným znížením intenzity magnetického poľa v okolí hladiny taveniny a nižší ohrev v tejto časti sa musí pre zachovanie tavebného výkonu kompenzovať vyššími hodnotami intenzity poľa v zostávajúcom objeme tégľa. U veľkých pecí, najmä pre Al zliatiny, je horný okraj induk-

tora pod úrovňou taveniny, alebo pri hornej časti tégľa je nad induktorom prípadne pod jeho horným závitom vložený pomocný induktor tvoriaci závit na krátko. U takto konštruovaných moderných pecí sa podstatne obmedzuje prevýšenie hladiny a tiež premiešavací pohyb v hornej časti kúpeľa. Pracovná frekvencia 50 Hz sa využíva u špeciálnych pecí na tavenie viac než 10 ton ocele alebo 6 ton Al zliatin. Pece vyžadujú prepínanie hodnoty kapacity kondenzátorovej batérie, ale pretože sú napájané priamo zo siete bez potreby meniča, sú prevádzkovo veľmi spoľahlivé.

Pri tavení v tégľových indukčných peciach treba brať do úvahy nasledovné znaky:

- Minimálna hmotnosť vsádzky, ktorú je možné nataviť, sa pohybuje od 20 do 40% menovitej hmotnosti taveniny v tégli. Pri menšej hmotnosti prevyšuje odvod tepla zo vsádzky množstvo tepla vyvíjané magnetickým poľom induktora.
- Pri tavení dochádza k usadzovaniu vtrúsenín na stene tégľa, teda ku účinnej rafinácii.
- Tavenina v tégli prúdi rýchlosťou 3 až 8 m.s⁻¹.
- Premiešavací pohyb v tégli zaisťuje homogenizáciu chemického zloženia taveniny pri tavení, legovaní a metalurgickom spracovaní.
- Troska sa pre svoju nízku elektrickú vodivosť ohrieva iba vedením tepla z taveniny.
- Rafinačné pôsobenie trosky znižuje jej nízka teplota a prevýšenie hladiny taveniny.

5.5 FYZIKÁLNO-CHEMICKÉ ZÁKLADY METALURGICKÝCH OPERÁCIÍ

Skúmanie fyzikálno-chemických reakcií, ku ktorým dochádza pri metalurgických operáciách, ukázalo, že reakcie neprebiehajú až do úplného spotrebovania východiskových prvkov či zlúčenín. Popri priamej reakcii súčasne prebieha opačná reakcia až po dosiahnutie rovnováhy definovanej ako termodynamický stav, ktorý sa nemení s časom a jeho stálosť nie je podmienená iným vonkajším procesom. Podľa Le Chatelierovho princípu porušenie rovnováhy vonkajším pôsobením vyvoláva reakciu, smerujúcu k rušeniu tohto pôsobenia. Pri metalurgických operáciách podľa tohto princípu bude nižšia teplota podporovať priebeh exotermických reakcií a získa sa viac ich produktov, naopak, pri vyššej teplote sa získa menej produktov. Zvýšená teplota podporí priebeh endotermických reakcií a ich výťažnosť. Obecnú reakciu pri redukcii oxidu základného kovu zliatiny A s koncentráciou oxidu $c(AO)$ prímesovým kovom s koncentráciou $c(B)$, kedy vzniká oxid prímеси s koncentráciou $c(BO)$ v rovnovážnom stave, formuluje rovnica:

$$c(AO) + c(B) \rightleftharpoons c(BO) + c(A) \quad (70)$$

Pretože koncentrácia základného kovu $c(A)$ je veľmi vysoká a prakticky sa nemení, pre koncentráciu $c(BO)$ platí:

$$k = c(BO) \cdot c(AO) \quad \text{z čoho:} \quad c(BO) = \frac{k}{c(AO)} \quad (71)$$

kde k je rovnovážna konštanta reakcie, ktorá vyjadruje skutočnosť, že reakcia prebehne iba čiastočne, keď v tavenine zostane určité rovnovážne množstvo oxidu základného kovu a nevyužitého redukujúceho kovu.

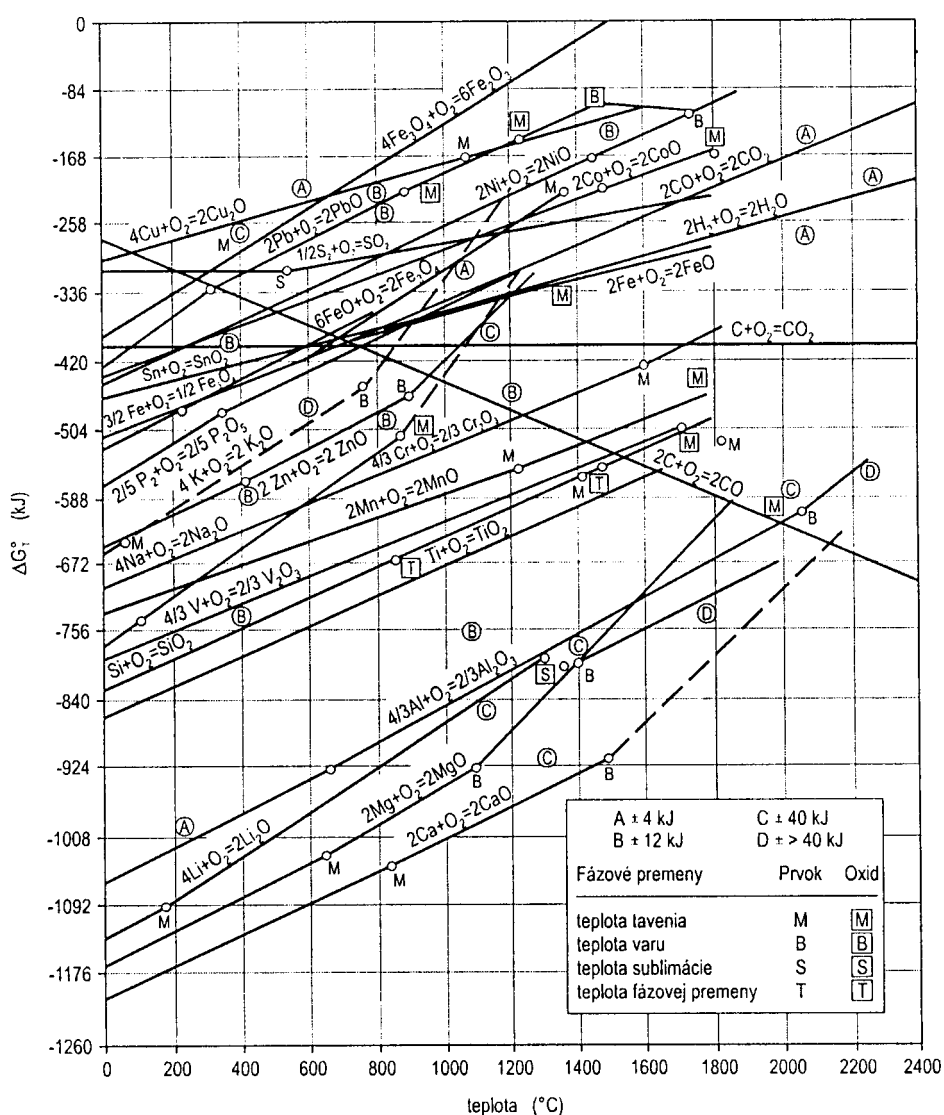
Redukcia oxidu základného kovu spojená s tvorbou menej nepriaznivého oxidu redukčného prvku alebo naopak, cielená oxidácia nežiadúceho sprievodného prvku patrí k základným metalurgickým operáciám. V oboch prípadoch reakcie neprebehnú úplne a v tavenine zostane vždy určité množstvo nezreagovaných produktov, dôsledkom opačného chodu reakcií. Príčinou redukcie oxidu kovu A je vyššia afinita kovu B ku kyslíku a nižšia voľná entalpia sústavy $-\Delta G$ s (BO) v rovnovážnom stave, ktorá je mierou afinity k tejto chemickej reakcii. Hodnota ΔG je súčtom reakčného tepla ΔH vznikajúceho pri reakcii a entropického člena $T \cdot \Delta S$, kde entropia ΔS je mierou zmeny voľnej entalpie pri zmene teploty. Pre hodnotu $-\Delta G$ platí:

$$-\Delta G = -\Delta H + T \cdot \Delta S \quad (72)$$

Všetky oxidy vznikajú za exotermických reakcií, teda s väčšou afinitou a výťažnosťou produktov pri nižších teplotách. Na afinitu reakcie má pri nižších teplotách väčší vplyv reakčné teplo, kým pri vyšších teplotách rastie vplyv entropického člena $T \cdot \Delta S$. Hodnoty ΔG sa preto budú meniť s teplotou.

Obr. 67 znázorňuje závislosť zmien voľnej entalpie od teploty pri tvorbe oxidov technických kovov a sprievodných prvkov zlievarenských zliatin. Rozdiel hodnôt voľnej entalpie dovoľuje posúdiť stupeň afinity reakcií. Každý prvok s vyššou afinitou ku kyslíku je schopný vyredukovať oxid kovu s nižšou afinitou ku kyslíku. Čím je väčšia hodnota zmeny voľnej entalpie, sprevádza-

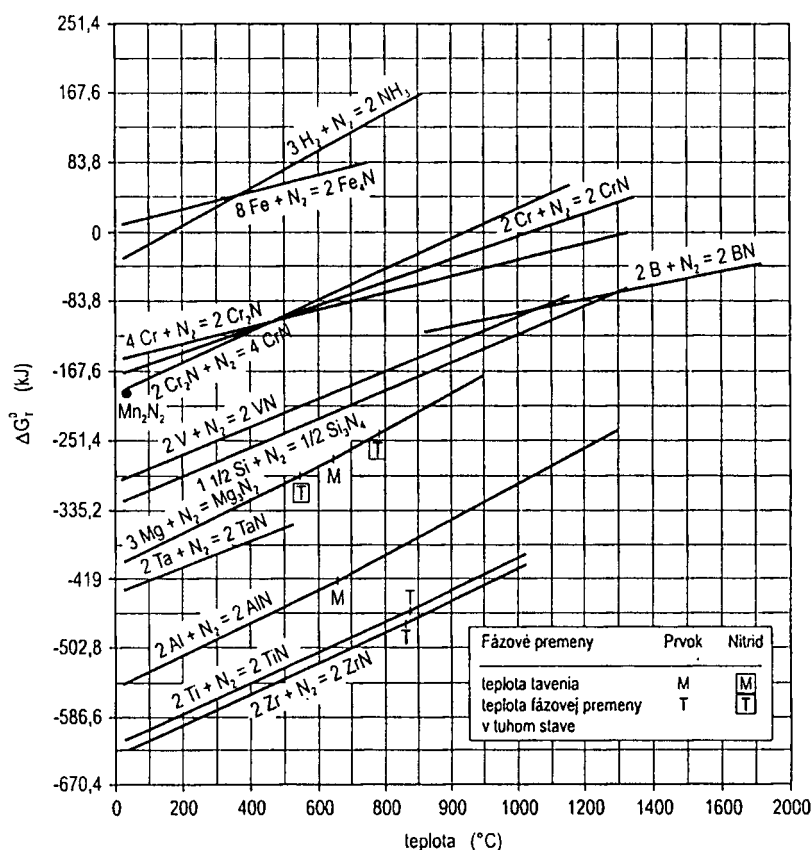
júcej vznik nového oxidu, tým bude stabilnejší. Ak redukovaný kov tvorí viac oxidov ako napr. rad $FeO \rightarrow Fe_3O_4 \rightarrow Fe_2O_3$, najvyšší z nich Fe_2O_3 je najľahšie redukovateľný, a preto sa v prehriatej tavenine ocele prakticky vyskytuje iba FeO s najnižšou hodnotu ΔG . Pri prítomnosti viacerých redukčných prvkov vzniknú všetky ich oxidy, pričom zastúpenie jednotlivých oxidov v tavenine bude proporcionálne koncentrácii daného prvku a úbytku voľnej entalpie, sprevádzajúceho vznik jeho oxidu. Obr. 67 dovoľuje orientačné posúdenie zastúpenia jednotlivých oxidov a pri požiadavke presnejšieho poznania priebehu reakcií na základe zákonitostí fyzikálnej chémie je možné vyrátať hodnoty príslušných rovnovážnych konštánt. Výpočty sú veľmi náročné a ich výsledky sa spravidla líšia od hodnôt zistených v praxi.



Obr. 67 Teplotná závislosť zmien voľnej entalpie sprevádzajúcej tvorbu oxidov

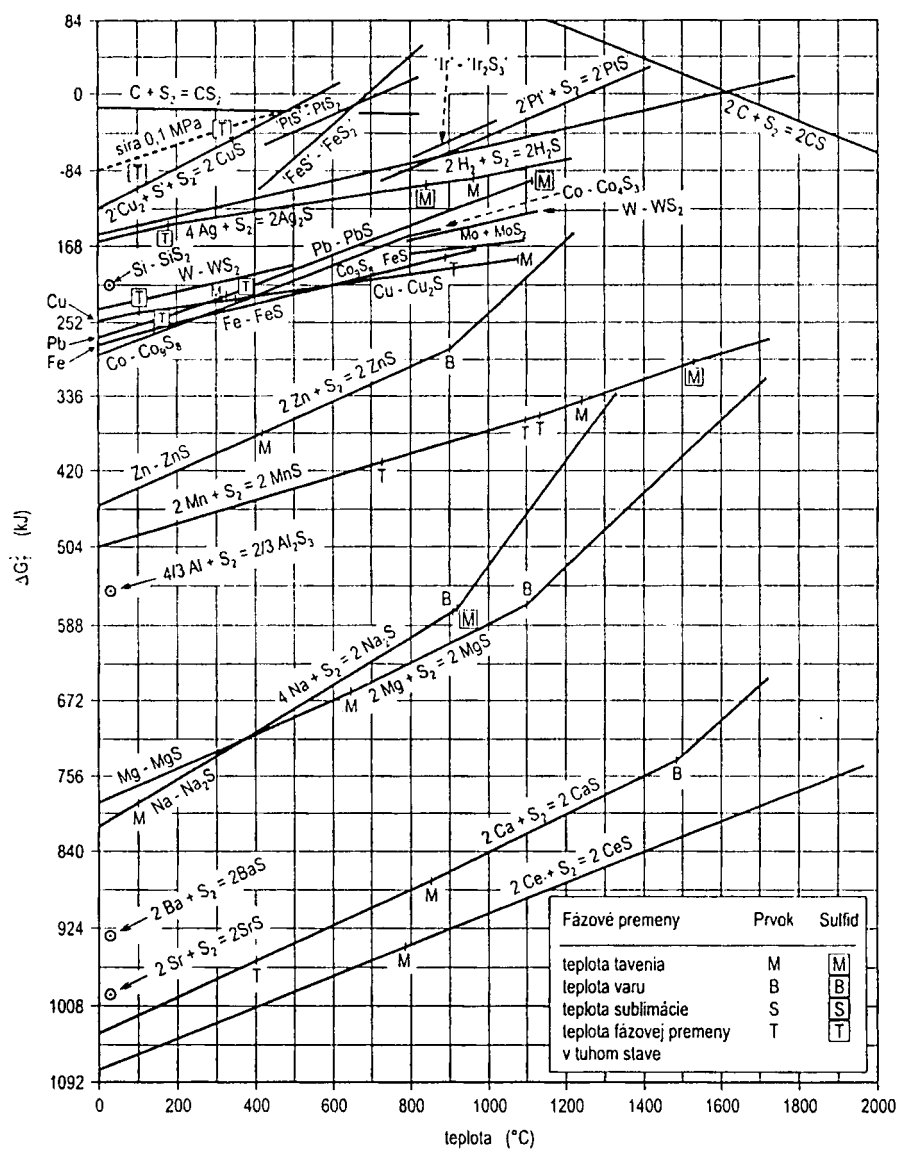
Na základe zmien voľnej entalpie sprevádzajúcich vznik oxidov pri danej teplote je možné predikovať tvorbu oxidov v danej zliatine. Napr. v tavenine ocele pri 1600°C sú prvky ako Cu, Ni a Co s nižšou afinitou ku kyslíku než Fe veľmi málo náchylné k oxidácii a nedochádza k ich prepalu pri tavení. Osobitné postavenie má uhlík. U všetkých ostatných prvkov s hodnotou $\Delta S < 0$ sa zmena voľnej entalpie pri vzniku oxidov pri zvyšovaní teploty stáva menej zápornou a afinita reakcií s kyslíkom sa znižuje. Veľký význam má najmä reakcia $2C + O_2 \rightarrow 2CO$, pri ktorej je hodnota $\Delta S > 0$, dôsledkom čoho sa jej afinita zvyšuje so stúpajúcou teplotou. Pri vysokých teplotách je preto uhlík schopný redukovať viacero oxidov prvkov, ktoré sa vyskytujú v zlievarenských zliatinách a táto jeho vlastnosť má veľký význam pre metalurgiu ocelí a liatin.

Na obr. 68 a 69 sú znázornené tepelné závislosti zmien hodnôt voľnej entalpie, ku ktorým dochádza pri reakciách prvkov so sírou a dusíkom za vzniku sulfidov a nitridov.



Obr. 68 Teplotná závislosť zmien voľnej entalpie pri tvorbe nitridov

V reálnych taveninách zlievarenských zliatin dochádza k tvorbe širokého spektra zlúčenín, akými sú karbidy, karbonitridy, oxinitridy, kyanonitridy, sulfonitridy, hydridy a pod.

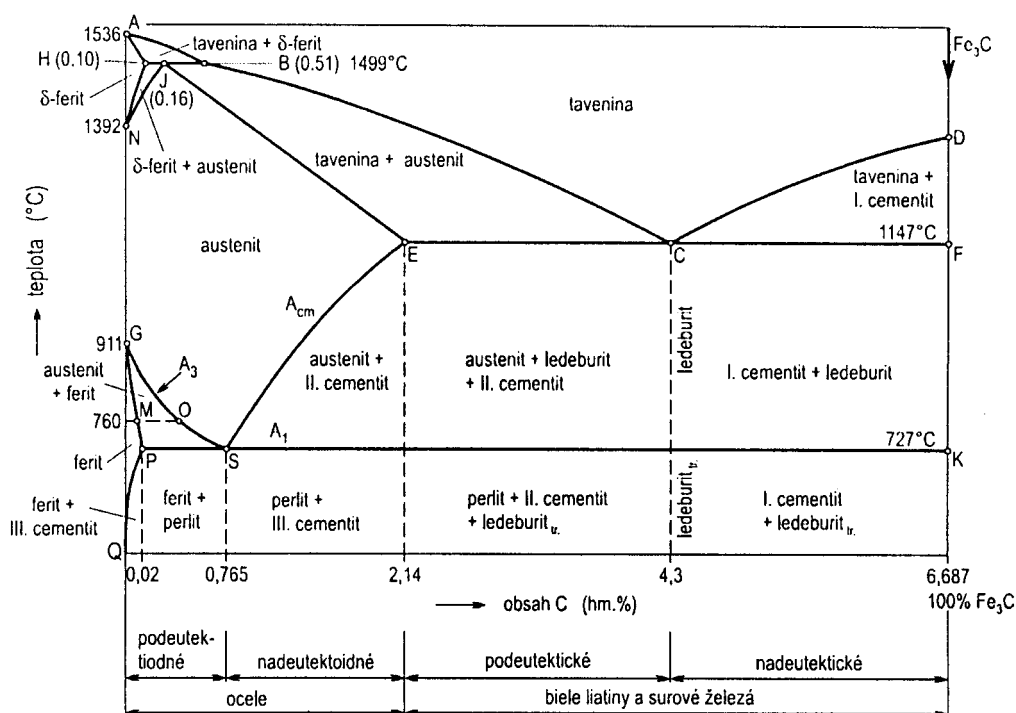


Obr. 69 Teplotná závislosť zmien voľnej entalpie pri tvorbe sulfidov

Termodynamické podmienky pre ich vznik sú podstatne zložitejšie a ovplyvňuje ich veľa faktorov, ako napr. prítomnosť povrchovo-aktívnych prvkov, vzájomný vplyv sprievodných zložiek zliatiny alebo zmeny štruktúry základnej taveniny po vzniku prvých produktov reakcií.

6. OCELE NA ODLIATKY

Ocele sú zliatiny železa s uhlíkom a niektorými ďalšími prvkami. V diagrame železo - uhlík (obr. 70) sú ocele naľavo od bodu *E* a napravo sú liatiny. V tomto diagrame zodpovedá bodu *E* obsah uhlíka 2,14%, avšak ďalšie prvky, ktoré sa v oceliach nachádzajú (Si, Mn, S, P, Cr a iné), posúvajú polohu bodu *E* buď k vyššiemu, alebo nižšiemu obsahu uhlíka.



Obr. 70 Diagram zliatiny železo - uhlík

Ocele na odliatky (niekedy nesprávne nazývané ocel'oliatina alebo liate ocele) rozdeľujeme podľa ich chemického zloženia do týchto základných skupín:

- A. *Nelegované - uhlíkové ocele.* Obsahujú okrem uhlíka aj menšie množstvá sprievodných prvkov: 0,2 a ž 0,5% Si, 0,5 až 0,9% Mn, 0,05% S, 0,05% P (S + P max. 0,06%). Uhlíkové ocele delíme do troch skupín, pričom rozdelenie je dané konvenciou a je len orientačné:
 - nízkouhlíkové s obsahom uhlíka menším než 0,25%,

- stredne uhlíkové s obsahom uhlíka v intervale 0,25 až 0,6%,
- vysokouhlíkové s obsahom uhlíka vyšším než 0,6%.

B. *Legované ocele.* Obsahujú väčšie množstvo jedného alebo viacerých legujúcich prvkov než sú tieto hodnoty: 0,9% Mn, 0,5% Si, 0,5% Ni, 0,3% Cr, 0,2% W, 0,2% Co, 0,1% Mo, 0,1% V, 0,1% Ti, 0,1% Al. Podľa obsahu legujúcich prvkov delíme tieto ocele na:

- nízkolegované; celkový obsah legujúcich prvkov je menší než 5%,
- stredne legované; obsah legujúcich prvkov je 5 až 10%,
- vysokolegované; obsah legujúcich prvkov je vyšší než 10%.

6.1 OZNAČOVANIE OCELÍ NA ODLIATKY PODĽA STN

Ocele na odliatky sa označujú podľa normy STN nasledovným spôsobom 42 XX X₁X₂ . X₃X₄. Prvé dvojčísle (42) v uvedenom označení znamená triedu noriem pre hutníctvo. Druhé dvojčísle označuje druh materiálu na odliatky, prípadne spôsob liatia. Napríklad:

- 42 26 ... - uhlíkové ocele na odliatky odlievajú do pieskových foriem alebo aj iným spôsobom;
- 42 27 ... - nízkolegované a stredne legované ocele na odliatky odlievajú do pieskových foriem;
- 42 28 ... - nízko a stredne legované ocele na odliatky odlievajú iným spôsobom než do pieskových foriem a zliatiny pre trvalé magnety;
- 42 29 ... - vysokolegované ocele na odliatky.

Tretie dvojčísle v norme STN poskytuje u uhlíkových ocelí tieto údaje:

Číselný údaj dvojčísli 00 až 29 vo všeobecnosti znamená, že ide o odliatky odlievajú iným spôsobom než do pieskových foriem a konkrétna číselná hodnota dvojčísli odlišuje jednotlivé ocele podľa obsahu uhlíka.

Číselný údaj dvojčísli 30 až 99 udáva najnižšiu hodnotu pevnosti v ťahu v násobku 10 MPa (napr. ocel' označená podľa STN 42 2636 má pevnosť v ťahu 360 až 460 MPa).

U nízkoalegovaných a stredne legovaných ocelí na odliatky (42 28 X_1X_2) udáva tretie dvojčíslicie X_1X_2 použitú skupinu legujúcich prvkov:

- 00 až 19 Mn, Mn-Si, Mn-Ti;
- 20 až 39 Cr, Mn-Cr, Mn-V, Mn-Si-Cr;
- 40 až 49 Mo, Cr-Mo, Cr-Mo-V, Cr-Mo-V-W;
- 50 až 59 Ni, Cr-Ni, Ni-V, Cr-Ni-Mo a ďalšie;
- 60 až 69 dosiaľ neurčené;
- 70 až 79 Cr-Mo, Cr-Mo-V-W-Co;
- 80 až 89 dosiaľ neurčené.

U vysokoalegovaných ocelí na odliatky (42 29 X_1X_2) udáva tretie dvojčíslicie X_1X_2 tieto skupiny použitých legujúcich prvkov:

- 00 až 19 ocele legované Cr prípadne s malými prídami Ni, Mo, W;
- 20 až 29 ocele legované Mn prípadne s malou prídadou Cr;
- 30 až 59 ocele legované Cr-Ni, Cr-Mn-N prípadne s malými prídami Mo, W, V, Cu;
- 60 až 69 dosiaľ neurčené;
- 90 až 99 ocele legované Cr-W, Cr-W-V.

Štvrté dvojčíslicie sa označuje ako doplnkové číslo a skladá sa z dvoch doplnkových čísl X_3 a X_4 . Prvá doplnková číslica X_3 označuje konečný stav materiálu v odliatku v závislosti od spôsobu jeho tepelného spracovania: 0 - tepelne nespracovaný; 1 - normalizačne žiňaný; 2 - žiňaný (s uvedením spôsobu žiňania); 3 - žiňaný na mätko; 4 - kalený alebo kalený a popúšťaný pri nízkych teplotách; 5 - normalizačne žiňaný a popúšťaný; 6 - zušľachtený na dolnú pevnosť obvyklú u príslušnej ocele; 7 - zušľachtený na strednú pevnosť obvyklú u príslušnej ocele; 8 - zušľachtený na hornú pevnosť obvyklú u príslušnej ocele; 9 - tepelne spracovaný podľa zvláštnej dohody.

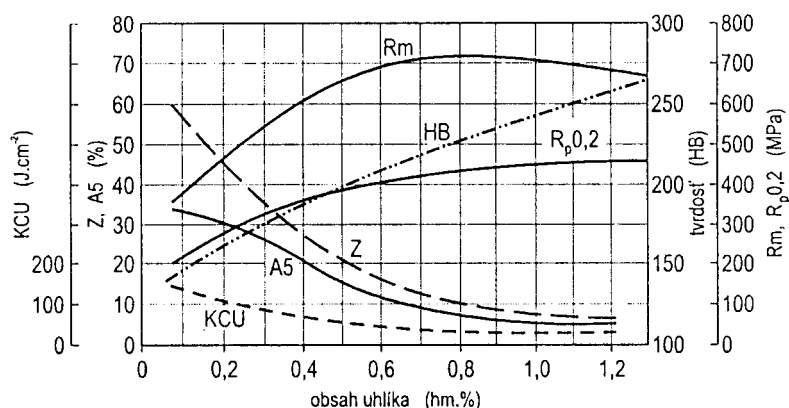
Druhá doplnková číslica X_4 označuje spôsob odlievania odliatkov zo zliatin železa: 0 - do pieskových foriem (druhá doplnková číslica 0 sa zvyčajne neuvádza); 1 - staticky do kovových foriem; 2 - odstredivo; 3 - pod tlakom; 4 - presným liatím; 5 - do škrupinových foriem; 6 - rezerva; 7 - rezerva; 8 - rezerva; 9 - podľa zvláštnej dohody.

U legovaných ocelí na odliatky má štvrté dvojčíslicie rovnaký význam ako u ocelí uhlíkových.

6.2 POUŽITIE UHLÍKOVÝCH OCEÍ

Zásadný rozdiel medzi materiálom odliatkov a tvárneným materiálom sa prejavuje v jeho štruktúre. Oceľový odliatok má spravidla kváziizotropnú štruktúru, ktorá je charakteristická prakticky rovnakými mechanickými vlastnosťami vzoriek odobratých v ľubovoľnom smere. Naproti tomu tvárnený materiál má vlákňitú štruktúru, pretože pri tvárnení sa zrná deformujú v určitom smere. Vlákňitá štruktúra má odlišné mechanické vlastnosti v pozdĺžnom a priečnom smere (v priečnom smere sú mechanické vlastnosti horšie než v smere pozdĺžnom).

Uhlíkové ocele sa používajú na odliatky, pri ktorých sa vyžadujú nielen vysoké hodnoty mechanických vlastností, ako sú pevnosť v ťahu, ťažnosť, tvrdosť, kontrakcia a vrubová húževnatosť, ale aj ďalšie vlastnosti, ako sú zvariteľnosť, kaliteľnosť, prekaliteľnosť a pod. Uvedené vlastnosti závisia od obsahu uhlíka v oceli. Vplyv uhlíka na mechanické vlastnosti ocelí je znázornený na obr. 71. S rastúcim obsahom uhlíka stúpa pevnosť ocele, medza klzu a tvrdosť a naopak, klesá ťažnosť, kontrakcia a vrubová húževnatosť.



Obr. 71 Vplyv obsahu uhlíka na mechanické vlastnosti uhlíkových ocelí: R_m - pevnosť v ťahu, A_5 - ťažnosť, HB - tvrdosť, Z - kontrakcia, $R_{p0.2}$ - medza klzu, KCU - vrubová húževnatosť

Uhlík ovplyvňuje aj ďalšie vlastnosti ocele. *Zvariteľnosť* - uhlíkové ocele do obsahu 0,25% uhlíka sú dobre zvariteľné aj bez predohrevu. Pri vyššom obsahu uhlíka je už potrebné odliatok pred zváraním predohrievať, pretože vzniká riziko tvorby tepelných napätí a vzniku prasklín. U odliatkov, ktoré sa majú zvärať, nemá obsah kremíka prekročiť hodnotu 0,4 až 0,5%. *Kaliteľnosť* - ocele s obsahom uhlíka nižším než 0,25% nie je možné kalieť. Pri vyššom obsahu uhlíka je už možné

kalením získať štruktúru s vysokou pevnosťou a tvrdosťou. *Prekaliteľnosť* - je schopnosť ocele dosiahnuť pri kalení určitú tvrdosť do určitej hĺbky od povrchu odliatku. Uhlíkové ocele sú všeobecne málo prekaliteľné. Väčšia hĺbka zakalenej vrstvy sa dá dosiahnuť legovaním ocele Cr, Mn, Ni. *Kritická rýchlosť kalenia* - rozumie sa tým priemerná rýchlosť chladnutia ocele v $^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ z teploty vyššej než A_3 , ktorá už spôsobí vytvorenie štruktúry s vysokou pevnosťou a tvrdosťou. Uhlíkové ocele majú spravidla vysokú kritickú rýchlosť kalenia. Tú je však možné znížiť legovaním Ni, Cr, Mn.

Uhlíkové ocele sa používajú do pevnosti v ťahu asi 700 MPa (obsah uhlíka asi 0,6%). Ak sa požaduje ocel s vyššou pevnosťou, potom obvykle nie je účelné zvyšovať obsah uhlíka nad 0,6%, pretože táto ocel by mala veľmi nízku ťažnosť a vrubovú húževnatosť. Ani zušľachtovaním (kalením a popúšťaním) by sa nedosiahli žiadne výsledky, lebo steny odliatku s väčšou hrúbkou než 20 mm by sa neprekalili. Z týchto dôvodov sa pri požiadavke vyššej pevnosti než 700 MPa používajú na odliatky nízkolegované konštrukčné ocele. Najpoužívanejšou uhlíkovou oceľou na odliatky je ocel STN 42 2650 (0,28-0,38% C, 0,4-0,8% Mn, 0,3-0,5% Si, P+S max. 0,06%), pretože má dobré mechanické vlastnosti a pomerne dobré zlievarenské vlastnosti. Dosahuje minimálne pevnosť v ťahu 500 MPa, ťažnosť 19%, kontrakciu 20%, vrubovú húževnatosť $30 \text{ J}\cdot\text{cm}^{-2}$ a tvrdosť 147 HB. Štruktúra je feritickoperlitická s väčším podielom feritu a ocel je kaliteľná a zvariteľná. Uhlíkové ocele s vyšším obsahom uhlíka sa používajú na odliatky, ktoré majú mať špeciálne vlastnosti. Napríklad hutnícke oceľové valce, u ktorých sa vyžaduje vysoká odolnosť voči opotrebeniu, sa odlievajú z uhlíkovej nadeutektoidnej ocele s obsahom uhlíka v rozsahu od 0,8 do 2,0%.

6.3 POUŽITIE LEGOVANÝCH OCELÍ

Legujúce prvky sa dodávajú do týchto ocelí s cieľom dosiahnuť vyššie hodnoty ich mechanických alebo fyzikálnych vlastností. Nízkolegované konštrukčné ocele sa používajú v tých prípadoch, kedy bežné uhlíkové ocele už nespĺňajú zvýšené požiadavky na mechanické vlastnosti za normálnych teplôt, prípadne pri nízkych alebo vyšších teplotách alebo v prípade zvýšených požiadaviek na odolnosť voči opotrebeniu. Obsah legujúcich prvkov u týchto ocelí je menší než 5%. Najdôležitejším, najúčinnnejším, najlacnejším a tiež najviac používaným legujúcim prvkom je chróm, ktorým sa tieto ocele legujú v množstve 0,8 až 2,7%. Ďalšími legujúcimi prvkami sú mangán,

molybdén, nikel, vanád, wolfrám, kobalt, dusík, titán, kremík. Používané legujúce prvky pôsobia na vlastnosti ocelí v rôznych smeroch, spravidla zvyšujú pevnosť, znižujú kritickú rýchlosť kalenia a zvyšujú prekaliteľnosť, t.j. umožňujú vytvoriť zakalenú štruktúru pri tepelnom spracovaní aj vo veľkých hĺbkach a v hrubých stenách odliatku a dosiahnuť lepšie mechanické vlastnosti.

Stredne legované ocele s obsahom legujúcich prvkov 5 až 10% a vysokolegované ocele s obsahom legujúcich prvkov vyšším než 10% majú špeciálne vlastnosti a sú to najmä tieto ocele:

Žiarupevné ocele. Do teploty 450°C je možné použiť bežné uhlíkové ocele a do teploty 570°C nízkolegované ocele. Pre teploty vyššie než 570°C sa osvedčila žiarupevná austenitická chrómniklová oceľ s obsahom 16 až 18% Cr a obsahom 8 až 35% Ni. Tieto ocele sa vyznačujú tým, že si pri vysokých teplotách zachovávajú mechanické vlastnosti a len nepatrne krehnú. Vyrábajú sa z nich parné plynové turbíny, ventily a príruby a tiež časti niektorých metalurgických zariadení. Používané legujúce prvky zvyšujú teplotu prekryštalizácie ocele a vytvárajú štruktúrne zložky (karbidy, prípadne iné fázy Cr, Ni, Mo, W), ktoré sú stabilné aj za vysokých teplôt a blokujú sklzové roviny zŕn.

Žiaruvzdorné ocele sú odolné voči účinkom plynov pri teplotách vyšších než 600°C. Najdôležitejším legovacím prvkom je chróm. Ak obsahuje oceľ 25% chrómu, je táto oceľ žiaruvzdorná v oxidačnom prostredí pri teplotách 1100°C. Vplyv chrómu sa vysvetľuje tvorbou tenkej, hustej, vysoko žiaruvzdornej vrstvičky na povrchu odliatku, ktorej zloženie sa blíži spinelu $\text{FeO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$. Žiaruvzdorné ocele sa používajú na diely priemyselných pecí, ako sú nístejové dosky, posuvné rošty, žihacie skrine, diely horákov a pod.

Antikorózne ocele sú charakteristické zvláštnou odolnosťou voči oxidácii alebo chemickému napádaniu rôznymi látkami. Obsahujú spravidla viac než 12% Cr, obsah uhlíka je veľmi nízky - obvykle pod 0,1%. Účinok chrómu sa vysvetľuje tým, že sa na povrchu odliatku pôsobením kyslíka vytvorí vrstva obsahujúca oxidy chrómu, ktorá bráni prenikaniu kyslíka do odliatku. Na vytvorenie nepriestupnej vrstvy je potrebných minimálne 12% chrómu. Pretože na chróm sa viaže aj uhlík, ktorý s ním vytvára karbidy typu $(\text{Cr}, \text{Fe})_{23}\text{C}_6$, je potrebné zvýšiť obsah chrómu v oceli nad 12% o to množstvo, ktoré sa viaže na uhlík. Antikorózne ocele sa uplatňujú pri výrobe vodných turbín, vodných a parných armatúr, čerpadiel a u dielov, ktoré majú odolávať pôsobeniu vody, kyselín a hydroxidov.

Oteruvzdorné ocele. Ich charakteristickou vlastnosťou je, že odolávajú abrazívnemu opotrebeniu. Pri obrusovaní povrchu tvrdými časticami za pôsobenia nízkeho tlaku sa odolnosť ocele voči opotrebeniu zvyšuje so zvyšovaním jej povrchovej tvrdosti. Pre tieto podmienky sú vhodné kaliteľné vysokouhlíkové alebo legované ocele. Pre veľmi vysoké tlaky s lokálnym namáhaním až nad medzu pružnosti je vhodná vyskolegovaná mangánová austenitická oceľ (Hadfieldova oceľ) s chemickým zložením 1,2-1,5% C, 12-17% Mn, 0,5% Si, pričom môže niekedy obsahovať ešte 1,5 až 2,5% Cr. V stave po odliatí je táto oceľ prakticky nepoužiteľná, lebo v jej štruktúre sa vyskytujú karbidy mangánu, spôsobujúce krehkosť. Odliatky z Hadfieldovej ocele sa preto musia tepelne spracovávať, aby sa dosiahla iba austenitická štruktúra. Z tejto ocele sa vyrábajú diely zariadení na drvenie kameňa, uhlia a rudy, bandáže pre cestné valce, zuby bagrových lyžíc, reťazové kolesá, články pásových vozidiel, železničné srdcovky a pod.

Nemagnetické ocele. Za nemagnetické ocele sa považujú tie, ktoré majú magnetickú permeabilitu blízku permeabilite vzduchu. Používajú sa na časti elektrických zariadení, ktoré nemajú rušiť alebo tieniť magnetické pole. Nemagnetickou štruktúrou je austenit, ktorý sa musí zachovať aj pri izbovej teplote. V praxi sa na tieto účely používajú tri druhy austenitických ocelí:

- chrómniklová austenitická oceľ s chemickým zložením 0,12% C, 0,8% Si, 0,8% Mn, 18% Cr, 10 - 14% Ni;
- chrómniklová austenitická oceľ so zložením 0,22-0,5% C, 8% Cr, 5% Ni, 8% Mn;
- Hadfieldova oceľ.

Ocele pre trvalé magnety sú zliatiny, ktoré sa vyznačujú veľmi nízkym obsahom uhlíka (pod 0,08%) a vysokým obsahom buď hliníka alebo niklu (tzv. Al-Ni magnety s obsahom 12-13% Al a 25-28% Ni), alebo hliníka, niklu a kobaltu (tzv. Al-Ni-Co magnety obsahujúce 8-13% Al, 12-30% Co, 18-24% Ni, 2-6% Cu, 0-9% Ti a zvyšok je železo). Magnetické vlastnosti permanentných magnetov závisia okrem chemického zloženia materiálu aj od charakteru štruktúry. Najlepšie magnetické vlastnosti sa dosiahnu vtedy, ak má odliatok hrubú doskovitú štruktúru, prestupujúcu celou stenou od jedného až k druhému povrchu a orientovanú súhlasne s orientáciou magnetického obvodu.

6.4 ZLIEVARENSKÉ VLASTNOSTI OCELÍ NA ODLIATKY

Zlievarenské vlastnosti ocelí na odliatky nie sú dobré a sú príčinou pomerne vysokých nárokov na technológiu výroby odliatkov. Teplota liatia je vysoká, v niektorých prípadoch je vyššia než 1600°C, a preto sa kladú vysoké požiadavky na kvalitu zlievarenských foriem, najmä pokiaľ ide o ich žiaruvzdornosť. Hodnoty viskozity a povrchového napätia majú ocele vyššie v porovnaní s liatinou a neželeznými kovmi, a preto sa z ocelí nedajú odlievať tenkostenné odliatky (minimálna hrúbka steny je asi 6 mm). Zabiehavosť ocelí na odliatky je tiež menšia v porovnaní so zabiehavosťou sivej liatiny a niektorých zliatin neželezných kovov. Vzhľadom na vysoké hodnoty objemového zmrašťovania v kvapalnom stave (1,1% pri poklese teploty o 100°C) a pri tuhnutí (3 až 5%), tvoria sa pri tuhnutí ocele veľké sústredené stiahnutiny a podľa podmienok tuhnutia aj mikropórovitosť. Preto je potrebné robiť také technologické opatrenia, aby sa v tepelných uzloch nevytvárali stiahnutiny a aby bol podiel mikropórovitosti v odliatkoch minimálny. Ocele na odliatky majú tiež vysoký sklon k tvorbe trhlín a prasklín a tieto chyby sú aj často príčinou zmetkovistosti odliatkov.

Zlievarenské vlastnosti nízkoalegovaných ocelí na odliatky sa od zlievarenských vlastností uhlíkových ocelí v podstate nelíšia. U stredne legovaných a zvlášť u vysokoalegovaných ocelí má vysoký obsah legujúcich prvkov vplyv aj na ich zlievarenské vlastnosti. Ocele s vysokým obsahom chrómu tvoria pri liatí na povrchu taveniny oxidické blany, ktoré zhoršujú ich zabiehavosť. Hadfieldova oceľ má zlú tepelnú vodivosť, úzky interval tuhnutia, zvýšený sklon k tvorbe stĺpcových zín a k tvorbe štíhlych stiahnutí, a preto sa musí voliť nízka teplota liatia (1420 až 1450°C). Pretože má rovnako ako ocele s vysokým obsahom chrómu nízku tepelnú vodivosť, pri rýchlom ohreve alebo ochladzovaní je nebezpečenstvo vzniku prasklín.

6.5 TAVENIE OCELÍ

Tavenina na výrobu oceľových odliatkov sa v zlievarňach pripravuje výlučne v elektrických peciach, ktoré môžu byť oblúkové alebo indukčné, a to tégľové prípadne kanálové. Oceliarske taviace pece všetkých typov prešli rozsiahlym vývojom, zameraným na zlepšenie vlastností vytavenej ocele, úsporu energie a zníženie dopadu na životné prostredie. Voľba vhodného typu pece závisí

najmä od hmotnosti taveniny odliatej za smenu, výkonu formovne a hmotnosti odliatkov. Pre veľké objemy produkcie, prevyšujúce 20 ton odliatkov za smenu, a veľmi rôznorodé základné vsádzkové suroviny sú výhodnejšie oblúkové pece. Vtedy sa v plnom rozsahu uplatnia ich priaznivé vlastnosti, najmä vysoká teplota trosky, umožňujúca účinné metalurgické operácie odfosforenia, odsírenia a oduhličenia pri použití vsádzky s vysokým podielom šrotu, ktorý má rôznorodé zloženie a kusovosť. U moderných oblúkových pecí sa presadzuje napájanie jednosmerným prúdom, čím sa znižujú straty energie v privodoch k elektródam, zvyšuje sa ich životnosť a znižuje sa znečistenie taveniny materiálom elektród. Pece sú tichšie, lepšie sa regulujú a podstatne menej kolíša zaťaženie siete. Kontamináciu taveniny atmosférou ďalej znižuje automatizované rýchle vsádzkovanie a použitie excentrickej nístej, ktorá dovoľuje vylievanie bez potreby naklápania pece. Známy problém s homogenizáciou zloženia taveniny po legovaní môžu účinne eliminovať elektromagnetické miešače umiestnené v dne pece. Napriek veľkému pokroku vo vývoji oblúkových pecí a vysokej čistote vyrobenej taveniny, táto sa často ešte doplnkovo metalurgicky spracúva v tzv. panvových peciach, známych ako LF pece (Ladle Furnace). V LF peciach sa tavenina leguje, rafínuje, prefukuje inertným plynom, upokojuje alebo aj vákuuje. Iným doplnkovým zariadením je udržiavacia indukčná tégľová alebo kanálová pec, prípadne viac takýchto pecí, ktoré umožnia rozdeliť veľké množstvo taveniny do menších dávok a tieto priebežne odlievať podľa výkonu formovne.

Príprava taveniny v indukčných peciach, kanálových alebo tégľových, spočíva iba v roztavení tuhej kovovej vsádzky s minimálnym rozsahom metalurgických operácií. V týchto peciach sa troska ohrieva iba vedením tepla z taveniny a pre nízku teplotu nemôže účinne reagovať s taveninou. Metalurgické operácie sa preto väčšinou obmedzujú na mierny uhlíkový var, ktorého úlohou je hlavne odplynenie vsádzky a málo účinné rafinovanie troskami. Premiešavací pohyb v tégli dovoľuje dobre homogenizovať taveninu po legovaní a po konečnej dezoxidácii - upokožovaní ocele. Príprava taveniny kladie vysoké nároky na čistotu (obsah nežiadúcich prvkov) vsádzkových surovín a v prípade tégľových pecí aj na rozmery, úložný objem a hmotnosť vsádzky. Napriek uvedeným obmedzeniam sa v menších zlievarňach, s produkciou menšou než 20 ton za smenu, používajú väčšinou tégľové indukčné pece pre ich vysokú operatívnosť a jednoduchú obsluhu.

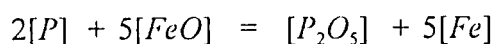
Pracovný priestor pecí tvorí monolitná výmurovka vyhotovená ubíjaním zvlhčenej žiaruvzdornej zmesi. Oblúkové pece majú za ňou ešte termoizolačnú vrstvu zo špeciálnych tehál. Výmurovka tégľových pecí (tégel') sa vyhotovuje pomocou *kopyta*, ktoré sa vyberá. Často sa využívajú aj ko-

pytá pre jednorázové použitie, ktoré sa z tégľa nevyberajú a pri prvej tavbe sa roztavia spolu so vsádzkou. Pri prvej tavbe sa výmurovka stykom s taveninou spečie a získa vysokú mechanickú odolnosť. Vylievací žľab sa vyhotovuje z rovnakej zmesi, ale s malým prídavkom vodného skla alebo iného žiaruvzdorného spojiva. Na výmurovku sa väčšinou používajú bázické zmesi na báze MgO, ktorého obsah je 60 až 70% s 20 až 30% Al_2O_3 so stopovými množstvami CaO, SiO_2 a Cr_2O_3 . Základnou surovinou je magnezit $MgCO_3$, ktorý sa pálením zbavuje CO_2 za vzniku MgO, z ktorého sa čo najskôr po vypálení musí vyhotoviť výmurovka a spekať, lebo na vzduchu hydratuje. Chrómmagnezit $MgO.Cr_2O_3$ sa väčšinou používa na výrobu tehál a tvaroviek odolných teplote okolo 1700°C. V zmesiach musí byť veľmi nízky obsah oxidov železa, lebo sú v tekutej oceli rozpustné a spôsobujú jej penetráciu do výmurovky. Na výmurovku indukčných pecí (výnimočne aj oblúkových) sa tiež používajú kyslé výmurovky na báze dinasu, šamotu, resp. spinelov Al_2O_3 , ktoré vďaka nízkej tepelnej vodivosti citelne znižujú tepelné straty pecí, ale nedovoľujú použitie bázických trosiek.

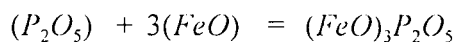
Rozsah metalurgických operácií, a tým aj priebeh tavby závisí od obsahu nežiadúcich prvkov vo vsádzkových surovinách a požiadaviek na vlastnosti ocele. Úplný metalurgický cyklus prípravy taveniny ocele v oblúkovej peci pozostáva z nasledovných etáp:

1. Natavenie vsádzky.
2. Oxidačná etapa.
3. Rafinačná (redukčná) etapa.
4. Legovanie a konečná dezoxidácia.

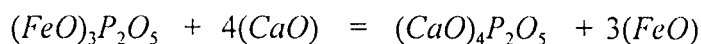
Oxidačná etapa tavby začína už v priebehu natavovania, keď prvý kyslík poskytujú povrchové oxidy vsádzky. Dôležitou úlohou pri výrobe ocele je zníženie obsahu fosforu, ktorý výrazne zhoršuje mechanické vlastnosti ocele, najmä jej vrubovú húževnatosť, a spôsobuje krehkosť ocele pri nízkych teplotách. U bežných ocelí na odliatky pripúšťa norma STN celkový obsah fosforu a síry maximálne 0,06%. Pretože fosfor má ku kyslíku väčšiu afinitu než železo, dá sa z ocelí tavených v peciach s bázickou výmurovkou odstrániť oxidáciou, ktorá prebieha vo dvoch stupňoch. V roztavenom kove prebieha reakcia (*v hranatej zátvorke je zložka rozpustená v roztavenej oceli, v obojzátvorke je zložka rozpustená v roztavenej troske, v zloženej zátvorke sú zložky v plynnom stave*):



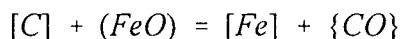
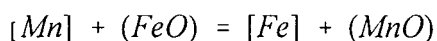
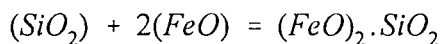
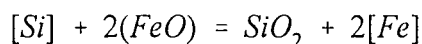
Vzniknutý P_2O_5 prechádza do trosky, kde sa viaže s prebytočným FeO na fosforečnan železnatý $(FeO)_3P_2O_5$ podľa rovnice:



Uvedená reakcia prebieha intenzívne pri nízkych teplotách, t.j. už počas natavovania kovovej vsádzky. Pri vyšších teplotách je $(FeO)_3P_2O_5$ nestály a je nebezpečenstvo, že fosfor sa bude z tejto zlúčeniny redukovať a prechádzať späť do kovu. Aby sa tomu zabránilo, prevádza sa tento fosforečnan pomocou vápna na stálu zlúčeninu tetrafosforečnan vápenatý, z ktorej je spätná redukcia fosforu nemožná. Tento druhý stupeň oxidácie fosforu prebieha podľa rovnice:



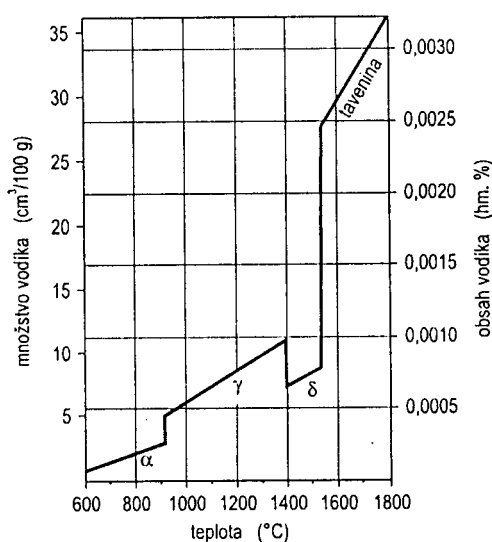
V praxi sa obvykle prvá troska, ktorá sa vytvorí po roztavení tuhej vsádzky a je bohatá na obsah fosforu, z pece odstraňuje a nahodí sa nová troska. Odfosforenie teda vyžaduje bázičku trosku s vysokým obsahom CaO a vysoký obsah kyslíka v tavenine. Oxidácia ďalších sprievodných prvkov Si , Mn , Cr a C prebieha nasledovne:



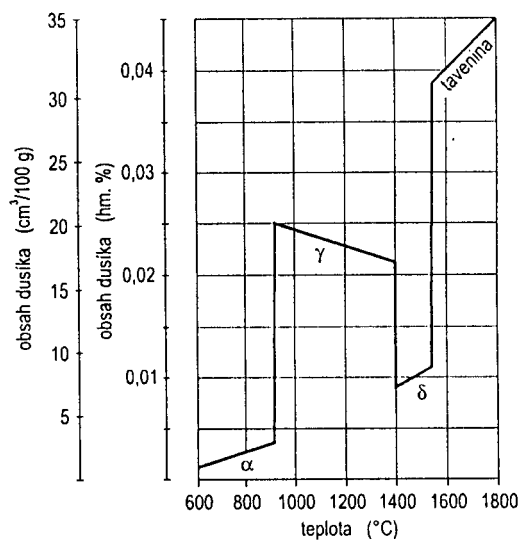
Oxidy fosforu, kremíka, mangánu a chrómu sú pevné a vyplavujú sa do trosky, kým oxid uhoľnatý CO je plynny a uniká v podobe bublín z kúpeľa taveniny cez trosku do pecnej atmosféry a spôsobuje *var kúpeľa*, ktorý má zásadný význam pri odstraňovaní plynov z taveniny, najmä vodíka a dusíka. Vodík sa dostáva do taveniny nielen so vsádzkou v podobe hrdze, vlhkosti a ferozliatin, ale aj z troskových surovín a pecnej atmosféry. Jeho obsah v oceli sa udáva buď v mililitroch na 100 g ocele ($cm^3/100\text{ g}$) alebo v hmotnostných percentách. Rozpustnosť vodíka v roztavenom železe je vysoká, ako to vidno na obr. 72. Pri teplote $1600^\circ C$ a tlaku $0,1\text{ MPa}$ sa v železe

rozpúšťa až $30 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ a s klesajúcou teplotou rozpustnosť vodíka klesá. Maximálne prípustný obsah vodíka v oceli na odliatky je $6,5 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$. Pri obsahu vodíka asi $8 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ sa v odliačkoch objavujú mikrotrhliny (vločky), ktoré znižujú pevnosť a ťažnosť materiálu. Pri jeho obsahu vyššom než $10 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ sa v odliačkoch objavujú endogénne bubliny.

Dusík sa dostáva do kúpeľa taveniny zo vsádzky obsahujúcej dusík a z pecnej atmosféry. V mieste elektrického oblúka dochádza k disociácii vzdušného dusíka a ten prechádza v atomárnom stave cez nechránenú hladinu kovu do kúpeľa. Rozpustnosť dusíka v železe, znázornená na obr. 73, je väčšia než rozpustnosť vodíka. Rozpustnosť dusíka v oceliach zvyšujú prvky schopné tvoriť nitridy ako V, Cr, Nb, Ti a Zr, rozpustnosť znižujú C a Si, a obvyklé legúry Mn, Mo, Ni rozpustnosť dusíka prakticky neovplyvňujú. Pri tuhnutí odliatku sa prebytočný dusík vylučuje z taveniny a tvorí bubliny. Dusík je tiež považovaný za príčinu tzv. *starnutia ocelí*, ktoré má za následok pokles hodnôt pevnostných vlastností odliatkov s časom.



Obr. 72 Rozpustnosť vodíka v železe v závislosti od teploty



Obr. 73 Rozpustnosť dusíka v železe v závislosti od teploty

Z uvedených dôvodov je nevyhnutné znížiť obsah uvedených plynov v oceli na minimum. Jediná cesta vedúca k tomuto cieľu, ak neuvažujeme o vákuovaní alebo inom spôsobe mimopecného spracovania ocele, je intenzívny a dostatočne dlho trvajúci var kúpeľa spôsobený uhlíkovou reakciou. V bublinách CO, ktoré uhlíkovou reakciou v kúpeli taveniny vznikajú, je parciálny tlak vodíka a dusíka nulový. Preto tieto plyny difundujú do bublín CO a sú nimi vynášané z kúpeľa do

pecnej atmosféry. Aby bol var dostatočne intenzívny a trval dostatočne dlhú dobu, zostavuje sa vsádzka pre elektrickú oblúkovú pec tak, aby po jej roztavení tekutá oceľ obsahovala o 0,4 až 0,5% uhlíka viac než má byť v hotovej oceli. Var kúpeľa sa tiež podporuje buď pridávaním kyslíka do kúpeľa vo forme FeO, alebo fúkaním plynného kyslíka. Varom kúpeľa sa zníži nielen obsah vodíka a dusíka na požadovanú hodnotu, ale aj obsah uhlíka na hodnotu stanovenú príslušnou normou. Uhlíkovým varom sa dá znížiť obsah dusíka a vodíka u oboch plynov približne na $4 \text{ cm}^3/100 \text{ g}$ taveniny, teda na hodnotu dostatočne nízku, aby ovplyvnila vlastnosti ocele. Po odstránení trosky končí druhá oxidačná etapa tavby v elektrickej oblúkovej peci a začína tretia - *rafinačná etapa*, počas ktorej sa znižuje obsah síry.

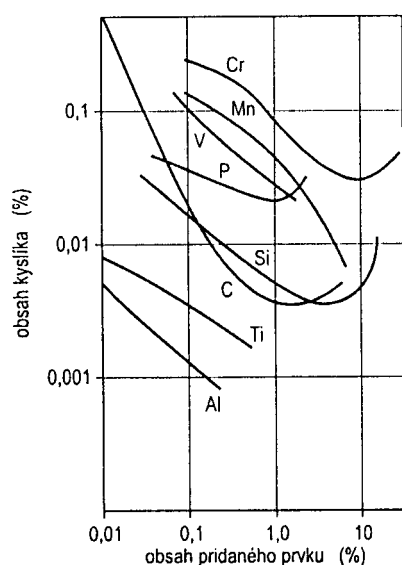
Síra je škodlivou prímесou v oceli, pretože spôsobuje lámavosť ocele za tepla a znižuje jej ťažnosť a vrubovú húževnatosť. Rozpustnosť síry vo ferite za studena neprevyšuje 0,003% a pri vyššom obsahu je v oceliach prítomná v podobe komplexných sulfidov. Morfológia sulfidov závisí od množstva síry a od zastúpenia v nich chemicky viazaných prvkov, najmä legúr a dezoxidačných prvkov, ktoré majú vyššiu afinitu k síre než železo. Podľa noriem sa hranica obsahu síry v oceliach na odliatky pohybuje od 0,05 do 0,02%, ale výrobcovia už bežne dosahujú hodnoty nižšie než 0,01%. Pretože síra má ku kyslíku menšiu afinitu než železo, nedá sa z taveniny odstrániť oxidáciou, ale odstraňuje sa pomocou trosky, ktorá musí obsahovať vysoký podiel vápna (CaO) a musí byť málo viskózna, čo sa dosahuje napr. obsahom CaF_2 (kazivec). Odstránenie síry z kúpeľa taveniny prebieha podľa reakcie:



Vzniknutý sulfid vápenatý prechádza do trosky. Aby sa čo najviac obmedzil opačný priebeh reakcie, musí sa súčasne redukovať vznikajúci FeO a troska s vysokým obsahom CaS sa nahrádza novou. Účinné odsírenie vyžaduje bázičku trosku a redukčné prostredie trosky a taveniny. Po ukončení rafinačnej etapy tavby je obsah kyslíka v tavenine pomerne nízky.

Po odstávaní rafinačnej trosky nasleduje záverečná etapa tavby, pri ktorej sa uskutoční legovanie a záverečná dezoxidácia. Legúry sa vsádzkujú podľa afinity ku kyslíku v poradí Ni, Cu, Co, Cr, Mn, V, Si, Ti, Al. Začína sa prvkom s najnižšou afinitou (Ni) a končí sa prvkom s najvyššou afinitou ku kyslíku (Al), ktorý sa používa na konečnú dezoxidáciu. Po vsadení všetkých legúr a homogenizácii zloženia taveniny prehriatej na 1600°C bude v nej rovnovážny obsah kyslíka (via-

zaného prevažne v FeO) závisieť od obsahu obvyklých sprievodných prvkov v oceliach, ako je to znázornené na obr. 74. Dezoxidačný účinok týchto prvkov zodpovedá ich afinite ku kyslíku podľa obr. 67 a obsah kyslíka v oceli zodpovedá jeho rovnovážnej hodnote danej obsahom najaktívnejšieho z prítomných prvkov. V taveninách ocelí bez silne dezoxidačných prvkov Al a Ti určuje rovnovážny obsah kyslíka uhlík a pri obsahu C < 0,1% zase kremík. Pri poklese teploty taveniny ocele sa rovnováha poruší, čím sa zvýši afinita uhlíka ku kyslíku a začne prebiehať reakcia $FeO + C \rightarrow CO + Fe$ a bubliny CO unikajú z taveniny - vzniká tzv. *sekundárny uhlíkový var*.



Obr. 74 Dezoxidačná schopnosť sprievodných prvkov pri 1600°C

Pri výrobe odliatkov (ale aj plynule liatych hutníckych polotovarov) je nevyhnutné znížiť obsah kyslíka pod hranicu, pri ktorej môže vzniknúť sekundárny uhlíkový var. Je potrebné tiež zobrať do úvahy, že aj pri vylievaní taveniny ocele z pece a pri odlievaní dochádza k jej oxidácii kyslíkom z atmosféry a z vody vo forme. Pre konečnú hlbokú dezoxidáciu taveniny ocele sa používa aj termín *upokojenie ocele*. Dezoxidačné prvky musia vyredukovať FeO za tvorby nových oxidov, ktoré nesmú byť rozpustné v tekutej oceli. Túto požiadavku spĺňajú Al, Ti a Zr, ktoré sú schopné súčasne viazať aj dusík za vzniku nitridov. Najúčinnější je hliník, ak sa však použije samotný, dosahujú sa horšie mechanické vlastnosti ocele dô-

sledkom vrubového pôsobenia drobných lamelárnych útvarov Al_2O_3 a tiež preto že zhoršuje negatívny vplyv prítomnosti síry. Prítomnosť hliníka spôsobuje zmeny morfológie sulfidických vtrúsenín z menej nepriaznivých globulárnych útvarov do tvaru ružíc, dendritov a nepravidelných hranatých útvarov, ktoré podstatne viac zhoršujú mechanické vlastnosti ocele. V súčasnej zlievarenskej praxi sa najčastejšie využíva komplexná dezoxidácia ocelí hliníkom a predzliatinou FeSiCa. Hliník sa pridáva na konci tavby do pece a FeSiCa sa zalieva taveninou v panve. Vápnik sa z tekutej ocele vyparuje a časť unikne v tvare bublín nad hladinu, kde zhorí. Napriek krátkej dobe styku pár Ca s taveninou dochádza k jej veľmi účinnej dezoxidácii a odsíreniu. Výsledné produkty reakcií taveniny s hliníkom a FeSiCa majú globulárny tvar, čo sa vysvetľuje roztavením a vzájomným rozpustením zmesi čiastkových produktov Al_2O_3 , SiO_2 , CaO a CaS. Ich teplota ta-

venia je vyššia než teplota tekutej ocele a skutočnosť, že vytvoria spoločný roztok sa vysvetľuje lokálnym prehriatím taveniny teplom, ktoré sa uvoľnilo pri exotermickom rozpúšťaní kremíka z FeSiCa v železe. Vzniknuté produkty sú pomerne veľké, a preto ich časť vypláva na hladinu. Nižšia koncentrácia síry v tavenine sa prejaví menším množstvom sulfidických eutektík na hraniciach zŕn a v medzidendritických priestoroch. Podobné priaznivé dôsledky má aj dezoxidácia zmesou kovov vzácnych zemín (Ce, La a i.), ktoré tiež majú vysokú afinitu ku kyslíku i síre a vznikajúce produkty reakcií sú stabilné a nerozpustné v tekutej oceli.

Opísaný spôsob dezoxidácie, založený na vsadení prvkov s vysokou afinitou ku kyslíku do taveniny, sa označuje termínom *zrážacia dezoxidácia*. Vyznačuje sa vysokou účinnosťou, nízkymi nákladmi na suroviny a energiu, čo ju predurčuje na prípravu taveniny v dávkach. Zníženie obsahu kyslíka sa dá dosiahnuť aj *difúznou dezoxidáciou*, pri ktorej kyslík z taveniny difunduje do trosky. Jej princíp spočíva v tom, že sa pomocou dezoxidovadiel, napr. ferosilícia alebo mletého koksu, nahodených na povrch trosky (obvykle kyslej na báze SiO_2) znižuje obsah kyslíka v troske, čím sa porušuje rovnováha medzi obsahom kyslíka v tavenine a v troske. Následkom vzniknutej nerovnováhy difunduje kyslík z taveniny do trosky. Prednosťou tohto spôsobu dezoxidácie je, že sa získa veľmi čistá oceľ bez vtrúsenín, ale nevýhodou je dlhá doba dezoxidácie. *Dezoxidácia syntetickými troskami* sa uskutočňuje v panve tým spôsobom, že sa vo zvláštnej peci pripraví dezoxidačná troska, ktorá sa naleje do oceliarskej panvy. Do nej sa potom z výšky vypustí z elektrickej pece roztavená oceľ, čím dochádza k dôkladnému premiešaniu ocele s troskou, dezoxidačné reakcie prebehnú vo veľmi krátkom čase a prebytok trosky vyplaví ich produkty.

6.6 TEPELNÉ SPRACOVANIE OCEĽOVÝCH ODLIATKOV

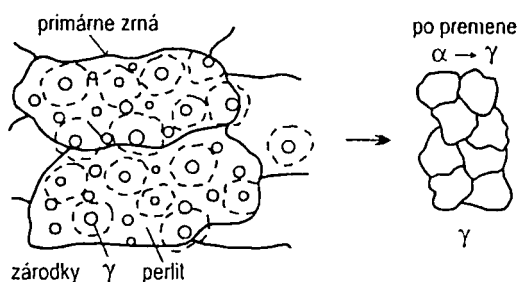
Mechanické a technologické vlastnosti materiálu odliatkov v surovom stave po odliatí nie sú na úrovni, ktorú môže poskytnúť daná zliatina, čo spôsobuje komplex nepriaznivých znakov štruktúry, vzniknutých dôsledkom tuhnutia taveniny v zlievarenskej forme. Jediný spôsob na ich eliminovanie poskytuje tepelné spracovanie, ktoré by sa preto malo u odliatkov dôsledne aplikovať. Spôsoby tepelného spracovania ocel'ových odliatkov sú podobné ako u tvárnených ocelí, od ktorých sa obvykle líšia časovým priebehom ohrevu a ochladzovania, dobami výdrže na teplote a výškou teplôt, čo je dané najmä väčšou chemickou heterogenitou a hrubšou štruktúrou liateho

materiálu. Treba tiež brať do úvahy, že málo odliatkov má jednoduchý geometrický tvar, skôr je pravidlom, že majú zložitú priestorovú, často staticky preurčenú konštrukciu, v ktorej pri rýchlom ohreve alebo ochladzovaní vznikajú vysoké vnútorné napätia. Tepelné spracovanie odliatkov vo veľkosériovej výrobe sa robí v priebežných peciach, ktoré dovoľujú presne riadiť časový priebeh ohrevu a chladnutia v širokom rozsahu parametrov.

Homogenizačné žihanie sa robí s cieľom znížiť heterogenitu chemického zloženia po priereze odliatku, ktorá vznikla počas tuhnutia v dôsledku odmiešavania. Odporúča sa u legovaných ocelí a uhlíkových s obsahom $C > 0,3\%$, ale najmä v prípade masívnych odliatkov. Teplota žihania je 1000 až 1100°C s dobou výdrže aspoň 5 hodín, u hrubých odliatkov až 20 hodín. Ohrev na teplotu a ochladzovanie musí prebiehať pomaly, aby v odliatku nevznikli tepelné napätia, ktoré môžu spôsobiť praskliny, lebo materiál pred žiňaním, ale aj po žiňaní je veľmi krehký. V priebehu homogenizačného žihania dochádza k výraznému zhrubnutiu zŕn, a preto sa po ňom vždy musí zaradiť ďalšie tepelné spracovanie. U austenitických ocelí (bez premeny $\alpha \rightarrow \gamma$) sa homogenizačné žihanie nedá aplikovať, lebo spôsobuje hrubnutie primárnych zŕn a útvarov eutektík na ich hraniciach, teda u týchto ocelí zvyrazňuje negatívne znaky liatej štruktúry, ktoré už nie je možné iným tepelným spracovaním odstrániť.

Normalizačné žihanie je najbežnejší a najčastejší spôsob tepelného spracovania odliatkov z uhlíkových a legovaných ocelí s obsahom $C > 0,2\%$, u ktorých dochádza pri ohreve k austenitickej premene. Spočíva v ohreve odliatku na 820 - 930°C, t.j. 60 - 200°C nad teplotou austenitickej premeny (A_{c3}) s výdržou asi 1 hodinu, po ktorej nasleduje ochladzovanie na vzduchu. Pri vyšších nárokoch na vlastnosti materiálu odliatkov sa tieto podrobujú normalizačnému žiňaniu opakovane (max. 3 krát). Štruktúru ocele po odliatí tvoria hrubé primárne zrná obklopené skeletom častíc eutektík sprievodných prvkov a v takto ohraničených útvaroch sa nachádzajú sekundárne zrná perlitu, ktoré sú tiež pomerne hrubé, lebo vznikli pri pomalom chladnutí odliatku vo forme. Úprava morfológie liatej štruktúry sa dosahuje vytvorením veľkého množstva zárodkov austenitu, z ktorých vznikne podstatne väčší počet jemných zŕn austenitu než mala primárna štruktúra, ako je to znázonené na obr. 75. Počas výdrže na teplote sa rozpúšťa Fe_3C a ďalšie karbidy prítomné v oceli, prebieha difúzia uhlíka a legúr, ale čo je zvlášť dôležité, pri raste austenitických zárodkov a počas výdrže dochádza k vytláčaniu určitého podielu častíc eutektík z pôvodných miest na novovytvorené hranice austenitických zŕn. Priaznivejšia morfológia eutektík rozložených na podstatne väčšej dĺžke hraníc zŕn a jemné produkty transformácie malých zŕn austenitu sa prejavujú na

oceli vyššími hodnotami medze sklzu, ťažnosti a vrubovej húževnatosti. Celkový dosiahnutý efekt závisí od množstva austenitických zŕn, ktoré sa podarí vytvoriť.

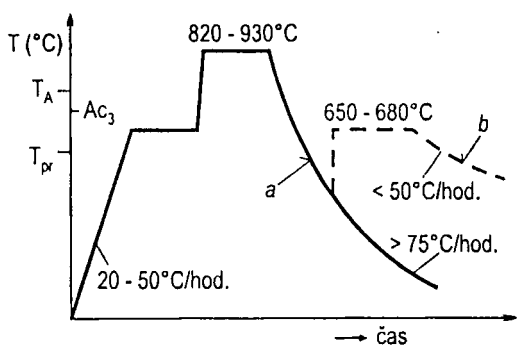


Obr. 75 Zmena štruktúry po austenitizácii

Pri ohreve vznikajú zárodoky austenitu na rozhraní feritu s cementitom a ich množstvo závisí od veľkosti tejto stykovej plochy. Pretože premena $\alpha \rightarrow \gamma$ prebieha endotermicky, teplo spotrebúvané pri raste zárodkov spomaľuje ohrev v ich okolí a nižšia teplota obmedzuje možnosť tvorby ďalších zárodkov. V hrubej štruktúre liatej ocele obme-

dzuje tvorbu zárodkov tiež malá styková plocha feritu s cementitom a skutočnosť, že v mikroobjemoch feritu s vyšším obsahom odmiešaných prvkov, podporujúcich tvorbu austenitu, predčasne vznikajú ojedinelé zárodoky, ktoré pri raste bránia tvorbe ďalších. Žiaduci vysoký počet zárodkov sa získa tak, že počas prechodu teplotou austenitickej premeny stúpa teplota rýchlosťou 2 - 10°C/min., čo sa dosiahne vsadením odliatku do predohriatej pece. Vtedy dodávané teplo prekrýva množstvo tepla spotrebúvaného pri tvorbe a raste zárodkov austenitu. U hrubostenných odliatkov s veľkou tepelnou akumuláciou sa volí teplota normalizačného žihania až 200°C nad A_{c3} , aby sa urýchlil ohrev počas premeny $\alpha \rightarrow \gamma$ a aby sa počas výdrže stihol austenitizovať celý prierez.

Na stupeň potlačenia znakov liatej štruktúry a zlepšenie mechanických vlastností po normalizačnom žihaní má rozhodujúci vplyv rýchlosť ohrevu pri prechode teplotou austenitickej premeny a rýchlosť chladnutia pod touto teplotou približne do 500°C, čo sa dá veľmi dobre využiť v praxi.



Obr. 76 Časový priebeh normalizačného žihania

Na obr. 76 je znázornený časový priebeh teplôt pri normalizačnom žihaní tvarovo zložitého odliatku s veľkými rozdielmi hrúbky stien. Vzniku dočasných vnútorných napätí vyvolaných nerovnomerným ohrevom sa predchádza pomalým ohrevom v intervale teplôt pružných deformácií až nad teplotu T_{pr} (u ocelí 550 - 650°C) do oblasti

vysokoteplotnej plasticity 650 - 680°C s výdržou asi 1 hodinu, kedy sa vyrovná teplota po celom priereze odliatku a takmer úplne zmiznú vnútorné napätia. Nad prechodovou teplotou má oceľ veľkú rezervu ťažnosti a ohrev v peci predohriatej o 100 až 200°C s rýchlosťou stúpania teploty 2 - 10°C/min. vyvolá už iba veľmi nízke vnútorné napätia.

Po výdrži na teplote 820 - 930°C, trvajúcej asi 1 hodinu, nasleduje obvykle chladnutie odliatku voľne na vzduchu (obr. 76 - krivka a). Ak je tvarovo zložitý, s veľkými rozdielmi hrúbky stien, môžu v ňom v dôsledku nerovnomerného zmrašťovania vzniknúť veľké vnútorné napätia s nepříjemnými dôsledkami. Vzniku vnútorných napätí pri chladnutí zabráni spôsob ochladzovania s časovým priebehom podľa obr. 76b. Po ukončení perlitickej premeny pri teplote 450 až 500°C sa odliatok vloží opäť do pece predohriatej na teplotu 650 - 680°C, kde sa pri výdrži asi 1 hodinu odstráni vnútorné napätia spôsobené nerovnomerným chladnutím odliatku a fázovou premenou. Počiatočné ochladzovanie z teploty 650 - 680°C na približne 500°C prebieha veľmi pomaly, aby sa zamedzilo vzniku vnútorných napätí a pomerne dlhá doba zotrvania odliatku pri vysokých teplotách vyvolá určitú sferoidizáciu perlitického cementitu, čo sa prejaví vyššou ťažnosťou a zlepšenou obrobitelnosťou materiálu odliatku. Pod teplotou 500°C už ľubovoľne rýchle ochladzovanie nemá vplyv na morfológiu štruktúry a nemôže spôsobiť trvalé zvyškové napätia. Spôsob ochladzovania s priebehom podľa obr. 76b zaistí uspokojivé zlepšenie mechanických vlastností ocele, dobrú obrobitelnosť, ale hlavne veľmi nízku úroveň trvalých vnútorných napätí v odliatku.

Kalenie a zušľachtovanie sa využíva na dosiahnutie širšieho rozsahu mechanických vlastností ocelí (s premenou $\alpha \rightarrow \gamma$ a obsahom $C > 0,25\%$) než poskytuje normalizačné žihanie, od ktorého sa významnejšie líši iba spôsobom ochladzovania. Je finálnou operáciou tepelného spracovania odliatkov, ktoré sa predtým podrobili homogenizačnému alebo normalizačnému žihaniu. Kalenie a zušľachtovanie spočíva v ohreve odliatku na teplotu 30 - 50°C nad A_{c3} s výdržou, po ktorej nasleduje rýchle ochladenie vo vode alebo v oleji. Získa sa tvrdá a krehká martenzitická štruktúra, ktorá sa ďalej upravuje *popúšťaním* na dosiahnutie požadovaných mechanických vlastností materiálu odliatku. Ohrev na teplotu austenitizácie je vhodné robiť podobným spôsobom, aký je znázornený na obr. 76. Pomalý počiatočný ohrev s výdržou na teplote 650 - 680°C obmedzí vznik vnútorných napätí a po vsadení odliatku do pece, predohriatej na teplotu austenitizácie, sa dosiahne vysoká rýchlosť ohrevu počas fázovej premeny $\alpha \rightarrow \gamma$. Niektoré typy vysokolegovaných nástrojových ocelí, ktoré vyžadujú podstatne vyššie rýchlosti ohrevu, je potrebné austenitizovať v solných kúpeľoch.

Pri kalení treba brať do úvahy, že rýchle nerovnomerné chladnutie zákonite vyvolá veľké vnútorné napätia a deformácie odliatku. Možnosť zníženia trvalých zvyškových napätí závisí od teploty popúšťania. Ak požiadavky na pevnosť danej ocele po zušľachtení dovoľujú popúšťanie pri teplote vyššej než 550 - 650°C, teda v oblasti plastických deformácií, v takom prípade zostanú v odliatku iba veľmi malé napätia. Pri požadovanej pevnosti vyššej než 700 MPa sú potrebné teploty popúšťania už v oblasti pružných deformácií a v odliatkoch vždy zostanú trvalé vnútorné napätia. Vznik vnútorných napätí sa dá účinne obmedziť použitím povrchového kalenia, pri ktorom sa dosahuje vysoká tvrdosť a pevnosť iba na povrchu odliatku alebo len na jeho časti. Odliatok sa najprv podrobí normalizačnému žihaniu alebo zušľachteniu na pevnosť nižšiu než 600 MPa. Na austenitizáciu povrchu sa v súčasnosti najčastejšie využíva indukčný vysokofrekvenčný ohrev, pri ktorom sa ohreje iba tenká povrchová vrstva a následné rýchle ochladenie zabráni ohrevu v hĺbke.

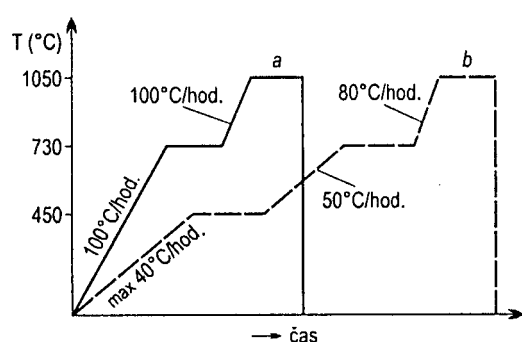
Odliatky z martenzitických alebo dvojfázových feriticko-martenzitických ocelí s obsahom 0,05-0,3%C, 13 až 18% Cr a 0 až 5% Ni sa kalia z teploty 840 až 1050°C do oleja alebo na vzduchu a následne sa popúšťajú pri teplote 450 až 750°C podľa požiadaviek na mechanické vlastnosti.

Rozpúšťacie žihanie sa využíva na zlepšenie mechanických a technologických vlastností ocelí s austenitickou štruktúrou, ktorá je tvorená buď stabilným austenitom, aký sa vyskytuje v oceliach typu CrNi 18/8, alebo metastabilným austenitom, aký sa vyskytuje v Hadfieldovej oceli (13% Mn, 1,3% C). Štruktúru CrNi ocelí po odliatí tvorí austenit s početnými útvarmi karbidov, σ -fázy, δ -feritu a prípadne Lavesovej fázy, ktoré sa nachádzajú prevažne na hraniciach zŕn. Štruktúru Hadfieldovej ocele tvorí austenit s masívnymi útvarmi karbidu $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$, ktoré spôsobujú známu krehkosť po odliatí. Rozpúšťacie žihanie spočíva v ohreve odliatku na teplotu 1000 - 1100°C s výdržou, po ktorej nasleduje rýchle ochladenie do vody alebo do oleja. Počas výdrže sa útvary karbidov, σ -fázy, Lavesovej fázy a δ -feritu rozpadnú a rozpustia v austenitickej matici. Doba výdrže sa volí okolo 1,5 hod./25 mm hrúbky steny odliatku, aby sa difúziou dostatočne vyrovnalo zloženie matrice. Následné rýchle ochladenie zabráni spätnému vylúčeniu predtým rozpustených zložiek a získa sa čisto austenitická štruktúra. V odliatkoch pritom vzniknú veľké vnútorné napätia, ale riziko vzniku prasklín počas ochladzovania, ale aj v prevádzke, je zanedbateľné pre veľmi vysokú húževnatosť austenitu oboch typov ocelí.

Odliatky z CrNi ocelí typu CrNi 18/8 sa po rozpúšťacom žíhaní často ďalej spracúvajú stabilizačným žíhaním pri teplote okolo 800°C, pri ktorom sa vylúčia jemné karbidy, prevažne rozložené

v zrnách a odstránia sa vnútorné napätia, ale zníži sa ťažnosť a vrubová húževnatosť materiálu. U Hadfieldovej ocele sa požaduje hlavne oteruvzdornosť a táto sa dá zvýšiť ďalším tepelným spracovaním, ktoré pozostáva z vytvrdzovacieho žihania pri teplote 500 - 600°C, po ktorom nasleduje druhé rozpúšťacie žihanie pri teplote 950 - 1000°C. Pri vytvrdzovacom žihaní vzniknú jemné útvary $(Fe, Mn)_3C$ a približne 50% austenitu sa rozpadne na jemný perlit. Samotné vytvrdzovacie žihanie, napriek tomu, že ho niekedy literatúra odporúča, nemá preukázateľný vplyv na oteruvzdornosť ocele pri veľkých tlakoch a zbytočne znižuje jej plastické vlastnosti. Pri druhom rozpúšťacom žihaní sa volí nižšia teplota a kratšia výdrž, aby sa rozpustila iba časť karbidov a ich zvyšok zostane po ochladení do vody v austenitickej matici v podobe jemných disperzných útvarov.

Pri rozpúšťacom žihaní má mimoriadne veľký význam spôsob ohrevu. Teploty homogenizačného žihania sú zhruba totožné s teplotami rozpúšťacieho žihania, ktoré však musí prebehnúť čo najrýchlejšie, aby nedošlo k prílišnému zhrubnutiu zŕn. K zhrubnutiu zŕn dochádza hlavne pri teplotách nad 800°C, a preto je potrebné, aby záverečná etapa ohrevu nad touto teplotou prebehla čo najrýchlejšie. Austenitické ocele majú veľmi zlú tepelnú vodivosť a veľkú tepelnú rozťažnosť (uhlíkové ocele majú 4 - 5 násobne vyššiu tepelnú vodivosť a o 30 - 40% nižšiu tepelnú rozťažnosť), dôsledkom čoho hranicu rýchlosti ohrevu obmedzuje pomalé vyrovnávanie teploty po priereze odliatku a vznikajúce vnútorné napätia. Pri rozpúšťacom je preto nevyhnutné vždy použiť stupňovitý ohrev, pri ktorom je veľmi dôležitá výdrž na teplote 700 - 750°C. Počas výdrže sa vyrovná teplota po celom priereze odliatku a záverečná etapa ohrevu prebehne rýchle.



Obr. 77 Časový priebeh rozpúšťacieho žihania

Na obr. 77 sú znázornené typické časové priebehy rozpúšťacieho žihania odliatkov z austenitických ocelí. Na časovom priebehu sú uvedené odporúčané rýchlosti ohrevu pre odliatky s hrúbkou stien 20 - 50 mm jednoduchých tvarov (a) a pre masívne odliatky zložitého tvaru s veľkým rozdielom hrúbky stien (obr. 77b), u ktorých je vhodné zaradiť aj výdrž pri teplote okolo 450°C (v oblasti pružných deformácií) na vyrovnanie teploty v odliatku. Doba všetkých výdrží na teplote sa volí približne 1,5 hod./25 mm hrúbky steny odliatku. Austenitické žiaruvzdorné a žiarupevné

lasti pružných deformácií) na vyrovnanie teploty v odliatku. Doba všetkých výdrží na teplote sa volí približne 1,5 hod./25 mm hrúbky steny odliatku. Austenitické žiaruvzdorné a žiarupevné

ocele vyžadujú teplotu rozpúšťacieho žihania 1100 - 1200°C, po ktorom sa vždy zaraďuje stabilizačné žihanie pri teplote 880 - 920°C.

Rozpúšťaciemu žihaniu sa podrobujú aj odliatky z feritických ocelí s obsahom 17 - 30% Cr, 0,01 - 0,1% C stabilizovaných Nb alebo Ti. Teplota rozpúšťacieho žihania sa volí od 800 do 900°C s výdržou 1 hodinu a s ochladením do vody. Stabilizačné žihanie u týchto ocelí sa neaplikuje.

Žihanie na mätko sa robí u odliatkov z ocelí s obsahom uhlíka vyšším než 0,25%. Pozostáva z ohrevu odliatkov z uhlíkových ocelí pri teplote 650 - 700°C po dobu viac než 4 hod., legované ocele obvykle vyžadujú vyššie teploty a dlhší čas. Pri žihaní na mätko dôjde k sferoidizácii lamiel cementitu, čím sa zníži tvrdosť a zlepši obrábiteľnosť odliatkov. Žihanie prebieha pri teplote v oblasti vysokoteplotnej plasticity, pri ktorej sa prakticky úplne odstránia trvalé vnútorné napätia. Aby nevznikli nové pri ochladzovaní, odliatky musia chladnúť veľmi pomaly, až kým nedosiahnu po celom priereze rovnakú teplotu v oblasti pružných deformácií. Pri teplote nižšej než 500°C rýchle chladnutie na vzduchu vyvolá nanajvýš dočasné vnútorné napätia.

Pri odlievaní dochádza ku kontaminácii taveniny vodíkom z atmosféry alebo z vlhkosti formy, čo sa prejaví jeho zvýšeným obsahom najmä v povrchovej vrstve odliatku. Pri vyššom obsahu spôsobuje v oceliach malé vnútorné trhliny, ktoré sa pre svoj charakteristický tvar označujú termínom *vločky*. K tvorbe vločiek sú zvlášť náchylné kaliteľné chrómové a chrómniklové ocele, u ktorých sa počas premeny $\gamma \rightarrow \alpha$ vodík odmiešavaním nahromadí v austenite (vo ferite je rozpustnosť vodíka veľmi nízka) a po poklese teploty pod 500°C sa začne vylučovať do pretiahnutých útvarov, v ktorých vytvorí pretlak. Vodík sa v oceli vyskytuje ako protón H^+ a vyznačuje sa vysokou pohyblivosťou. Na jeho odstránenie difúziou obvykle postačuje pomalý ohrev na teplotu 650 - 680°C s výdržou asi 1 hodinu alebo normalizačné žihanie, ktoré zvyčajne predchádza zušľachtovaniu.

Žihanie na odstránenie vnútorných napätí je podrobne opísané v kapitole 4.4, nakoľko úzko súvisí s mechanizmom vzniku vnútorných napätí. Spôsoby chemicko-tepelného spracovania odliatkov ako cementovanie, nitridovanie, alitovanie a pod. sa nelíšia od rovnakého spracovania tvárnených materiálov.

7. LIATINY

Liatiny sú zliatiny železa s uhlíkom, kremíkom a ďalšími sprievodnými prvkami, u ktorých obsah uhlíka je vyšší než hranica jeho rozpustnosti v austenite. Tuhnú ako heterogénne zliatiny a majú v mikroštruktúre minimálne dve základné zložky. Okrem uhlíka vždy obsahujú aj kremík, obvykle v množstve 1 - 3 hmot.%, čo im dáva dobrú prirodzenú odolnosť voči korózii a veľmi dobré zlievarenské vlastnosti, najmä zabiehavosť. Vďaka nízkej teplote tavenia, ktorá sa pohybuje v rozmedzí 1150 - 1380°C, málo namáhajú materiál formy. Liatiny kladú nízke nároky na metalurgickú prípravu taveniny, pretože obsah 2 - 4% uhlíka a 1 - 3% kremíka výrazne znižuje rozpustnosť (rovnovážny obsah) dusíka a vodíka v tavenine a ako vyplýva z obr. 74, dezoxidačné pôsobenie uhlíka a kremíka v tavenine zaistí nízky obsah FeO, keď oba produkty dezoxidácie, plyný CO a tuhý SiO₂, sú v tekutom kove nerozpustné. Liatiny sa rozdeľujú podľa rôznych hľadísk, ale najčastejšie podľa toho, v akej podobe sa v štruktúre nachádza uhlík:

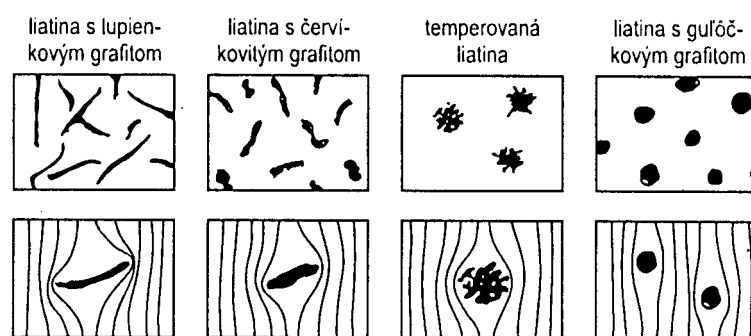
1. Liatina s lamelárnym grafitom - LLG (pôvodný názov sivá liatina).
2. Liatina s guľôčkovým grafitom - LGG (pôvodný názov tvárna liatina).
3. Liatina s červíkovitým grafitom - LČG (pôvodný názov vermikulárna liatina).
4. Temperovaná liatina s čiernym lomom - TLČ.
5. Temperovaná liatina s bielym lomom - TLB.
6. Biela liatina - negrafitická liatina s primárnym cementitom.
7. Legované liatiny so špeciálnymi vlastnosťami obsahujúce okrem uhlíka 3 až 30% legúr.

Prvé štyri typy patria do skupiny grafitických liatin, v temperovanej liatine s bielym lomom sa grafit nevyskytuje, alebo iba ako zvyšková nežiadúca zložka v strede hrubších stien. V metastabilnej (bielej) liatine je uhlík viazaný chemicky v Fe₃C. Legované liatiny s obsahom legúr 3 až 30% tvoria samostatnú skupinu zahrňujúcu grafitické a karbidické (biele) liatiny so špeciálnymi vlastnosťami.

Pri tuhnutí liatin sa uhlík z taveniny vylučuje buď v podobe grafitu alebo cementitu. Cementit Fe₃C s obsahom 6,687% C má hustotu 7,8.10³ kg.m⁻³, tvrdosť 660 až 850 HB, je veľmi krehký a spôsobuje krehkosť bielych liatin. V grafitických liatinách je metastabilnou fázou a vysokou

teplotou je možné vyvolať rozpad Fe_3C na železo a grafit. V grafitických liatinách je stabilnou fázou grafit, ktorý sa vylučuje v dvoch štádiách grafitizácie. V prvom štádiu sa grafit najskôr vylučuje pri eutektickej premene z taveniny a následne difúziou z uhlíkom presýteného austenitu, až kým sa nedosiahne eutektoidná teplota. Pri eutektoidnej teplote nastáva druhé štádium grafitizácie. Dôležitou vlastnosťou grafitu je nízka hustota, $2,2 \cdot 10^3 \text{ kg.m}^{-3}$, ktorá zaisťuje, že grafitické liatiny na začiatku tuhnutia zväčšujú svoj objem, a preto nie sú náchylné na vznik trhlín tesne pod teplotou solidu. Grafit kryštalizuje v hexagonálnej mriežke typu K3. V bazálnych rovinách je medzi atómami kovalentná väzba (s energiou okolo 500 J.mol^{-1}) prostredníctvom 3 elektrónov. Štvrtý elektrón je spoločný pre celú vrstvu a zaisťuje kovovú väzbu medzi jednotlivými vrstvami. Pretože energia kovovej väzby je iba okolo 10 J.mol^{-1} , grafit je anizotropný a má v porovnaní so železom zanedbateľnú pevnosť a ťažnosť. Grafit preto nemôže byť spevňujúcou fázou a treba ho v liatinách pokladať za dutinu, ktorá znižuje prierez kovovej matrice.

Mechanické vlastnosti grafitických liatin závisia od toho, v akom množstve a v akom tvare vykryštalizoval grafit, ktorý tvorí 7 - 12% prierezu materiálu. Útvary grafitu znižujú nosný prierez, čím znižujú hodnoty pevnosti a modulu pružnosti materiálu a súčasne pri namáhaní spôsobujú určitý vrubový účinok. Na obr. 78 je znázornený tvar grafitu v jednotlivých typoch liatin a jeho vplyv na priebeh napätia pri namáhaní. Najmenej negatívne sa uplatňujú globulárne útvary (noduly) grafitu v LGG.



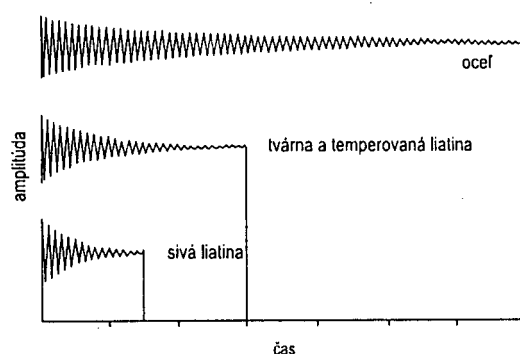
Obr. 78 Tvar grafitu v liatinách a jeho vplyv na priebeh napätí

Okrem základných tvarov grafitu sa v štruktúre liatin môžu vyskytnúť aj nežiadúce prechodové tvary grafitu ako vločkový, pavúčkovitý, bodový, koráľkový, interkryštalický, rozpadnutý, explodovaný a Chunky-grafit. Ich vzniku sa vo výrobe predchádza vhodnými metalurgickými opatreniami. V tabuľke 6 je uvedené porovnanie mechanických a fyzikálnych vlastností liatin so základ-

nými tvarmi grafitu, aké sa dajú získať pri tuhnutí odliatkov.

Tabuľka 6 Porovnanie mechanických a fyzikálnych vlastností grafitických liatin

Mechanické a fyzikálne veličiny	Tvar grafitu		
	lupienkový	červíkovitý	gulôčkový
Pevnosť v ťahu R_m (MPa)	150 - 400	300 - 500	350 - 900
Medza klzu $R_{p0,2}$ (MPa)	---	250 - 350	250 - 600
Ťažnosť A_5 (%)	0,5 - 1,5	2 - 10	2 - 25
Modul pružnosti E (GPa)	75 - 155	130 - 160	140 - 195
Pevnosť v tlaku R_{mt} (MPa)	500 - 1000	600	600 - 1200
Tvrdosť HB	140 - 300	150 - 250	120 - 350
Koeficient $m = R_m / HB$	0,8 - 1,8	1,9 - 2,5	2,7 - 3,1
Vrubová húževnatosť KCV (J.cm ⁻²)	1,5	7 - 10	21 - 25
Rázová húževnatosť KC (J.cm ⁻²)	5 - 19	10 - 33	180 - 196
Medza únavy ťah-tlak σ_c (MPa)	90	120	150
Medza únavy v ohybe σ_{oc} (MPa)	140	170	190
Tepelná vodivosť (20-200°C) λ (W.m ⁻¹ K ⁻¹)	42 - 67	36 - 50	25 - 38
Dĺžková rozťažnosť α (μm.m ⁻¹ K ⁻¹)	11 - 12	12 - 14	11 - 13
Hustota ρ (10 ³ kg.m ⁻³)	7 - 7,5	7 - 7,3	7,1 - 7,3
Merný elektrický odpor R (10 ⁻⁶ Ωm)	0,5 - 1	0,7 - 0,8	0,5 - 0,7



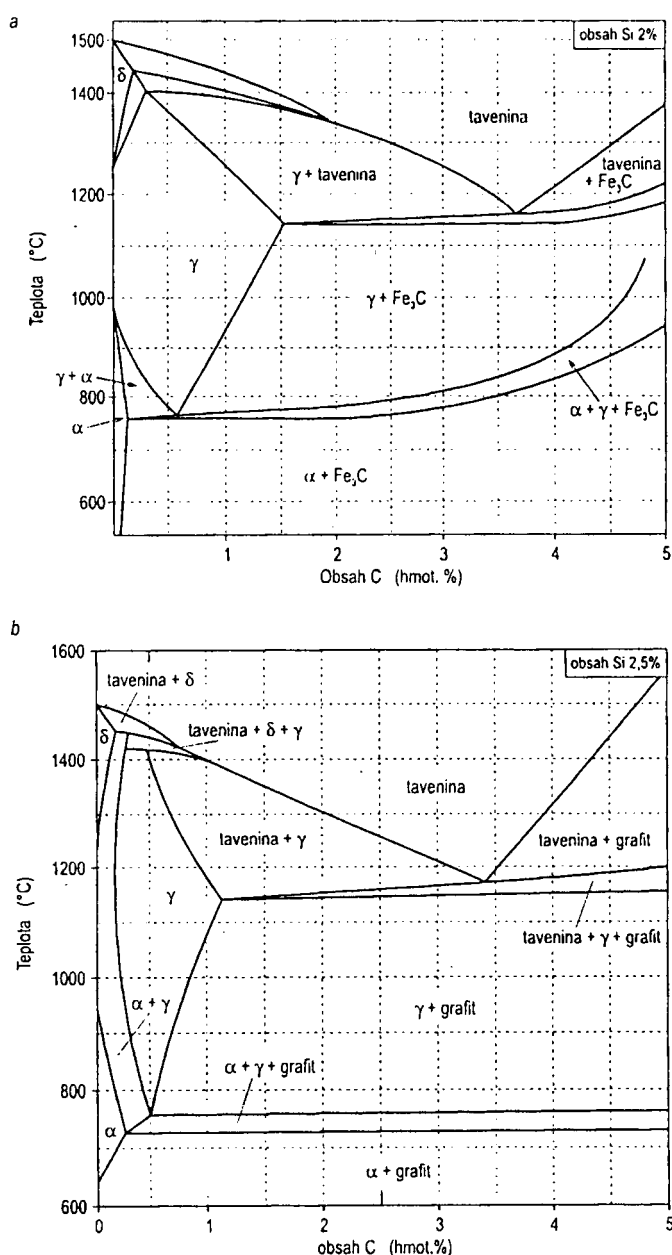
Obr. 79 Útlmové vlastnosti ocele a liatiny

Vďaka prítomnosti grafitu, ktorý má veľmi odlišné elastické a akustické vlastnosti než kovová matrica, majú liatiny vysokú schopnosť tlmiť vibrácie a zle prenášajú zvuk. Časový priebeh amplitúdy vibrácií po dodaní rovnakej energie pre ocel' a grafitické liatiny je znázornený na obr. 79. Okrem schopnosti tlmiť hluk, rovnaký impulz sily ($F \cdot \tau$) vyvolá v liatine podstatne menšiu počiatočnú amplitúdu kmitov než vo väčšine ostatných tech-

nických kovových materiálov. Vysoká schopnosť LLG tlmiť vibrácie sa využíva pri výrobe lôžok,

stojanov a nosných dielov obrábacích strojov. Použitie vačkových a kľukových hriadelov z LGG v automobilovom priemysle umožnilo výrazne znížiť hlučnosť výbušných motorov.

Okrem vysokolegovaných karbidických liatin, všetky ostatné liatiny vzhľadom na vždy prítomný kremík treba posudzovať podľa ternárneho fázového diagramu Fe-C-Si. Na obr. 80 sú uvedené rovnovážne fázové diagramy pre metastabilný systém Fe-C s 2% Si (obr. 80a) a pre stabilný systém Fe-C s Si 2,5% (obr. 80b).



Obr. 80 Rovnovážny diagram metastabilnej sústavy Fe-C s 2% Si (a) a stabilnej Fe-C s 2,5% Si (b)

Metastabilný systém (Fe-Fe₃C) platí pre tuhnutie bielej liatiny, určenej na výrobu temperovanej liatiny a podľa stabilného prebieha tuhnutie typických grafitických liatin. Ich najvýznamnejšou odlišnosťou je vyššia eutektická teplota pri grafitickom tuhnutí. Z fázových diagramov na obr. 80 nepriamo vyplýva, že rovnaká liatina môže tuhnúť stabilne alebo metastabilne, ale aj oboma spôsobmi súčasne. Táto špecifická vlastnosť liatin spôsobuje, že tvorba ich štruktúry je veľmi citlivá na podmienky metalurgického spracovania a rýchlosť tuhnutia. Prítomnosť kremíka spôsobuje, že eutektická i eutektoidná premena prebiehajú v intervale teplôt a pri vyššej teplote ako v systéme Fe-C. Interval teplôt, v ktorom tieto reakcie prebiehajú, sa rozširuje so zvyšovaním obsahu kremíka.

Kremík tiež posúva eutektickú a eutektoidnú koncentráciu k nižším hodnotám, teda znižuje rozpustnosť uhlíka v austenite a znižuje obsah uhlíka v perlite. Eutektická koncentrácia uhlíka C_e sa znižuje úmerne so stúpaním obsahu kremíka, ako to vyjadruje vzťah:

$$C_e = 4,23 - 0,32 Si \quad (73)$$

Na hodnotu eutektickej koncentrácie uhlíka vplyvajú aj ďalšie obvyklé sprievodné prvky ako Mn, S a P. Na posúdenie grafitizačnej schopnosti liatin sa využíva *stupeň eutektickosti liatiny* S_e , ktorý je pomerom medzi skutočným obsahom uhlíka v tavenine C a hodnotou eutektickej koncentrácie C_e , ovplyvnenej prítomnosťou sprievodných prvkov:

$$S_e = \frac{C}{C_e} = \frac{C}{4,23 - 0,32 Si - 0,23 P - 0,4 S + 0,027 Mn - 0,06 Ni} \quad (74)$$

Stupeň eutektickosti, v literatúre označovaný aj ako *stupeň nasýtenia*, určuje ako bude liatina tuhnúť. Tuhnutie podeutektických liatin ($S_e < 1$) začína tvorbou austenitu, nadeutektických ($S_e > 1$) tvorbou grafitu a ak $S_e = 1$, prebíha iba eutektická reakcia.

Grafitické eutektikum je anomálne, v ktorom tvorba zárodkov grafitu pre relatívne nízky obsah uhlíka nerozpustného v austenite vyžaduje veľké podchladenie a pritom teplota taveniny nesmie klesnúť pod eutektickú teplotu metastabilného systému, pri ktorej už vzniká cementit. Eutektické tuhnutie grafitických liatin preto musí prebehnúť v intervale medzi teplotami eutektickej premeny stabilnej a metastabilnej sústavy. Čím je tento interval širší, tým je väčšia pravdepodobnosť, že pri eutektickej premene vznikne grafit. Rozširujú ho prvky ako Si, Al, Ni, Cu, Co, Ti a zužujú ho Cr, V, Mn. Tendencia vylučovania uhlíka ako grafitu či už v tvare lamiel alebo guľôčiek závisí nielen od množstva eutektického uhlíka, ale aj od jeho aktivity, ktorú ovplyvňujú sprievodné a legujúce prvky. Schopnosť jednotlivých prvkov podporovať alebo potláčať tvorbu grafitu nie je dosiaľ jednoznačne definovaná a podľa praktických skúseností ich možno zoradiť nasledovne:

+ - Al, C, Si, Ti, Ni, Cu, P, Zr, Nb, W, Mn, Mo, Cr, B, V, S, Mg, Ce, Te - -

Prvky ležiace v strede sú neutrálne, smerom doľava (+) sa ich schopnosť podporovať grafitizáciu zvyšuje a smerom doprava (-) prvky tvorbu grafitu potláčajú. Uvedené rozdelenie prvkov platí

pre prvé štádium grafitizácie, ktoré prebieha v intervale od teploty likvidu po teplotu eutektoidnej premeny. Vplyv týchto prvkov môže byť odlišný pri druhom štádiu grafitizácie, ktoré prebieha pri eutektoidnej premene. Niektoré prvky ako Cu, Sn, Sb a N sa zhromažďujú na stykových plochách austenitu s grafitom a bránia difúznemu prechodu atómov uhlíka do útvarov grafitu. Tým, že zabránia dostatočne rýchlemu odchodu uhlíka z austenitu, tento sa rozpadne na perlit. Prvky ako Ni a Mn rozširujú vo fázovom diagrame oblasť austenitu smerom k nižším teplotám, kedy sa nižšia difúzna rýchlosť uhlíka tiež prejaví tvorbou perlitu. Karbidotvorné prvky ako napr. Cr, V a W s vysokou afinitou k uhlíku v širokom rozsahu teplôt tvoria stabilné karbidy a takto vytváraný deficit uhlíka v tavenine alebo austenite bráni grafitizácii rovnako pri eutektickej ako aj eutektoidnej premene. Vplyv legujúcich prvkov na priebeh eutektickej a eutektoidnej reakcie je uvedený v tabuľke 7.

Tabuľka 7

Vplyv niektorých prvkov na štruktúru liatin

Prvok	Vplyv počas eutektickej reakcie	Vplyv počas eutektoidnej reakcie
Hliník	silne grafitotvorný	podporuje tvorbu feritu a grafitu
Antimón do 0,05%	malý vplyv pri používaných množstvách	silne stabilizuje perlit
Bizmut	podporuje tvorbu karbidov, ale nie je karbidotvorný	veľmi mierne stabilizuje perlit
Bór do 0,15%	silne grafitotvorný	podporuje tvorbu grafitu
Bór nad 0,15%	stabilizuje karbidy	silne podporuje tvorbu perlitu
Chróom	silne karbidotvorný, tvorí stabilné komplexné karbidy	silne perlitotvorný
Meď	mierne grafitotvorný	podporuje tvorbu perlitu
Mangán	mierne karbidotvorný	perlitotvorný
Molybdén	mierne karbidotvorný	silne perlitotvorný
Nikel	grafitotvorný	mierne podporuje tvorbu perlitu
Kremík	silne grafitotvorný	podporuje tvorbu feritu a grafitu
Telúr	mimoriadne podporuje tvorbu karbidov, ale nie je stabilizujúci	veľmi mierne stabilizuje perlit
Cín do 0,03%	malý vplyv pri používaných množstvách	veľmi podporuje tvorbu perlitu
Titan do 0,25%	grafitotvorný	podporuje tvorbu grafitu
Vanád	silne karbidotvorný	silne perlitotvorný

Z obvyklých sprievodných prvkov má na vlastnosti všetkých typov liatin jednoznačne nepriaznivý vplyv síra, ak jej množstvo prevyšuje 0,05%. Do taveniny sa dostáva zo vsádzkových surovín a pri tavení v kuplových peciach z koksu. Ak nie je v liatine (LLG) prítomný mangán, síra sa viaže so železom na FeS, ktorý je v tavenine rozpustný a pri tuhnutí sa vylúči v podobe vycedení medzi primárnymi eutektickými bunkami. Síra tiež zvyšuje náchylnosť liatiny ku metastabilnému tuhnutiu, lebo brzdí rast zárodkov grafitu a rast buniek grafitického eutektika, dôsledkom čoho okolo primárnych buniek vznikne sieťovanie cementitu, ktoré zhoršuje mechanické vlastnosti. Na eliminovanie nepriaznivých dôsledkov síry v LLG sa využíva mangán, ktorý má vysokú afinitu k síre a vytvára s ňou v tavenine nerozpustný sulfid MnS. Ak je množstvo mangánu dostatočne vysoké, prakticky všetka síra sa viaže na MnS, ktorý vytvorí s taveninou suspenziu a po stuhnutí sa v mikroštruktúre vyskytuje ako náhodne distribuované malé častice. Drobné útvary MnS v tavenine tiež slúžia ako grafitizačné zárodky. Potrebný obsah Mn sa určuje podľa stechiometrického pomeru MnS s malým prebytkom:

$$\% Mn = 1,7 \cdot \% S + (0,2 \text{ až } 0,3) \quad (75)$$

Pri nižšom obsahu mangánu vzniká komplexný sulfid, obsahujúci Mn a Fe a pri vyššom zasa prebytočný karbidotvorný Mn spôsobuje náchylnosť liatiny ku metastabilnému (bielemu) tuhnutiu. Eliminovanie prítomnosti síry mangánom má však aj nepríjemné dôsledky. Prítomnosť suspenzných častíc sulfidu MnS zvyšuje viskozitu taveniny a zhoršuje zabichavosť.

V minulosti bola prítomnosť síry vážnym problémom, ale moderná metalurgia ho prekonala. Pre veľkú afinitu síry k modifikačným prvkom v taveninách na výrobu LGG, LČG a tiež v špeciálnych liatinách je prípustný obsah síry nižší než 0,02% a často aj pod 0,01%, a tieto hodnoty sa dnes vo výrobe bežne a reprodukovateľne dosahujú. Pri opise konkrétnych typov liatin budú uvedené ďalšie špecifické vplyvy prítomnosti síry, ale aj iných sprievodných a legujúcich prvkov.

7.1 TUHNUTIE GRAFITICKÝCH LIATIN

Pri tuhnutí grafitických liatin (LLG, LČG a LGG) sa pri eutektickej premene vylúči 40 až 60% z celkového obsahu uhlíka ako grafit a jeho útvary musia v tejto etape tuhnutia získať požadovaný tvar, charakteristický pre daný typ liatiny. Uhlík, ktorý počas ďalšieho chladnutia z austenitu, difúziou vstupuje do útvarov eutektického grafitu ich tvar už významnejšie neovplyvní. Pri dosiahnutí eutektoidnej teploty austenit obsahuje 0,5 až 0,7% uhlíka a produkty jeho rozpadu v intervale teplôt eutektoidnej premeny vytvoria matricu liatiny. Pri eutektoidnej premene sú už podmienky pre difúziu uhlíka nepriaznivé a grafitizácia väčšinou prebehne iba čiastočne, keď časť uhlíka vytvorí perlit. Čím je väčší podiel perlitu v matrici, tým je pevnosť liatiny vyššia a húževnatosť nižšia.

Množstvo útvarov grafitu a tým aj ich veľkosť závisí od množstva a aktivity zárodkov endogénneho alebo exogénneho pôvodu a teploty, pri ktorej vznikajú. Prirodzenými zárodkami grafitizácie v LLG sú častice SiO_2 , ktoré sú produktom reakcie kyslíka s taveninou, ďalej MnS alebo zhluky grafitu zo štruktúry taveniny. Pokiaľ v tavenine nie je dostatočné množstvo zárodkov endogénneho pôvodu, v takom prípade sa musí aplikovať grafitizačné očkovanie. Očkovaním sa vytvorí veľké množstvo v tavenine nerozpustných častíc, na ktorých začne heterogénna nukleácia grafitu. Na očkovanie sa najčastejšie využíva predzliatina FeSi75 s nevyhnutnými sprievodnými prvkami Ca, Ba, Al a pod. Menej často (najmä pre LLG) sa používajú očkovadlá na báze Al s Si, Fe, Cu s aktívnymi prvkami ako Ce a KVZ (kovy vzácnych zemín). Ďalším možným očkovadlom je karbid kremíka SiC , ktorý má vysoký dlhodobý očkovací účinok, lebo sa v tavenine netaví, ale iba pomaly rozpúšťa.

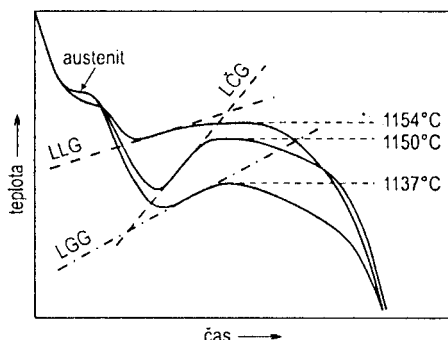
Na mechanické vlastnosti liatin má rozhodujúci vplyv tvar vylúčeného grafitu, ktorý závisí od podmienok tvorby a rastu zárodkov v intervale teplôt eutektickej premeny stabilného a metastabilného systému. Pri tuhnutí čistej zliatiny Fe-C-Si, bez ohľadu na spôsob prípravy taveniny a priebeh tuhnutia, vždy vznikne lupienkový (lamelárny) grafit. Grafit vylúčený v tvare guľičiek alebo červíkovitých útvarov sa dá získať iba z taveniny, ktorá obsahuje vhodné množstvo jedného alebo viacerých prvkov s modifikačným sferoidizačným účinkom. Podľa schopnosti podporovať sferoidizáciu útvarov grafitu - modifikáciu ich tvaru z lupienkového na červíkovitý až guľovitý možno zoradiť aktívne prvky nasledovne: Mg, Ce, Ca, Li, N, K, Be, Y. Prvky Si, Ni a Mo a to v kombinácii s ďalšími prvkami iba veľmi slabo ovplyvňujú tvar grafitu. Antiglobulizačný vplyv

majú prvky Al, As, Ti, Bi, Sb, Pb, Cd a Zr, a za istých okolností KVZ.

Najúčinnejším modifikačným prvkom je Mg, ktorého obsah 0,03 - 0,05% vyvolá tvorbu guľôčkového grafitu a obsah 0,01 - 0,03% tvorbu červíkovitého grafitu. Modifikačný vplyv Mg a ďalších sferoidizačných prvkov na grafit vysvetľuje viaceré teórie, ktoré sa zhodujú v tom, že zárodky grafitu vznikajú v tavenine, ale väčšina objemu *nodulí* (zrn) grafitu sa vytvorí až difúziou z austenitu. Tvar grafitu závisí od rýchlosti chladnutia, teploty taveniny, množstva uhlíka, ktorý sa môže podieľať na eutektickej reakcii a možnosti jeho difúzie z taveniny alebo z austenitu, pričom podľa väčšiny teórií ho najvýznamnejšie ovplyvňuje povrchové napätie na rozhraniach *tavenina-grafit* a *austenit-grafit*. Na tvar eutektického grafitu má tiež vplyv typ častíc, na ktorých začína tvorba zárodkov grafitu, rýchlosť jeho rastu v jednotlivých kryštalografických rovinách, ale aj “dedičné” vlastnosti získané zo vsádzkových surovín.

Častice SiO_2 , MnS a SiC vyvolávajú tvorbu lupienkového grafitu. Tvorbu globulárneho grafitu podporujú produkty reakcií taveniny s modifikačnými prvkami MgO , MgS , CaS a Mg_2Si , ktoré však nie sú schopné vyvolať v modifikovanej liatine grafitizáciu. Tvorja jadrá, na povrchu ktorých sa po očkovaní usadia komplexné hexagonálne silikáty typu $\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$, $\text{BaO} \cdot \text{SiO}_2$ a pod., kryštalograficky blízke mriežke grafitu a tieto už predstavujú účinné grafitizačné zárodky. Očkovanie pri výrobe LGG priamo nezvyšuje počet grafitizačných zárodkov, ale upravuje produkty vytvorené reakciou taveniny s modifikačnými prvkami na zárodky pre rast guľôčkového grafitu. Podľa ďalších teórií, rastu grafitu do tvaru lupienkov zabráňuje adsorpcia modifikačných prvkov na rozhraní grafitu s taveninou a zvýšenie povrchového napätia σ , ktoré z hodnoty okolo $1 \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$ v základnej tavenine sa zvýši na viac než $1,3 \text{ N} \cdot \text{m}^{-1}$ v modifikovanej tavenine. Tvar grafitu ovplyvňuje väčšina sprievodných a legujúcich prvkov v liatinách a na modifikáciu sa veľmi často cielene využíva aditívny účinok viacerých aktívnych prvkov. Moderné modifikátory sú viaczložkové zliatiny s citlivo voleným obsahom komponent, často s protichodným účinkom na sferoidizáciu a poskytujú dobré reprodukovateľné výsledky.

Rozdiely v kinetike rastu lupienkového, červíkovitého a guľového tvaru grafitu sa prejavajú na priebehu kriviek chladnutia LGG, LČG a LGG, ako je to znázornené na obr. 81. Z kriviek chladnutia vyplýva, že tvorba guľôčkového grafitu je podmienená vysokým podchladením, pri ktorom začne tuhnutie a následným stúpnutím teploty - *rekalescenciou*, ktorá je dôsledkom tepla uvoľňovaného pri eutektickej reakcii.



Obr. 81 Krivky chladnutia LLG, LČG a LGG

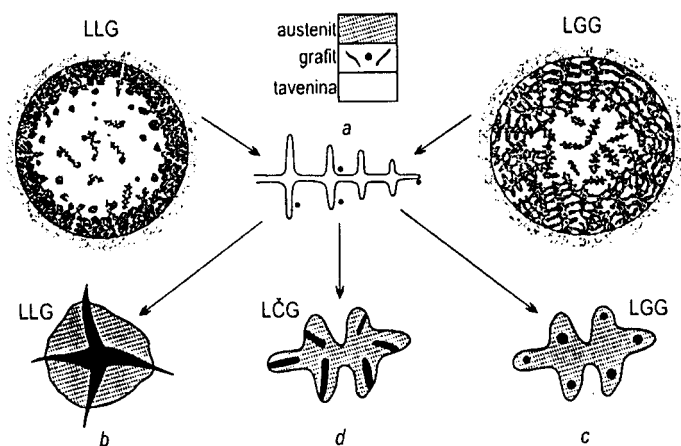
LČG sa správa z hľadiska chladnutia ako nedostatočne modifikovaná liatina LGG. Podchladenie nie je tak výrazné a výraznejšia rekalescencia svedčí o rýchlejšom priebehu eutektickej premeny. U LLG je podchladenie najmenšie, s najmenšími prekážkami pre priebeh eutektickej premeny, ktorá prebieha pri najvyššej teplote, najbližšej k rovnovážnej teplote eutektickej premeny stabilnej sústavy. Meranie

kriviek chladnutia sa v súčasnej praxi často využíva ako metóda kontroly akosti liatiny, ktorá dovoľuje veľmi spoľahlivú predikciu vlastností materiálu odliatku. Ak podchladenie zasiahne pod teplotu eutektickej premeny metastabilného systému (pod 1120°C), vtedy sa v štruktúre vytvorí určitý podiel primárneho cementitu. Takáto situácia môže nastať pri príliš vysokom obsahu modifikačných prvkov (tzv. *premodifikovaním*), alebo pri rýchlom chladnutí na hranách alebo v tenkých stenách odliatku. Na základe meraní kriviek chladnutia a objemových zmien pri eutektickom tuhnutí bol postavený model tuhnutia grafitických liatin s rôznymi tvarmi grafitu.

Na obr. 82 sú znázornené spôsoby tuhnutia odliatku tvaru valca z liatiny s lupienkovým (LLG), červíkovitým (LČG) a guľôčkovým grafitom (LGG). Pri tuhnutí LLG kryštalizácia austenitu začína exogénne a postupne prechádza do endogénneho, kôrkotvorného tuhnutia so súčasnou tvorbou austenitu a zárodkov grafitu. Tuhnutie LGG prebieha spravidla endogénne s tvorbou hrubej kašovitej vrstvy dvojfázovej zmesi, v ktorej sa nezávisle od seba tvoria zárodky austenitu a grafitu a súčasne rastú.

U všetkých typov liatin je prvá tuhá fáza tvorená dendritmi austenitu a malými útvarmi grafitu (obr. 82a). V prípade lamelárneho grafitu (obr. 82b) rastú obe fázy v styku s taveninou až do ukončenia eutektickej premeny. Rast zárodkov grafitu v LGG pri kontakte s taveninou je nevýrazný a trvá veľmi krátku dobu, lebo okolitá tavenina, ochudobnená o uhlík, rýchlo transformuje na austenit, ktorý obklopí rastúce zárodky grafitu a zabráni ich styku s taveninou. Ďalší rast nodulí (zrn) grafitu pokračuje difúziou uhlíka cez austenitickú obálku (obr. 82c). U podeutektickej LGG obaľuje zárodky grafitu najskôr primárny austenit a vzápätí eutektický. Premena taveniny na austenit je sprevádzaná úbytkom objemu okolo 3% a vylúčenie asi 2% uhlíka, ktorý sa môže podie-

Ľat' na eutektickej premene spôsobí zväčšenie celkového objemu tuhej fázy asi o 6,3%. Intenzívny rast guľôčiek grafitu difúziou sa preto prejaví expanziou - zväčšovaním objemu dvojfázovej zmesi prevyšujúcim úbytok objemu tuhnutia austenitu.



Obr. 82 Kinetika tuhnutia liatin s lamelárnym (b), červikovitým (d) a guľôčkovým grafitom (c)

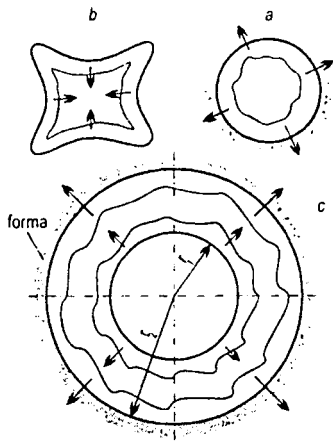
Táto tzv. *predzmrašťovacia expanzia* sa v danom prípade prejaví tlakom odliatku na steny formy a rozťahnutím dutiny podľa toho, koľko dovoľí poddajnosť formy. Zväčšený objem stredových oblastí odliatku potom vyžaduje doplnenie deficitu taveniny náliatkováním. Pri tuhnutí LLG rastie grafit v kontakte s taveninou a rast jeho objemu sa prenáša do taveniny.

Až v neskorších štádiách tuhnutia, keď sa preruší kontakt grafitu s voľnou taveninou, po vytvorení kompaktnej kôry, sa táto mierne rozťahne. Pri tuhnutí stredových oblastí expanzia grafitu kompenzuje celkovú objemovú zmenu tuhnutia a preto odliatky z LLG nie sú náchylné na tvorbu stiahnutí. Tuhnutie LČG je viac podobné LLG než LGG, lebo prebieha za styku taveniny s grafitom, avšak prítomné modifikačné prvky nedovolia jeho rast do hĺbky taveniny, ako je to znázornené na obr. 82d.

K predzmrašťovacej expanzii dochádza, keď v zóne tuhnutia klesne podiel taveniny na 40 až 60% a vytvorí sa vzájomne prepojený skelet austenitu. Následný nárast objemu závisí od množstva grafitu, ktorý počas eutektickej premeny vstúpi do už existujúcich nodulí difúziou z austenitu. Najvyšší je u LGG, kde približne 50% z celkového množstva uhlíka vstupuje do nodulí grafitu difúziou z tuhej fázy, a najnižší u LLG, kde sa väčšina objemu grafitu vytvorí difúziou z voľnej taveniny. Predzmrašťovacia expanzia u LLG je 0,5 až 0,7%, u LČG okolo 1,2% a u LGG dosahuje asi 2,5 až 2,6%.

Dôsledky predzmrašťovacej expanzie závisia od pevnosti formy po odliatí, ale najmä od tvaru odliatku, ako to znázorňuje obr. 83. Sú zvlášť nepríjemné u plných odliatkov, ktorých povrch tvo-

ria iba konvexné (vypuklé) plochy (obr. 83a). Vtedy expanzia povrchovej vrstvy spôsobuje zväčšovanie rozmerov dutiny odliatku, ktorému bráni iba tuhosť formy. Pevnosť pieskových formovacích zmesí spevnených iba ubíjaním dosahuje okolo 120 kPa a nedokáže zabrániť zväčšeniu dutiny vo forme. U nevhodne navrhnutých odliatkov z LGG môže potom objem stiahnutín presiahnuť 10%. Zväčšeniu dutiny odliatku môže dostatočne účinne zabrániť formovacia zmes s pevnosťou okolo 5 MPa, napr. piesková so živicovým alebo silikátovým spojivom. U odliatkov z LGG zdôrazňuje negatívne dôsledky predzmrašťovacej expanzie aj samotný spôsob tuhnutia.



Obr. 83 Predzmrašťovacia expanzia v odliatkoch rôzneho tvaru

V odliatku tvaru tyče, ktorej povrch tvoria iba konvexné plochy (napr. valcovej) s modulom $M < 6$ mm, prebieha tuhnutie súčasne po celom priereze. Deficit objemu spôsobený expanziou povrchovej vrstvy nie je možné nahrádzať dosadzovaním taveniny a prejaví sa vnútornou pórovitosťou. Preto objem pórov a mikrostiahnutí v odliatku liatom do formy vyrobenej na surovo presahuje 10%.

Použitie zmesi s pevnosťou nad 5 MPa obmedzí rozťahnutie dutiny natoľko, že objem pórov sa zmenší približne na 1,5%. Priaznivejšia situácia je v prierezoch s modulom $M > 10$ mm, v ktorých tuhnutie prebieha postupne, s voľnou

taveninou aj v období, keď dochádza k expanzii povrchovej vrstvy. Vtedy vznikajúci úbytok objemu nahrádza tavenina z náliatku alebo z vtokovej sústavy. Pri pokračujúcom tuhnutí, keď je pevnosť rozťahnutej povrchovej vrstvy väčšia než 10 MPa, sa expanzia hlbších vrstiev prenáša iba smerom do taveniny, kde pôsobí proti vzniku stiahnutiny. Dosadzovanie taveniny je potrebné iba na začiatku tuhnutia, a preto sa u grafických liatin často môže náliatkovanie nahradiť tzv. *rozšírenou vtokovou sústavou*, ktorá zaistí, že odliatok, odliaty aj do poddajnej surovej formy, bude bez stiahnutí i bez potreby náliatkovania.

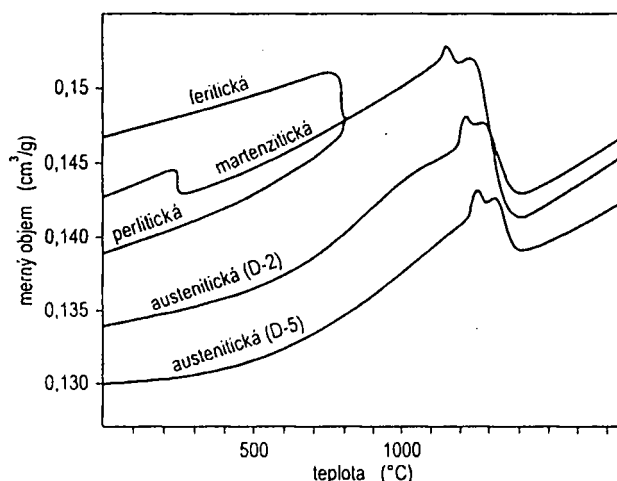
Odlišná situácia nastáva pri odliatku, ktorého väčšinu povrchu tvoria konkávne plochy (obr. 83b). Expanzia stuhnutej kôry sa prejaví jej vydutím smerom dovnútra, čím sa zmenší celkový vnútorný objem odliatku a preto ho vôbec nie je potrebné náliatkovat' bez ohľadu na pevnosť materiálu formy. V skutočnosti nemôže byť povrch odliatku tvorený iba konkávnymi plochami, ale aj vypuklými a rovinnými. Podmienkou pre *beználiekové odlievacie* grafických liatin je, aby zastú-

penie plôch rovinných P_r , konkávných P_{ko} a konvexných P_{kx} na povrchu odliatku spĺňalo podmienku:

$$\frac{P_r + P_{ko}}{P_r + P_{kx}} > 0,75 \quad (76)$$

Ideálnou vnútornou konvexnou plochou odliatku je valcové jadro. V prípade odliatku rúry podľa obr. 83c, nebrzdená expanzia vrstvy okolo jadra účinne znižuje vnútorný objem rúry a kompenzuje nárast objemu spôsobený brzdenou expanziou vrstvy na vonkajšom povrchu rúry. Pri zanedbaní vplyvu čelných plôch rúry je podľa rovnice (76) podmienka beználiekového odlievania splnená, ak priemer jadra $r_1 > 0,75 r_2$. Jadro, ktorého väčšinu povrchu tvoria konvexné plochy (napr. tvaru podľa obr. 83b), má opačný vplyv, t.j. zväčší dutinu odliatku.

Po ukončení eutektickej reakcie obsahuje austenit 1,2 až 1,5% uhlíka a pri ďalšom chladnutí po eutektoidnú teplotu do existujúcich útvarov grafitu difúziou vstúpi 0,7 až 0,8% uhlíka. V tomto intervale teplôt (1120 - 730°C) objemové zmrašťovanie austenitu prevyšuje prírastok objemu vylučovaným grafitom a celkové objemové zmraštenie je asi 3% a lineárne asi 1%. K ďalším objemovým zmenám dochádza pri eutektoidnej premene, keď sa rozpadá austenit na grafit, ferit a perlit a tieto závisia od množstva vylúčeného grafitu alebo eutektoidného perlitu.



Obr. 84 Objemové zmeny počas chladnutia LGG

Objemové zmeny, ku ktorým dochádza v celom priebehu chladnutia rôznych typov LGG, sú uvedené na obr. 84. Objemové zmeny sprevádzajúce eutektoidnú premenu sú totožné pre všetky typy grafitických liatin a lineárne zmraštenie liatin s feritickou matricou je o 0,4 až 0,5% väčšie než s čisto perlitickou matricou. Pri tuhnutí austenitických LGG sa vylučuje menej eutektického uhlíka a preto ich predzmrašťovacia expanzia je nižšia.

Predzmrašťovacia expanzia môže citelne ovplyvniť hodnotu lineárneho zmraštenia odliatkov α_p ,

objem pórovitosti a stiahnutí spôsobený ochladzovaním taveniny pri tuhnutí, a to v závislosti od tuhosti formy a tvaru odliatku. V tabuľke 8 sú uvedené hodnoty súčiniteľov objemového α_v a lineárneho α_l zmraštenia, ktoré sa uplatňujú u reálnych odliatkov z LLG, LČG a LGG.

Tabuľka 8 *Súčinitele objemového a lineárneho zmraštenia v liatinových odliatkoch*

Liatina	Objemové zmraštenie α_v	Lineárne zmraštenie α_l
LLG	1 až 4%	0,8 až 1,3%
LČG	0 až 8%	0,5 až 1,2%
LGG	0 až 13%	0 až 1,25%
austenitická LGG	0 až 10%	1,5 až 2,3%

Hodnota objemového zmraštenia α_v predstavuje súčet objemov pórov a stiahnutí v nenálieťkovaných odliatkoch voči východiskovému objemu taveniny vo forme. Nulová hodnota platí pre také odliatky, ktorých tvar spĺňa podmienku beználieťkového odlievania. Najvyššie hodnoty platia pre tvarovo nevhodne navrhnuté odliatky. Hodnota lineárneho zmraštenia α_l určuje, o koľko musia byť väčšie rozmery modelu voči požadovaným rozmerom odliatku. Najmenej sa zmražia odliatky s feritickou maticou, u ktorých predzmrašťovacia expanzia najviac zväčší dutinu formy, teda odliatky s konvexnými (vypuklými) plochami povrchu, liate do poddajných pieskových foriem.

Z uvedeného opisu tuhnutia grafitických liatin vyplýva niekoľko všeobecných záverov a aplikačných pravidiel:

1. Odliatky z grafitických liatin sa lejú zásadne do pieskových foriem, ktoré zaistia dostatočne pomalé chladnutie v intervale medzi eutektickými teplotami stabilnej a metastabilnej sústavy Fe-C-Si. Vtedy musí úplne prebehnúť eutektická reakcia, t.j. tvorba zárodokov a vylúčenie všetkého eutektického grafítu. Liatie do kovových foriem sa využíva zriedka, iba v špeciálnych prípadoch a vyžaduje osobitné opatrenia.
2. Najmenšiu možnú hrúbku steny odliatkov limituje čas potrebný na úplné prebehnutie eutektickej reakcie, ktorý závisí od zloženia a fyzikálno-metalurgických vlastností taveniny: prítomnosti prvkov, ktoré podporujú alebo potláčajú grafítizáciu, prítomnosti modifikačných

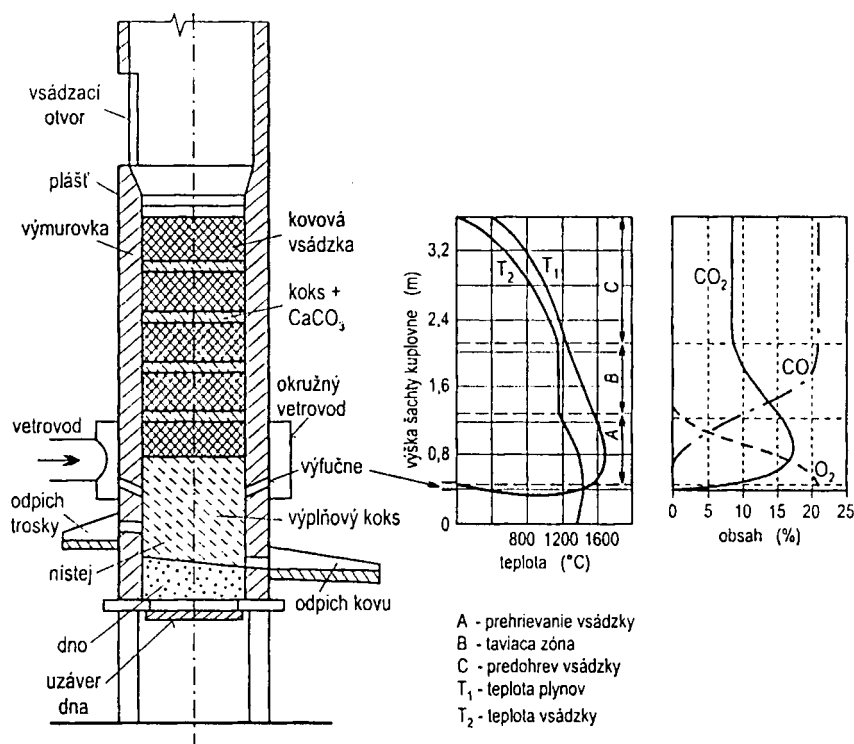
prvkov, aktivity grafitizačných zárodkov, množstva eutektického uhlíka, teploty a pod. Minimálna hrúbka stien odliatkov z grafitizačných liatin je okolo 3 mm.

3. Mechanické vlastnosti a štruktúra liatiny v rôzne hrubých stenách toho istého odliatku chladnúcich odlišnou rýchlosťou sa líšia. Od rýchlosti chladnutia pri eutektoidnej premene závisí podiel feritu a perlitu v matrici určujúci pevnosť matrice, ktorú však možno upraviť tepelným spracovaním. Odlišnú morfológiu ako nevhodnú distribúciu, rozmery alebo tvar grafitu vytvoreného pri eutektickej premene v stenách s veľmi odlišnou hrúbkou nie je možné upraviť.
4. Fyzikálno-metalurgické vlastnosti taveniny s rovnakým základným zložením, ale pripravené v rôznych typoch pecí sa často výrazne líšia, a preto sú spravidla odlišné aj mechanické vlastnosti materiálu toho istého odliatku.
5. Normy pre jednotlivé značky nelegovaných grafitických liatin neuvádzajú chemické zloženie, ale iba mechanické vlastnosti, odporúčaný rozsah hrúbky stien, v ktorých sa bezpečne dajú dosiahnuť a typ matrice (podiel zastúpenia feritu a perlitu).
6. Pri navrhovaní odliatkov je možné a vhodné cielene využiť predzmrašťovaciu expanziu tak, aby ich tvar umožnil beználiekové odlievanie.
7. Pri tepelnom spracovaní feriticko-perlitických liatin treba brať do úvahy, že pri rozpade perlitu na ferit a grafit dochádza k nárastu rozmerov odliatku, ktorý môže dosiahnuť až 0,4%.

7.2 TAVENIE LIATIN

Na tavenie liatin sú vhodné všetky typy pecí, ktoré sa používajú na tavenie ocelí. Avšak, približne 80% liatiny sa taví v *kuplovniach* (*kuplových peciach*), ktoré majú vysokú produktivitu pri veľmi nízkych nákladoch na energiu a umožňujú spracovať rôznorodú kovovú vsádzku ako surové železo, ocelový šrot, vratnú alebo zlomkovú liatinu a ferozliatiny na úpravu chemického zloženia. Na obr. 85 je usporiadanie koksovej kuplovne klasického typu s priebehom teplôt kovovej vsádzky a plynov po výške šachty spolu so zložením spalín. Kuplovňa je šachtová pec s protiprúdovým spôsobom odovzdávania tepla, ktoré sa získava spaľovaním čiernouholného koksu so vzdušným kyslíkom. Priemer kuplovní je 600 až 1200 mm, keď najmenší priemer je limitovaný požiadav-

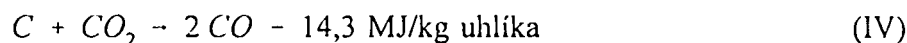
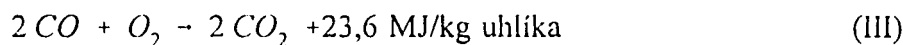
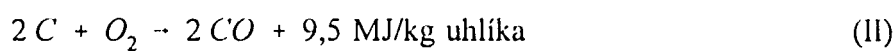
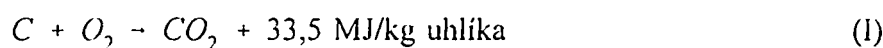
kou na priestor pre vyhotovenie výmurovky a najväčší podmienkami spaľovania v strede. Do pece vstupuje vzduch radom otvorov po obode šachty (výfučňami) z okružného vetrovodu v množstve 80 až 150 m³/min na 1 m² prierezu šachty. Výfučne sú opatrené priezormi na sledovanie priebehu tavenia. Potrebný tlak vzduchu sa pohybuje od 5 do 15 kPa a zaisťuje ho výkonný ventilátor. Tavebný proces začína nasypaním (zavezením) tzv. výplňového koksu približne do výšky taviacej zóny (B).



Obr. 85 Usporiadanie kuplovej pece s priebehom teplôt a zloženia spalín

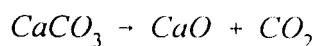
Výplňový koks sa zapáli a prefukovaním vzduchom cez odpichový otvor sa ohreje na teplotu cca 1400°C. Potom nasleduje zavezenie pece vsádzkou, ktorá pozostáva z vrstiev kovu, t.j. surového železa, šrotu a ferozliatin, koksu a vápenca. Po zavezení sa uzatvorí odpichový otvor a spustí fúkanie vzduchu. Po 5 až 10 minútach je možné priezormi výfuční spozorovať prvé kvapky tekutého kovu a trosky, ktoré stekajú po povrchu koksu do nístej a ďalej už prebieha ustálený tavebný režim. Výška výplňového koksu by nemala klesnúť počas chodu pece do polovice výšky prehrievacej zóny (B), lebo na jeho povrchu dochádza k prehrievaniu a nauhličovaniu taveniny. Spotrebovaný výplňový koks nahrádza priebežne koks zo vsádzky. Chemické zloženie taveniny závisí od množstva prvkov dodaných vsádzkou, teploty taveniny, prepálu prvkov zo vsádzky a tzv. prí-

palu (zvýšenia obsahu prvku najmä S). Najväčší význam má zaistenie požadovaného obsahu uhlíka v obvyklej tolerancii $\pm 0,15\%$. Obsah uhlíka v tavenine závisí od zloženia vsádzky (znižuje ho vysoký podiel ocelového šrotu), teploty taveniny, plochy a doby styku taveniny s výplňovým koksom, množstva koksu, viskozity a zloženia trosky. V taviacej zóne dochádza k miernemu prepálu uhlíka zo vsádzky a tavenina vyžaduje nauhličenie. Stupeň nauhličenia taveniny sa zvyšuje s teplotou taveniny a závisí od kusovosti koksu. Drobnější koks pre väčší povrch viac nauhličuje taveninu a väčší koks nauhličuje menej. Rozmery kusov koksu sú od 50 mm do asi 120 mm, drobnější koks sa používa v kuplovniach s menším priemerom a hrubší sa používa v kuplovniach s priemerom šachty nad 1 m. Na výplňový koks sú kladené vysoké nároky na kusovosť, pevnosť a obsah popola, ktorý nesmie prekročiť 10%. Tiež obsah S, ktorý musí byť menší než 0,7%, z ktorého asi 50% vyhorí a unikne so spalinami (S_2 , SO_2 , H_2S a CS_2) a 10% prejde do trosky. Vzduch sa musí po vstupe do kuplovne najskôr ohriať na zápalnú teplotu koksu, ktorá je 600 - 700°C a ochladzuje koks okolo výfuční. Teplota a zloženie spalín po výške a priereze kuplovne preto nie sú konštantné a podľa afinity kyslíka a uhlíka pri danej teplote prebiehajú nasledovné reakcie:



Obsah O_2 počas spaľovania rýchlo klesá z hodnoty okolo 22% vo fúkanom vzduchu a vo výške 0,8 m nad výfučňami sa už v kuplových plynoch nevyskytuje. Okolo výfuční, kde je vzduch ešte chladný, vzniká CO_2 . Jeho obsah sa najskôr zvyšuje na približne 17% a potom dôsledkom vysokej teploty a reakcie (IV) začne klesať až na približne 8%. Obsah CO, ktorý je produktom spaľovania pri teplote vyššej než 1000°C, sa pri reakcii (II) a reakcii (IV) postupne zvyšuje. Vo výške asi 1,2 m nad výfučňami dochádza v dôsledku reakcie (IV) k miestnemu stúpnutiu obsahu CO až na 35%, čo je viac než zodpovedá stechiometrickému pomeru spaľovania. Obsah CO sa postupne vyrovná po celom priereze kuplovne, až sa ustáli na hodnote 22% a v tejto koncentrácii spolu s 8% CO_2 , atmosférickým dusíkom a malým množstvom ostatných plynov odchádza v kychtovom plyne z kuplovne. Spaľovacie teplo koksu, ktoré sa nevyužilo na tavenie, ohrieva vsádzku, zbavuje koks vody a odpariteľných zložiek a na spodnej časti predohrievacej zóny (C) pri teplote okolo

1100°C rozkladá vápenec v reakcii:

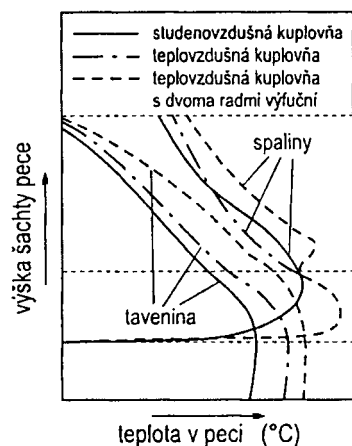


Vzniknutý bázičný oxid CaO vytvorí s popolom z koksu, s odtavenou výmurovkou a nečistotami z kovovej vsádzky trosku. Množstvo vápenca býva 20 až 30% z hmotnosti koksu a treba ho zvýšiť, ak sa vo vsádzke nachádza príliš veľa kremičitého piesku, ktorý znižuje zásaditosť trosky a jej odsírovaciu schopnosť.

Tavebný výkon klasickej kuplovej pece je okolo 5 ton za hodinu na 1 m² prierezu šachty kuplovne a spotreba koksu (okrem výplňoveného) je okolo 16%, t.j. 160 kg na tonu taveniny. Odpich (vypúšťanie taveniny) sa uskutočňuje prerazením odpichového otvoru a po odobraní 500 až 1500 kg taveniny sa zapchá. Po 3 až 5 odpichoch kovu sa robí odpich trosky. Pri požiadavke väčšej dávky taveniny sa môže pec naplniť taveninou, až kým hladina trosky nedosiahne úroveň výfuční. Kolísanie hladiny taveniny, pohyb vsádzky smerom nadol a vysoká teplota spôsobujú veľké opotrebenie výmurovky okolo výfuční a v nísteji, ktoré limituje dobu nepretržitého chodu kuplovne klasického typu na približne 14 až 18 hodín. Tavebný cyklus sa po roztavení všetkej vsádzky po poslednom odpichu končí otvorením uzáveru dna a vysypaním zvyškov pod pec. Po vychladnutí pece nasleduje oprava výmurovky a príprava na ďalší cyklus, ktorý začne 24 hodín po predchádzajúcom cykle. Nepretržitá dvojsmenná prevádzka zlievarne preto vyžaduje dvojicu pecí, z ktorých vždy jedna taví a druhá sa pripravuje na ďalší pracovný cyklus.

Kuplovne prešli rozsiahlym vývojom, ktorý bol zameraný najmä na predĺženie doby nepretržitého chodu, zníženie spotreby koksu a nasírenia, zaistenie rovnorodého chemického zloženia taveniny, zvýšenie tavebného výkonu a teploty taveniny a tiež zníženie nepriaznivého dopadu na životné prostredie. Spotreba koksu sa znižuje na približne 14% u kuplovni s dvoma radmi výfuční nad sebou, keď spodným radom vstupuje asi 60% vzduchu a zvyšok vrchným. Touto úpravou sa rozšíri taviace pásmo a zvýši sa teplota taveniny. Ďalšie zníženie spotreby koksu až na 8% (80 kg na 1 tonu taveniny) sa dá dosiahnuť predohrevom spaľovacieho vzduchu v rekuperátoroch, ktoré sa ohrievajú teplom kychtových plynov s obsahom CO asi 22%. Účinnosť rekuperácie závisí od technickej úrovne zariadení a môže zaistiť ohriatie vzduchu asi do 520°C. Predohrev vzduchu v tzv. teplovzdušných kuplovniach tým, že obmedzí ohrev vzduchu v peci zvýši teplotu taveniny, tavebný výkon stúpne na približne 10 t/min na 1 m² prierezu šachty a zvýši sa nahličenie. Vďaka

malej spotrebe koksu pri vhodnej kovovej vsádzke a použití silne bázeickej trosky je možné získať taveninu s obsahom síry pod 0,02%, ktorá je priamo použiteľná na výrobu LGG a LČG. Pribeh teploty spalín a taveniny v rôznych typoch kuplovní je znázornený na obr. 86.



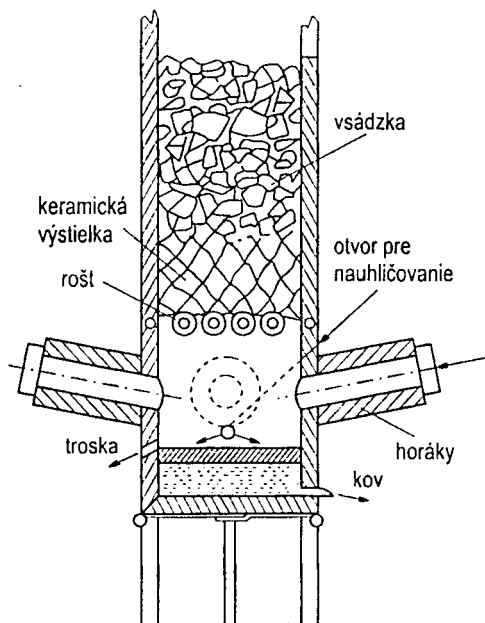
Obr. 86 Pribeh teploty spalín a taveniny

Zvýšenie teploty taveniny a zníženie spotreby koksu sa dá dosiahnuť fúkaním kyslíka do výfuční alebo do nísteje, ktorým sa zvyšuje obsah atmosferického O_2 o 1 až 3% a znižuje obsah emisií NO_x . Ďalším vývojovým typom sú *bezvýmurovkové kuplovne*, kde funkciu výmurovky okolo výfuční nahrádza vrstva trosky, stuhnutej na vodou chladenom ocel'ovom plášti kuplovne. V súčasnosti nie sú pokladané za perspektívne, lebo dobu nepretržitej činnosti limituje životnosť nevyhnutnej výmurovky nísteja, ktorá neprekračuje týždeň pri použití grafitu alebo 30 dní pri použití špeciálnej keramiky. Ďalšou nevýhodou je, že majú vyššiu spotrebu koksu danú vyššími tepelnými stratami.

Ďalším trendom je náhrada odpichov nepretržitým vypúšťaním taveniny a trosky do zásobníka taveniny pred pecou do tzv. *predpecie*, v ktorom sa uskutoční separácia trosky a prípadná metalurgická úprava taveniny. V studenom predpeci sa využíva iba akumulované teplo taveniny, ale veľkým prínosom sa stali vyhrievané predpecie, ktoré umožňujú tzv. *duplexný postup tavenia*. Ich výhodou sú veľké možnosti úpravy chemického zloženia a teploty taveniny pri veľmi nízkych nákladoch na energiu. V praxi sa využíva kombinácia kuplovej pece s jednou alebo s dvoma indukčnými pecami najčastejšie kanálovými, ale aj tégľovými. Činnosť s dvoma pecami je výhodnejšia, lebo kým sa tavenina v jednej peci zhromažďuje a upravuje, z druhej sa odoberá.

Posledným vývojovým typom sú *bezkoksové kuplovne*, u ktorých sa zachováva protiprúdová výmena tepla, ktoré však dodáva spaľovanie plynu alebo tekutých palív. V kuplovni znázornenej na obr. 87 spaliny zo 4 až 6 horákov prechádzajú vodou chladeným roštom, ktorý je pokrytý žiaruvzdornou keramikou, do vrstvy keramickej drviny a potom do vsádzky. Vsádzka pozostáva hlavne zo zlomkovej liatiny, ocel'ového šrotu alebo surového železa (do 30%) so 4 až 5% vápenca. Spaľovanie plynu alebo ekologicky menej výhodného oleja (obsahuje S) prebieha s miernym nedostatkom vzduchu, aby sa zaistila redukčná atmosféra v taviacej zóne. Spaliny ohrievajú nís-

tej, kde sa zhromažďuje tavenina, ktorú však treba osobitne nauhličovať. Dovoľujú pripraviť taveninu s obsahom C nižším než 3% (napr. na výrobu TLČ), pri ktorom sú v koksových kuplovniach už problémy s tavením. Bezkoksové kuplovne sú ekologicky výhodnejšie, lebo úlet prachu je podstatne nižší než u koksových a v spalinách plynu úplne absentujú zlúčeniny síry.



Obr. 87 Bezkoksová kuplová pec

Spoločným znakom všetkých typov kuplových pecí je, že najlacnejšia vstupná surovina - oceľový šrot - môže tvoriť maximálne 30% vsádzky, pretože má vysokú teplotu tavenia, veľké objekty môžu spôsobiť zaklinenie vsádzky v šachte a poškodiť výmurovku. Oceľový šrot svojím "dedičným" vplyvom zvyšuje sklon liatiny k tvorbe zákalky a zhoršuje zabiehavosť. Dedičnosť sa dá potlačiť vyššou teplotou taveniny a vyšším obsahom CaO v troske.

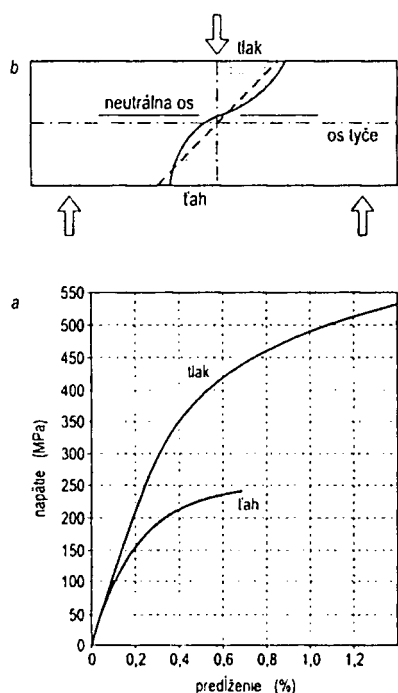
Spracovanie vsádzky pozostávajúcej iba z oceľového šrotu je možné iba v elektrických indukčných alebo oblúkových peciach. Postup tavenia spočíva v natavení vsádzky a nauhličení

taveniny vhodným nauhličovadlom s obsahom C > 85% s čo najnižším obsahom síry. Liatina vyrobená nauhličením taveniny z oceľového šrotu sa označuje ako *syntetická liatina*. Pri vyšších nárokoch na kvalitu taveniny, napr. pri výrobe LLG, je postup totožný ako pri tavbe ocele, s tým rozdielom, že po ukončení oxidačnej etapy počas rafinačnej etapy tavby už prebieha nauhličovanie. Zo vsadeného grafitu vstúpi do taveniny 70 až 90% a spotreba energie sa pohybuje od 0,75 do 2 kWh na 1 kg taveniny. Pri tavení v indukčných peciach je odsírovací účinok chladných trosiek nízky a používa sa na zrážacie odsírenie najčastejšie pomocou CaC_2 . Celkové náklady na prípravu taveniny v elektrických peciach zvyšujú vysoké investičné náklady a nízky tavebný výkon udávaný v tonách/hod./m².

Podľa štatistík, energetická náročnosť a celkové náklady na taveninu i s nákladmi na čistenie exhalátov sú najnižšie u koksových kuplovní a pri výrobe LGG u koksových kuplovní s duplexným postupom tavenia.

7.3 LIATINA S LUPIENKOVÝM GRAFITOM

Liatina s lupienkovým grafitom (LLG) je najstarším a najrozšírenejším materiálom odliatkov na báze železa. Ročný objem celosvetovej produkcie prevyšuje 40 mil. ton a predstavuje okolo 55% celkovej produkcie. Vlastnosti LLG závisia od objemu vylúčeného grafitu, rozmerov a rozloženia lupienkov grafitu a od vlastností matrice. Úžitkové vlastnosti LLG sú lepšie než zodpovedajúce veľmi nízkej ťažnosti a pevnosti. Je to spôsobené odlišnými elastickými vlastnosťami a hodnotami modulu pružnosti v tlaku a ťahu ako je to vidieť na zaťažovacej charakteristike na obr. 88a.



Obr. 88 Zaťažovacia charakteristika LLG a priebeh napätia v ohýbanom nosníku

Vyššia hodnota modulu pružnosti v tlaku spôsobuje, že pri namáhaní ohybom sa os s nulovou hodnotou napätia posunie smerom k tlakom namáhanej strane a zväčší sa prierez namáhaný ťahom (obr. 88b).

Nelegovaná liatina obsahuje menej než 3% Si, 1,2% Mn a 0,8% P, pokiaľ nie je z technologických príčin obsah P zámerne zvýšený. Pevnosť a úžitkové vlastnosti LLG závisia od zastúpenia feritu a perlitu v kovovej matrici a tiež od množstva grafitu, zmenšujúceho prierez matrice. Liatina s čisto feritickou štruktúrou sa získa z taveniny so stupňom eutektickosti S_e 1,05 až 1,1 a má pevnosť 100 - 150 MPa. Používa sa na diely kúrenísk, kanalizačnú liatinu a smaltovaný tovar. Feriticko-perlitické liatiny sa vyrábajú z taveniny s

S_e 0,9 až 1 a majú pevnosť 150 - 200 MPa. Odliievajú sa z nich poklopy, ložiskové domce, telesá čerpadiel a ventilov, remenice a pod. Ďalšie zvýšenie pevnosti nad 200 do 350 MPa už vyžaduje perlitickú štruktúru a menej grafitu v priereze, čo sa dosahuje so stupňom eutektickosti S_e 0,75 až 0,9, ktorý prináša riziko zákalky v tenkých stenách. Na úpravu množstva a morfológie grafitu a na obmedzenie tvorby zákalky sa využíva grafitizačné očkovanie. Naopak, na zvýšenie podielu perlitu sa využíva perlitizačné očkovanie prvkami ako Bi, Sb a Sn.

LLG sú označované podľa normy STN 42 0953 a charakteristické vlastnosti jednotlivých značiek sú uvedené v tabuľke 9. Základné mechanické vlastnosti liatiny (a tým aj zatriedenie) je možné zlepšiť u nízkolegovaných liatin malým množstvom prvkov ako Mo, Ni, Cu, V, Cr, Al približne do 1,5%.

Tabuľka 9

Prehľad základných vlastností liatin s lupienkovým grafitom

		Norma STN					
		42 2410	42 2415	42 2420	42 2425	42 2430	42 2435
štruktúra		ferit (perlit)	ferit + perlit	perlit + ferit	perlit (ferit)	perlit	ferit
min. hrúbka steny (mm)		3	4	5	10	15	20
max. hrúbka steny (mm)		15	30	40	50	70	100
max. dovolená tvrdosť (HB)		180	200	220	240	260	270
min. Rm (MPa)		100	150	200	250	300	350
hrúbka steny 4 - 8 mm	Rm (MPa)	190	230				
	tvrdosť (HB)	160-210	170-250				
8 - 15 mm	Rm (MPa)	140	180	230			
	tvrdosť (HB)	130-190	150-210	170-240			
15 - 30 mm	Rm (MPa)	100	150	200	250	300	350
	tvrdosť (HB)	120-160	140-200	160-220	180-240	200-260	210-270
30 - 45 mm	Rm (MPa)			180	210	260	310
	tvrdosť (HB)			160-210	170-250	190-250	200-260
45 - 80 mm	Rm (MPa)				180	230	280
	tvrdosť (HB)				160-230	180-240	190-250
80 - 120 mm	Rm (MPa)					200	250
	tvrdosť (HB)					170-230	180-240

Tepelné spracovanie LLG sa obmedzuje na žihanie na odstránenie vnútorných napätí, ktoré vzhľadom na krehkosť materiálu odliatkov vyžaduje veľmi pomalý ohrev do teploty plasticity, ktorá je 350 až 450°C. Teplota žihania nelegovanej LLG by nemala prekročiť 550°C a nízkolegovanej asi 600°C, aby nedošlo k rozpadu perlitu. Doba žihania sa volí 1 hodina + 1 hodina na každých 25 mm hrúbky steny. Chladnutie tiež musí byť veľmi pomalé, aby nevznikli nové vnútorné napätia. Iné typy tepelného spracovania sa prakticky vôbec nepoužívajú, lebo ich prínos k vlastnostiam LLG nie je adekvátny vynaloženým nákladom.

7.4 LIATINA S GULÔČKOVÝM GRAFITOM

Grafít získa tvar guľôčiek dôsledkom podmienok kryštalizácie, vyvolaných prítomnosťou aktívnych prvkov zavedených do taveniny pri jej metalurgickej úprave. Základný modifikačný prvok Mg v množstve 0,03-0,06% so stopovými Ce, Ca a pod. vyvolávajú tendenciu liatiny tuhnúť metastabilne, a preto musí súčasne alebo čo najskôr prebehnúť očkovanie taveniny, ktorého cieľom je vytvorenie nadkriticky veľkých zárodkov grafítu a podporenie ich rastu. Základná tavenina má mať čo najnižší obsah síry, obvykle 0,01-0,02% a základnými zložkami sú uhlík a kremík. Nelegované liatiny s guľôčkovým grafítom (LGG) sa delia podľa minimálnej pevnosti v ťahu a ďalších mechanických vlastností. Normalizované druhy LGG podľa STN sú uvedené v tabuľke 10.

Tabuľka 10

Prehľad normalizovaných druhov liatiny s guľôčkovým grafítom

Norma STN	Štruktúra matrice	R _m (MPa)	R _{p0,2} (MPa)	A ₅ (%)	Tvrdosť (HB)	KCU3 (J.cm ⁻²)	Hustota (kg.m ⁻³)	E (GPa)
42 2303	ferit	370	230	17	140-180	14	7010	169
42 2304	ferit	400	250	12	150-200	10	7040	169
42 2305	ferit + perlit	500	320	7	170-240	---	7050	169
42 2306	perlit + (ferit)	600	370	3	190-270	---	7060	169
42 2307	perlit	700	420	2	230-300	---	7070	169
42 2308	perlit + bainit	800	480	2	250-350	---	7080	169
42 2314	ferit	400	250	18	130-180	16	7040	169
42 2340	ferit	300	---	---	260-320	---	7070	180

Liatina 42 2314 má zaručenú hodnotu vrubovej húževnatosti 16 J.cm⁻² pri teplote -20°C. Feritická LGG 42 2340 má zaručenú žiaruvzdornosť do 820°C.

Dosiahnutie dobrých mechanických vlastností je podmienené vytvorením čo najväčšieho množstva globulí grafítu rovnomerne rozložených v matrici, čo závisí nielen od chemického zloženia taveniny, ale aj od gradientov chladnutia, daných hrúbkou stien odliatku a tepelnou vodivosťou zlievarenskej formy. Vlastnosti jednotlivých značiek tvárnej liatiny závisia hlavne od podmienok chladnutia, daných hrúbkou stien odliatkov. Norma preto neurčuje zloženie materiálu a treba ho voliť individuálne pre konkrétne podmienky chladnutia daného odliatku. Obsah Si by nemal pre-

kročiť hranicu 3% vzhľadom na nepriaznivý vplyv tohto prvku na vrubovú húževnatosť LGG pri nízkych teplotách.

Koreláciu medzi hrúbkou stien odliatku a obsahmi celkového a ekvivalentného uhlíka, pri ktorých sa dosahujú najvyššie hodnoty ťažnosti a vrubovej húževnatosti, zohľadňujú vzťahy pre priamy výpočet ekvivalentného (C_{ekv}) a celkového (C) obsahu uhlíka, ktoré platia pre formovanie na surovo do prírodných alebo syntetických zmesí:

$$C_{ekv} = 5,13 - 0,52 \log t \quad (77)$$

$$C = 4,3 - 0,46 \log t \quad (78)$$

Do vzťahov (77) a (78) sa dosadzuje hodnota hrúbky steny t odliatku v mm a vyrátané hodnoty C_{ekv} a C sú v hmot.%. Obsah Si je možné určiť zo známeho vzťahu pre výpočet ekvivalentného obsahu uhlíka:

$$C_{ekv} = C + 0,31 Si \quad \text{alebo} \quad Si = 3,22 (C_{ekv} - C) \quad (79)$$

Vzťah (79) nezohľadňuje ďalšie obvyklé sprievodné prvky, lebo u LGG je ich obsah až na výnimky (austenitická liatina a pod.) veľmi nízky, a preto ich vplyv na ekvivalentný obsah C je v danom prípade zanedbateľný. Obsah P nesmie prekročiť 0,03% a obsah karbidotvorných prvkov je ohraňovaný ešte viac. Obsah obvyklého sprievodného Mn by mal byť u LGG čo najnižší, lebo podporuje tvorbu primárneho cementitu a pri obsahu nad 0,4% už dochádza k citelnému poklesu vrubovej húževnatosti, hlavne v hrubších stenách. Z karbidotvorných prvkov tvorí istú výnimku Ti, ktorého obsah 0,01-0,03% priaznivo vplýva na morfológiu grafítu. Z technologického hľadiska je nepochybne veľmi dôležitý obsah Mg, ktorý by mal byť v tenkých stenách bližšie k dolnej hranici (znižujú sa nároky na očkovanie), kým v hrubých k hornej.

Pokiaľ sa vyskytujú v odliatku steny rôznej hrúbky, nie je vhodné pri výpočte zloženia vychádzať z niektorej z hraničných hrúbok. Z hľadiska dodržania prijateľného pomeru medzi obsahom feritu a perlitu v najhrubších a najtenších stenách je najvýhodnejšia voľba aritmetického priemeru obsahu C a C_{ekv} pre najtenšiu a najhrubšiu stenu, vyrátaných podľa rovníc (77) a (78). Využitím zákonitostí pre operácie s logaritmi pre výpočet obsahu C a C_{ekv} dostaneme:

$$C_{ekv} = 5,13 - 0,26 \log(t_{\max} \cdot t_{\min}) \quad (80)$$

$$C' = 4,3 - 0,23 \log(t_{\max} \cdot t_{\min}) \quad (81)$$

Do rovníc (80) a (81) sa dosadzujú hodnoty hrúbky najtenšej t_{\min} a najhrubšej t_{\max} steny odliatku v mm a vyrátané hodnoty C_{ekv} a C' sú v hmot.% analogicky so vzťahmi (77) a (78). Zohľadňujú skutočnosť, že v reálnych odliatkoch sú steny rôznej hrúbky a zaistujú dodržanie prijateľného rozdielu mechanických vlastností a štruktúry v najhrubších a najtenších stenách. Platia pre odliatky tvorené plošnými útvarmi, ktorých dĺžka a šírka sú 6-násobne väčšie než ich hrúbka. Pri iných geometrických útvaroch sa zmení pomer medzi ich objemom a ochladzovanou plochou, čo dobre zohľadňuje kritériálna veličina - modul. Hodnota modulu je proporcionálna k rýchlosti chladnutia a umožňuje pre jednotlivé časti odliatku určiť efektívne hrúbky stien t_{ef} , keď $t_{ef} = 2M$. Najnižšie a najvyššie efektívne hodnoty sa ako smerodajné t_{\max} a t_{\min} potom dosadzujú do vzťahov (80) a (81). U plného valca s priemerom d bude $t_{ef}=d/2$, u štvorcovej tyče so stranou b bude $t_{ef}=b/2$ a pri kocke s dĺžkou hrany a bude $t_{ef}=a/4$. V prípade odlievania bloku v tvare kocky s dĺžkou strany 400 mm a s hmotnosťou okolo 430 kg, tento bude tuhnúť za rovnakých termodynamických podmienok ako stena s hrúbkou 100 mm.

Aby mal materiál v celom odliatku v liatom stave vlastnosti požadovanej značky LGG, nesmú sa hrúbky jeho stien príliš odlišovať. U odliatkov s najtenšou stenou pod 10 mm môže byť pomer hrúbok najhrubšej k najtenšej stene $t_{\max}:t_{\min} < 6:1$. U prevažne hrubostenných odliatkov, nad 15 mm, už pomer hrúbok 4:1 vedie k príliš veľkým rozdielom v štruktúre a vlastnostiach materiálu. Pokiaľ to je možné, vyhýbame stenám hrubším než 50 mm, lebo v hrubostenných odliatkoch je problematické dosiahnutie štruktúrnej charakteristiky a mechanických vlastností blízky optimálnym pre veľmi úzky interval použiteľného chemického zloženia. U odliatkov uprednostňujeme tenké steny (<15 mm) aj preto, že v tenších stenách má materiál vždy vyššiu pevnosť, ale čo je významné, aj vyššie hodnoty ťažnosti a vrubovej húževnatosti v porovnaní s hrubšími stenami.

Pri požiadavke vyššej pevnosti než poskytuje feriticko-perlitická štruktúra po odliatí, aby sa bolo možné vyhnúť tepelnému spracovaniu (z cenových dôvodov), sa využíva zvýšenie podielu perlitu v matrici na úkor feritu legovaním. Legúry však nesmú ovplyvniť tvar grafitu a iniciovať tvorbu primárneho cementitu, čo obmedzuje ich výber na Sn, Cu alebo súčasnú aplikáciu Cu s Sn, prípadne Ni s Mo. Takýmto legovaním je dosiahnuteľné rozpätie pevnosti Rm 400÷750 MPa, resp.

$R_{p0,2}$ 250÷500 MPa, pričom obsah Si a C určený podľa vzťahov (77) až (81) zaistí najvyššie hodnoty ťažnosti. Pevnosť prevyšujúcu 750 MPa môže zaistiť iba prítomnosť bainitu v štruktúre.

V moderných typoch nízkolegovaných LGG (do STN budú prevzaté z EN) je základné zloženie Fe-C-Si doplnené legujúcimi prvkami v množstve do 3%, hlavne s cieľom upraviť technologické vlastnosti pre požiadavky tepelného spracovania.

Osobitnou skupinou LGG sú liatiny s maticou tvorenou stabilným austenitom. Vznikli vývojom z liatiny s lupienkovým grafitom s obsahom legúr 15% Ni - 6% Cu - 2% Cr, ktorá bola označovaná ako Ni-Resist a tento názov sa v literatúre používa aj pre súčasné austenitické liatiny s guľôčkovým grafitom. Stabilitu austenitu zaistuje obsah Ni 20 až 36% a špeciálne úžitkové vlastnosti ako žiaruvzdornosť, žiarupevnosť, vysokú ťažnosť, nemagnetickosť, oteruvzdornosť, vhodnosť pre kryogénnu techniku a pod. zaistujú ďalšie legujúce prvky. V tabuľke 11 sú uvedené zloženia, vlastnosti a použitie najznámejších typov austenitických LGG podľa noriem ASTM (USA) a EN (EURO-normy).

Podľa vzťahu (74), 18 až 36% Ni zníži eutektickú koncentráciu C o 1,1 až 2,1%, zníži ju aj prítomnosť Si a pri celkovom obsahu $C < 2,4$ až 3% sa tieto liatiny správajú ako nadeutektické. Austenitické LGG sa vyznačujú veľkým intervalom tuhnutia a navyše majú zlú tepelnú vodivosť ($\lambda = 12,6 \text{ Wm}^{-1}\cdot\text{K}^{-1}$). Ich tuhnutie prebieha vo veľmi hrubej vrstve, predzmrašťovacia expanzia spôsobuje nárast veľkých objemov a veľké vnútorné tlaky, čím sa zvyšuje riziko pórovitosti odliatkov. Najrozšírenejšie sú liatiny s obsahom Ni 20 až 24%, ktoré sa vyznačujú vysokou ťažnosťou, odolnosťou voči korózii a abrazívnemu opotrebeniu. Majú vysokú tepelnú rozťažnosť $\alpha_t = 18$ až $18,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, blízku Al zliatinám. Pro obsahu Ni okolo 30% sa dosahuje vyššia odolnosť voči korózii a súčiniteľ tepelnej rozťažnosti týchto liatin $\alpha_t = 12 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ je blízky nízkouhlíkovým oceliam. Skupina LGG s obsahom Ni okolo 35% sa vyznačuje najmä nízkou tepelnou rozťažnosťou $\alpha_t = 4$ až $5 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$. Liatiny sú určené na výrobu presných strojových súčiastok a nástrojov, u ktorých sa požaduje veľmi nízka tepelná rozťažnosť a vysoká odolnosť voči korózii pri vysokých teplotách. Tvrdosť austenitických liatin sa pohybuje v rozmedzí 120 až 200 HB a pri obsahu Cr okolo 4% v dôsledku prítomnosti karbidov sa ich tvrdosť zvyšuje asi na 260 HB.

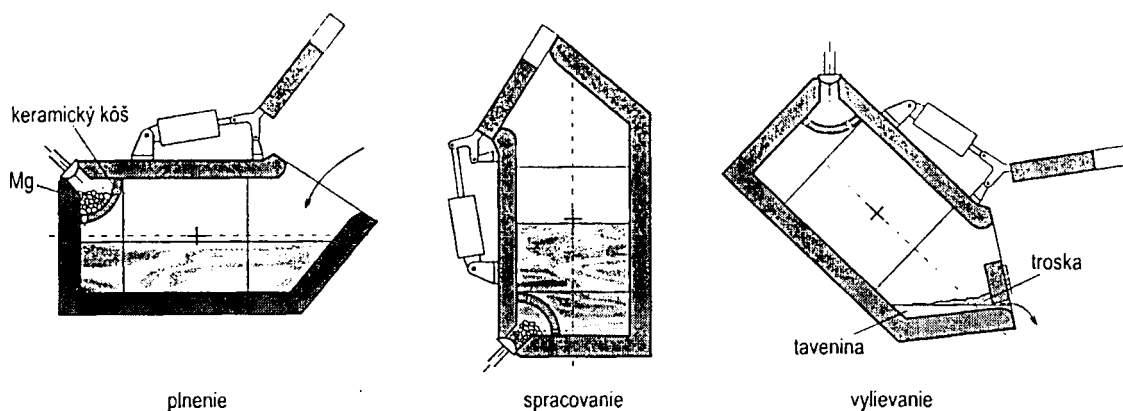
Norma ASTM EN:JL	Rm (MPa)	Rp0,2 (MPa)	A5 (%)	Chem. zloženie (hmot.%)					Použitie
				C	Si	Mn	Ni	Cr	
D-2 20 401	370	210	7	max 3,0	1,5 3,0	0,7 1,2	18 22	1,7 2,7	odolná voči korózii, erózii, oxidácii, pevnosť za vysokých tep.
D-2B 20 101	390	210	7	max 3,0	1,5 3,0	0,7 1,2	18 22	2,7 4,0	odolná voči korózii, erózii, opotrebeniu - telesá kompresorov
D-2C 20 201	370	170	20	max 2,9	1,0 3,0	1,8 2,4	21 24	0,5	odolná voči korózii, žiaru - vedenia elektród
D-ZM 20 301	440	210	25	max 2,7	2,2 2,5	1,5 4,5	21 24	0,2 3,7	ťažnosť do -250°C - kompresory, čerpadlá
D-3 30 201	370	210	7	max 2,6	1,0 2,8	1,0	28 32	2,5 3,5	odolná voči tepelným rázom, oteru, korózii - turbíny
D-3A	370	210	13	max 2,6	1,0 2,8	1,0	28 32	1,0	odolná voči oteru, dobre obrábiteľná - krúžky ložísk
D-4 30 301	390	240	1	max 2,6	5,0 6,0	1,0	28 32	4,5 5,5	odolná voči korózii, erózii, oxidácii, krehká - výfuk. potrubia
D-5 20 501	370	210	20	max 2,4	1,0 2,8	1,0	34 36	0,1	min. teplotná rozťažnosť - sklársky priemysel, turbíny
D-5B 30 401	370	210	7	max 2,4	1,0 2,8	1,0	34 36	2,0 3,0	min. teplotná rozťažnosť, odolná voči oxidácii - kompresory

7.4.1 MODIFIKÁCIA A OČKOVANIE

Súčasná výroba LGG je založená na aplikácii modifikátorov na báze horčika, a to buď kovového s obsahom >90% Mg, alebo predzliatin obsahujúcich 5 až 30% Mg s Si, Fe, Ni alebo Cu s ďalšími sprievodnými prvkami ako Ca, Al, Ti a pod. Hlavný problém pri modifikačnom spracovaní taveniny spôsobuje horčík, ktorý má bod varu pri teplote 1107°C. Po vsadení do taveniny sa prudko vyparuje a jeho pary horia jasným bielym plameňom. Rovnovážny tlak pár Mg nad hladinou je 0,6 až 1,2 MPa v závislosti od teploty taveniny. Prudko reaguje so sírou za vzniku MgS, keď podľa stechiometrického pomeru 1 hm. % S viaže 0,76 hm.% Mg. Z horčika vsadeného do vychodiskovej taveniny sa časť spotrebuje na viazanie síry a kyslíka v tavenine, časť sa odparí a aby vznikol guľôčkový grafit, musí v tavenine zostať zvyškový obsah Mg 0,03 až 0,06%. Ak tavenina obsahuje menej než 0,015% S, nie je potrebné zohľadňovať spotrebu Mg na odsírenie. Vývoj po-

stupov modifikovania bol zameraný na znižovanie strát Mg odparením, zaistenie jeho definovaného obsahu v tavenine, ekologizáciu procesu a skrátenie doby potrebnej na metalurgické operácie.

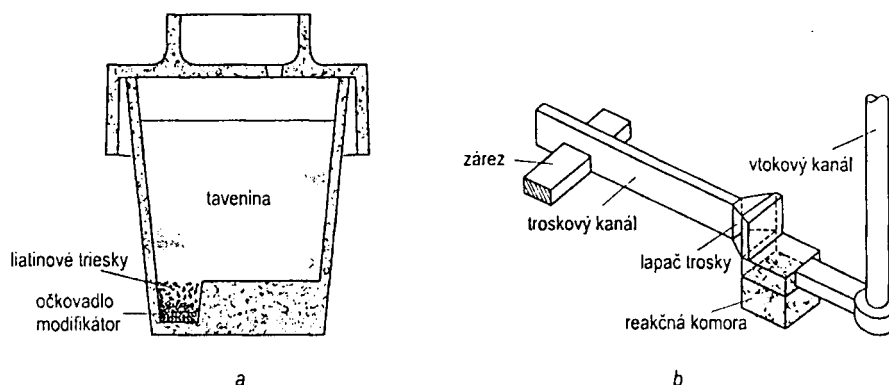
Autoklávne metódy modifikácie kovovým horčíkom sú založené na zabránení jeho varu vytvorením pretlaku nad hladinou taveniny. Výraznejšiemu odparovaniu Mg zabráni pretlak 0,5 až 0,7 MPa nad hladinou a ďalší metalostatický tlak zaistí ponorenie Mg pod hladinu zvonom. Straty Mg odparením sú 40 až 50%. Okrem autoklávnych technológií, modifikáciu kovovým Mg umožňuje postup patentovaný firmou Georg Fischer v tzv. *GF konvertore* znázornenom na obr. 89, u ktorého sú straty Mg 50 až 55%, ale metóda je operatívnejšia. Po modifikácii v autokáve alebo GF konvertore sa tavenina vylieva do liacej panvy, kde sa uskutoční očkovanie zaliatím očkovadla na báze FeSi75 a po očistení taveniny možno pristúpiť k odlievaniu. Pokrytie spotreby tepla na roztavenie Mg a očkovadla a tiež straty tepla v panvách a pri prelievaní vyžadujú prehriatie taveniny asi na 1500°C.



Obr. 89 Modifikácia v GF konvertore

Zvrat vo vývoji postupov modifikovania priniesli predzliatiny obsahujúce 4 až 20% Mg s Ni, FeSi a Cu, u ktorých rovnovážny tlak pár Mg iba málo prevyšuje atmosferický. Predzliatiny na báze Ni a Cu majú vyššiu hustotu než tavenina liatiny, klesajú na dno a môžu mať obsah Mg až do 20%, ale ich nevýhodami sú vysoká cena a dochádza k nalegovaniu taveniny. Najčastejšie sa využívajú predzliatiny na báze FeSi, ktoré okrem Mg obsahujú malé množstvo Ca, Ce, Al, KVZ a pod. Dodávajú sa v podobe granulátu, tabliet alebo v plnených profiloch podľa spôsobu modifikovania. V SR vyrába takého predzliatiny OFZ Istebné pod označením Litvar s obsahom 5 až 15%

Mg. Na obr. 90 sú znázornené dva spôsoby aplikácie predzliatin FeSiMg, a to *zalievací metóda* (obr. 90a) a *vnútroformová modifikácia*, známa pod termínom IN-MOLD (obr. 90b).



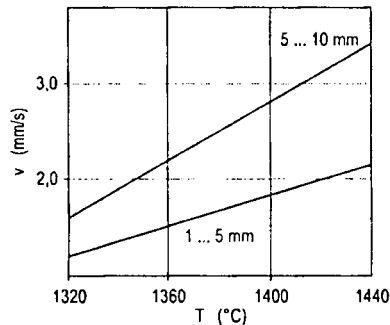
Obr. 90 Aplikácia predzliatin FeSiMg pri zalievacej metóde (a) a pri vnútroformovej modifikácii (b)

Pri zalievacej metóde (označovanej aj ako metóda Sandwich) sa do vybraní v panve nasypú postupne vrstvy modifikátora, očkovačla a liatinových triesok. Po zaliatí taveninou sa najskôr rozpúšťajú triesky s očkovačlom a po čiastočnom zaplnení panvy sa začne postupne rozpúšťať pri miernom pretlaku aj modifikátor. Po ukončení spracovania a očistení taveniny je možné priamo z tejto panvy odlievať. Spojenie očkovania a modifikovania do spoločnej operácie priamo v liacej panve znižuje tepelné straty, ale potreba roztavenia väčšieho množstva predzliatin vyžaduje prehriatie taveniny na teplotu 1450 až 1500°C. Straty Mg z predzliatin FeSiMg závisia od teploty taveniny a sú v rozmedzí 50 až 70%.

Pri vnútroformovej modifikácii sa predzliatina nasype do reakčnej komôrky, kde sa počas liatia rozpúšťa v prúde taveniny. Nežiaduce produkty reakcií modifikátora s taveninou treba vo forme zachytiť. V danom prípade (obr. 90b) ich zachytáva gravitačný lapač a ich posledné zvyšky troskový kanál, z ktorého očistená tavenina vstupuje zárezmi do odliatku. Reakcia taveniny s modifikátorom prebieha v pretlakovej vtokovej sústave prakticky bez prístupu vzduchu, a preto straty Mg sú menšie než 10%. Vylúčenie spracovania v panve a malé množstvo modifikátora dovoľujú odlievanie taveniny prehriatej na 1350 až 1450°C.

Rozpúšťanie granulátu prebieha prakticky konštantnou rýchlosťou, ktorá nezávisí od rýchlosti prúdenia taveniny, ale závisí od teploty taveniny a rozmeru zŕn modifikátora, ako to znázorňuje obr. 91. Z obrázku vyplýva, že odchýlka teploty taveniny $\pm 40^\circ\text{C}$ voči optimálnej môže spôsobiť

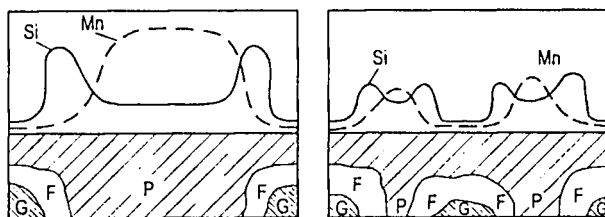
odchýľku v obsahu Mg v tavenine $\pm 0,007\%$. Postup IN-MOLD je náročný na technologickú disciplínu, objemy kovu v reakčnej komôrke a lapači trosky znižujú využitie taveniny o 7 až 15% a kladie veľké nároky na návrh vtokovej sústavy s reakčnou komôrkou.



Obr. 91 Závislosť rýchlosti rozpúšťania granulátu od teploty taveniny

priaznivú ekologickú charakteristiku (množstvo exhalátov je asi na úrovni odlievania LLG).

Spoločným znakom všetkých postupov je, že rozpustenie Mg alebo predzliatiny s Mg a očkovadla musí zaistiť teplo z dostatočne prehriatej taveniny. U autoklávnych technológií a GF konvertora vznikajú veľké straty tepla počas operačnej doby modifikovania a pri zalievaní očkovadla v panve. Pri použití predzliatin okrem Mg treba roztaviť aj nosnú zliatinu (FeSi, Ni, Cu). Tepelné straty u týchto technológií sú vysoké a vyžadujú prehriatie taveniny v peci na teplotu okolo 1500°C. Najnižšiu teplotu taveniny, okolo 1400°C, vyžaduje vnútroformová modifikácia.



Obr. 92 Rozloženie Mn a Si pri rôznom počte zŕn grafitu

grafitu sú obklopené vrstvou feritu, v ktorej sa sústreďí väčšina Si. Obvyklý sprievodný prvok mangán sa zasa sústreďí v priestore medzi nodulami grafitu, ako je to zrejmé z obr. 92. Hrúbka vrstvy feritu (F) obklopujúceho grafit (G) je prakticky rovnaká pri všetkých spôsoboch modifiká-

V súčasnosti sa na navrhovanie vtokových sústav používajú softwary, ktoré podľa údajov o modifikátore (zloženie a granulometria), tavenine (obsah S a teplota) a odliatku (rozmery, hmotnosť, výška vo forme) priamo určia rozmery vtokovej sústavy. Podľa poznatkov z praxe sa pri správnom návrhu vtokovej sústavy bežné odchýľky teploty taveniny prakticky neprejavajú na vlastnostiach LGG. Postup IN-MOLD sa veľmi často využíva najmä v automobilovom priemysle, lebo zaisťuje najlepšie mechanické vlastnosti materiálu a má veľmi

Vlastnosti LGG vyrobenej rôznymi postupmi z rovnakej taveniny sa dosť výrazne líšia, čo je spôsobené najmä účinnosťou očkovania a vytvoreným počtom nodulí grafitu. Pri eutekoidnej premene prítomnosť Si v austenite podporuje grafitizáciu a noduly

cie a očkovania, lebo závisí od rýchlosti ochladzovania počas eutektoidnej premeny. Pri väčšom počte nodulí grafitu bude preto v matrici zreteľne menší podiel perlitu a oba prvky Mn a Si budú rovnomernejšie rozložené, čo sa prejaví citeľne vyššou ťažnosťou, ale iba o málo nižšou pevnosťou. V tabuľke 12 sú uvedené vlastnosti materiálu odliatku z LGG vyrobenej rôznymi postupmi z približne zhodnej taveniny v stave po odliatí v stene s hrúbkou 15 mm. Údaje v tabuľke 12 poukazujú na zreteľnú súvislosť medzi mechanickými vlastnosťami a počtom nodulí grafitu pripadajúcich na 1 mm² prierezu.

Tabuľka 12 *Vlastnosti materiálu odliatkov z LGG vyrobenej rôznymi postupmi*

Vlastnosti materiálu odliatku	Spôsob modifikácie taveniny		
	IN-MOLD	zalievanie	autokláv
R_m (MPa)	500	550	600
$R_{p0,2}$ (MPa)	340	380	400
A_5 (%)	13	7	2,7
KCU_3 (J.cm ⁻²)	80	30	12
Využitie Mg v tavenine (%)	>90	40	55
Tvrdosť (HB)	160	200	310
Počet zŕn grafitu (n.mm ⁻²)	250	170	120
Spotreba modifikátora (kg/tona taveniny)	9 (FeSiMg7)	24 (FeSiMg7)	1,2 (Mg)
Spotreba očkovačla (kg/tona taveniny)	nevyžaduje	125	12,5

Z hodnôt mechanických vlastností LGG vyrobenej rôznymi postupmi vidieť, že autoklávná technológia veľmi obmedzuje použiteľnosť odliatkov v stave po odliatí pre vysokú tvrdosť a krehkosť, neadekvátnu pevnosť. Výskyt primárneho cementitu v stenách tenších než 5 mm, nízky počet grafitických zŕn a vysoký podiel perlitu v štruktúre svedčia o nedostatočnej účinnosti očkovania. Podľa teórie očkovania, zárodky grafitu tvoria komplexné silikáty, ktoré sú produktami reakcií taveniny obsahujúcej SiO₂ s aktívnymi prvkami očkovačiel (ale aj modifikátorov), akými sú napr. Mg, Ca, Ba, Al a i. Podľa tejto teórie je možné malú účinnosť očkovania vysvetliť nízkym obsahom SiO₂ v tavenine. K stratám SiO₂ dochádza nielen v autokláve, kde reaguje s Mg a počas manipulácie s taveninou, ale aj v peci. Pri nevyhnutnom prehriatí taveniny nad 1480°C je už uhlík schopný redukovať SiO₂ (obr. 67) v reakcii $SiO_2 + 2C \rightarrow Si + 2CO$, čo sa prejaví varom taveniny.

Odliatky vyrobené autoklávnou technológiou vyžadujú tepelné spracovanie, ale aj vtedy sa spravidla dosahujú horšie výsledky než u iných postupov, čo je dané najmenším množstvom zŕn grafitu. Vyšší počet zŕn grafitu pri spracovaní zalievacou metódou sa vysvetľuje tým, že v tavenine je dostatok SiO_2 pre súčasne prebiehajúce modifikovanie a očkovanie.

Najlepšie plastické vlastnosti a najvyšší počet nodulí grafitu má LGG vyrobená vnútroformovou modifikáciou. Nízka potrebná teplota taveniny $1350 - 1450^\circ\text{C}$ zaisťuje vysoký obsah SiO_2 v tavenine a natoľko vysokú očkovaciu aktivitu produktov reakcií taveniny s modifikátorom v reakčnej komôrke, že pri použití predzliatin FeSiMg vôbec nie je potrebné očkovanie. Vďaka veľkému počtu zŕn grafitu sú dráhy pre difúziu grafitu pri eutektickej reakcii krátke, a preto pri vnútroformovej modifikácii je podstatne nižšie riziko tvorby primárneho Fe_3C i vo veľmi tenkých stenách. Tieto pozitívne znaky technológie je možné vysvetliť charakterom reakcií taveniny s predzliatinou, pri ktorej postupné rozpúšťanie modifikátora zaisťuje popri rovnomernom modifikovaní tiež dodávku veľkého množstva vysokoaktívnych produktov reakcií medzi taveninou a predzliatinou, ktoré slúžia ako grafitizačné zárodky. Tepelné sfarbenie týchto reakcií spoločne s rozpúšťacím teplom a miestnymi pyroefektami spôsobia nerovnomerné rozloženie teploty v objeme spracovanej taveniny, dôsledkom čoho táto tuhne v podmienkach blízkych suspenznému liatiu. Zárodky iniciujúce tvorbu grafitu nevznikajú iba z produktov reakcií v reakčnej komôrke, ale aj neskôr, v lapači trosky a samotnom odliatku v mikroobjemoch s vyšším podielom zložiek predzliatiny. Tieto intenzifikujú proces grafitizácie v dôsledku vysokej katalytickej aktivity doplnkových centier kryštalizácie. Iniciácia tvorby grafitu a jeho rastu od okamihu vstupu taveniny do reakčnej komôrky až do ukončenia kryštalizácie podstatne znižuje riziko vzniku defektov sťahovania a z praxe je známe, že objem stiahnutín je približne polovičný v porovnaní so zalievacou metódou. Časovo rozložená tvorba a menší podiel grafitu, ktorý difúzne vstupuje do väčšieho počtu menších zŕn, znižuje predzmrašťovaciu expanziu, voči iným metódam subjektívne asi o jednu tretinu, a preto aj podeutektické zmrašťovanie je podstatne menšie.

Vysoký počet nodulí grafitu v LGG vyrobenej postupom IN-MOLD možno pripísať najmä veľmi krátkej dobe medzi vznikom grafitizačných zárodkov a začatím tuhnutia, čím sa zaisťuje vysoká očkovacia účinnosť. Minimalizovanie tejto doby zaisťujú aj postupy modifikovania pomocou *plnených profilov* (tenkostenných rúrok plnených modifikátorom a očkovadlom), ktoré sa kontinuálne rozpúšťajú počas liatia v tavenine, vytekajúcej z panvy do formy, alebo v upravenej vtokovej jamke. Literatúra tieto postupy, ale aj IN-MOLD, označuje ako postupy *oneskoreného modifikovania*.

7.4.2 TEPELNÉ SPRACOVANIE ODLIATKOV LIATIN S GULÔČKOVÝM GRAFITOM

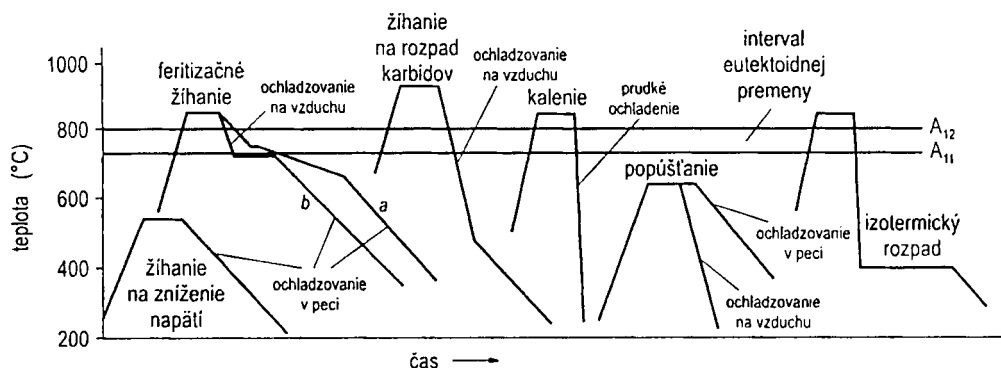
Výrobcovia odliatkov z LGG sa snažia dosiahnuť požadované vlastnosti materiálu v liatom stave bez potreby časovo a manipulačne náročného tepelného spracovania, ktoré zvyšuje výrobné náklady. Odliatky sa podrobujú tepelnému spracovaniu z nasledovných dôvodov:

1. prítomnosť nežiadúcich vnútorných napätí,
2. zhoršená obrobitelnosť,
3. nevyhovujúce mechanické vlastnosti v hraničných hrúbkach stien,
4. požadované mechanické vlastnosti nie je možné dosiahnuť v liatom stave metalurgickou cestou alebo legovaním.

Austenitické liatiny sa tepelne spracúvajú zriedka, najmä na zníženie vnútorných napätí alebo na zlepšenie obrobitelnosti. Žihanie na zníženie vnútorných napätí sa robí pri teplote 500 až 600°C s výdržou 2 až 4 hodiny s chladnutím v peci do 400°C. Liatiny s obsahom Cr >3% sa na zlepšenie obrobitelnosti a zníženie tvrdosti pod 190 HB podrobujú žihaniu pri 950 až 1000°C s výdržou 1 až 5 hodín s následným chladnutím v peci do 400°C. Rýchlosť ohrevu nie je kritická, vyhovuje v rozmedzí 50 až 100°C/hod.

Tepelné spracovanie má veľký význam u odliatkov z nelegovaných a nízkolegovaných LGG, u ktorých dochádza k eutektoidnej premene. Postupy sa delia do dvoch skupín podľa toho, či prebehne s prekryštalizáciou alebo bez prekryštalizácie. Časové priebehy teploty pri základných postupoch tepelného spracovania LGG sú znázornené na obr. 93. Nelegované a nízkolegované LGG sa vyznačujú malou citlivosťou na rýchlosť ohrevu, a to aj počas austenitickej premeny. Je to dané najmä schopnosťou Si brániť difúziu a skutočnosťou, že noduly grafitu sú obklopené vrstvou s veľmi nízkym obsahom C a difúzne nasycovanie tejto vrstvy uhlíkom prebieha pomaly. Pre všetky spôsoby tepelného spracovania vyhovuje rýchlosť ohrevu 50 až 100°C/hod., pri ktorej vznikajú iba veľmi malé tepelné vnútorné napätia. Prechod do oblasti vysokoteplotnej plasticity nastáva v intervale teplôt 400 až 500°C. Žiháním pri teplote 400°C sa zníži úroveň vnútorných napätí v odliatku približne o 25% a pri teplote 500°C asi o 75%. Pri žihaní na zníženie vnútorných napätí treba brať do úvahy, že pri dlhodobej výdrži na teplote vyššej než 600°C už dochádza k rozpadu perlitu na ferit a grafit, čo sa prejaví zlepšením obrobitelnosti a poklesom pevnosti materiálu. Teplota žihania na zníženie vnútorných napätí u feritickej LGG sa volí v rozsahu 550

až 650°C, a u feriticko-perlitickej alebo perlitickej v rozsahu 500 až 550°C. Výdrž na teplote je 2 hodiny pre hrúbku stien do 25 mm + 1 hodina na každých ďalších 25 mm. Ochladzovanie musí prebiehať v peci aspoň do teploty 300°C a až potom na vzduchu.



Obr. 93 Časový priebeh teploty pri rôznych postupoch tepelného spracovania

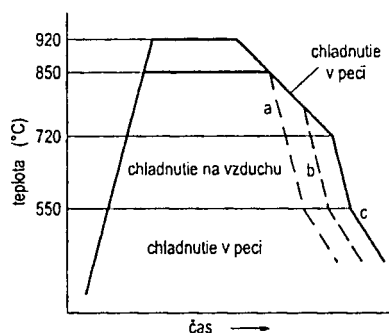
Prítomnosť kremíka v liatine spôsobuje, že eutektoidná premena prebieha v teplotnom intervale (podobne ako eutektická) a poskytuje určitý čas na eutektoidnú premenu austenitu. Vysoký obsah uhlíka v liatine dovoľuje nasýtenie austenitu až do koncentrácií 1,2% C a vhodná voľba rýchlosti chladnutia dovoľuje získať veľmi rôznorodé produkty rozpadu austenitu, a tým dosiahnuť široké spektrum vlastností materiálu.

Feritizačné žihanie sa robí pri požiadavke vyšších hodnôt ťažnosti a nižšej pevnosti než poskytuje feriticko-perlitická štruktúra v liatom stave, alebo s cieľom dosiahnutia čisto feritickej štruktúry bez prítomnosti primárnych karbidov a perlitu. Je nevyhnutné u väčšiny odliatkov z LGG značiek STN 42 2303, 42 2304, 42 2314 a 42 2340. Ak liatina v stave po odliatí neobsahuje ledeburitický cementit alebo karbidy, postačuje žihanie bez prekryštalizácie pri 680÷720°C s výdržou 5 hodín + 1 hodina na každých 25 mm hrúbky steny. Na hranách tenkých stien sa často vyskytuje ledeburitický cementit (zákalka), ktorý možno odstrániť iba dvojstupňovým feritizačným žiňaním (obr. 93). Spočíva v rozpustení cementitu v austenite a následnej riadenej eutektoidnej reakcii, pri ktorej vznikne ferit a grafit. Teplota austenitizácie je 850 až 900°C a výdrž sa volí 2 hodiny do hrúbky steny 25 mm + 1 hodina na každých 25 mm. Eutektoidná premena sa môže uskutočniť buď v tej istej peci s riadeným priebehom teploty (obr. 93 a), alebo po rýchlom ochladení napr. preložením odliatku do inej pece predohriatej na teplotu 680 až 720°C počas výdrže 4 až 10 hodín

(obr. 93b). V oboch prípadoch dôjde k úplnej transformácii austenitu na ferit a grafit a pomalé chladnutie v peci zaistí nízku úroveň vnútorných napätí v odliatkoch.

Po feritizačnom žíhaní hodnoty ťažnosti materiálu A5 dosahujú 20% pri pevnosti R_m okolo 480 MPa v tenkých stenách (<12 mm) a 380 MPa v hrubých stenách. Odliatky získajú vysokú tvarovú a rozmerovú stabilitu, ktorá dovoľí ich použitie aj pri vyšších teplotách. Premena perlitického uhlíka na grafit spôsobí zväčšenie objemu a zníženie hustoty. Po feritizačnom žíhaní čisto perlitickej liatiny, jej objem vzrastie asi o 1,3% a rozmery o 0,44%, ale u liatiny, ktorá obsahuje aj primárny cementit (zákalku), môže lineárny nárast rozmerov dosiahnuť až 2%, čo treba brať do úvahy pri tepelnom spracovaní rozmerných a členitých odliatkov s rôznou hrúbkou stien.

Žíhanie na rozpad karbidov alebo tiež žíhanie na zlepšenie obrobitelnosti sa využíva na zníženie tvrdosti a zlepšenie obrobitelnosti nízkolegovaných LGG, v ktorých sa dôsledkom prítomnosti karbidotvorných prvkov Mn, Cr, Mo a pod. vyskytujú voľné karbidy a ledeburitický cementit. Žíhanie (obr. 93) prebieha pri teplote 900 až 960°C s výdržou 2 hodiny do hrúbky steny 25 mm + 1 hodina na každých 25 mm. Až na vyššiu teplotu je totožné s prvou etapou feritizačného žíhania a pri pomalom ochladzovaní s priebehom (a) alebo (b) sa získa feritická štruktúra s malým podielom perlitu. Ak je cieľom získanie perlitickej štruktúry a vysokej pevnosti, ochladzovanie prebehne na vzduchu do teploty okolo 550°C a potom v peci, aby nevznikli v odliatkoch vnútorné napätia.



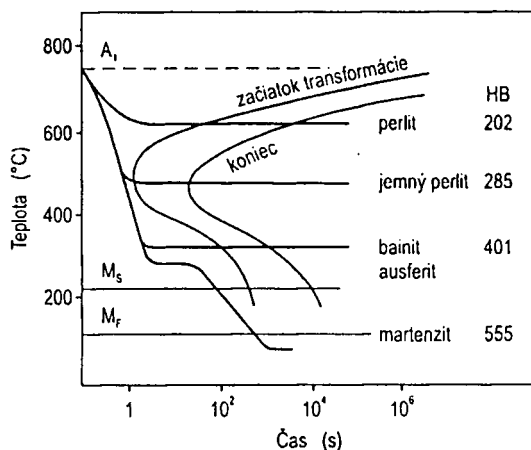
Obr. 94 Časový priebeh teploty pri perlitizačnom žíhaní

Perlitizačné žíhanie (označované aj ako *normalizačné*) má za cieľ v širokom rozpätí hrúbky stien vytvoriť v matici definovaný podiel perlitu, určujúceho pevnosť LGG. Žíhanie je založené na austenitizácii s následným krátkym ochladzovaním v peci, ktoré sa v intervale teplôt 720 - 850°C preruší a ďalšie ochladzovanie už prebieha na vzduchu a u hrubších odliatkov v prúde vzduchu alebo vo vodnej hmle. Toto ochladzovanie trvá po dosiahnutí teploty okolo 550°C, kedy sa ďalšie chladnutie uskutoční podstatne pomalšie v peci, aby sa

zabránilo vzniku vnútorných napätí. Časový priebeh teplôt je znázornený na obr. 94. Množstvo perlitu v matici závisí od teploty, pri ktorej začne etapa rýchleho ochladzovania. Pri ochladzo-

vaní z teploty 850°C (obr. 94a) sa získa čisto perlitická štruktúra, pri ochladzovaní z nižšej teploty (obr. 94b) bude v štruktúre určitý podiel feritu vytvoreného pri eutektoidnej premene. Pri ochladzovaní z teploty 720°C (obr. 94c) vznikne feriticko-perlitická štruktúra.

Kalenie a zušľachťovanie sa využíva na zvýšenie pevnosti, tvrdosti a odolnosti voči opotrebeniu. Požadované mechanické vlastnosti zaistí postup založený buď na kalení s následným popustením alebo na izotermickom rozpade austenitu. V oboch prípadoch je prvým krokom austenitizácia pri takej teplote a dobe výdrže, aby došlo k nasýteniu austenitu uhlíkom do 1 - 1,2% a zhomogenizovaniu jeho obsahu. Austenitizačná teplota sa volí v rozsahu 850 až 920°C a rýchlosť ohrevu sa volí okolo 100°C za hodinu. Rýchlosť rozpúšťania uhlíka z grafitu je tým väčšia, čím sú dráhy pre difúziu uhlíka kratšie, najvyššia je u štruktúr s vysokým počtom rovnomerne rozložených malých nodulí grafitu. Pri počte nodulí grafitu okolo $n=150/\text{mm}^2$ sa volí doba výdrže 1 hodina pre hrúbku stien do 25 mm + 1 hodina na ďalších 25 mm hrúbky steny a pri počte $n > 200$ sa doba výdrže skracuje asi o 30%. Vlastnosti LGG závisia od typu štruktúry vzniknutej rozpadom austenitu a stanovenie spôsobu ochladzovania je založené na diagramoch ARA alebo IRA, znázorňujúcich závislosti čas-teplota-typ štruktúry. Typ mikroštruktúry a tvrdosť, ktoré sa dosiahnu pri izotermickej premene alebo rýchlom ochladení (zakalení) austenitu nelegovanej LGG, sú znázornené na obr. 95.

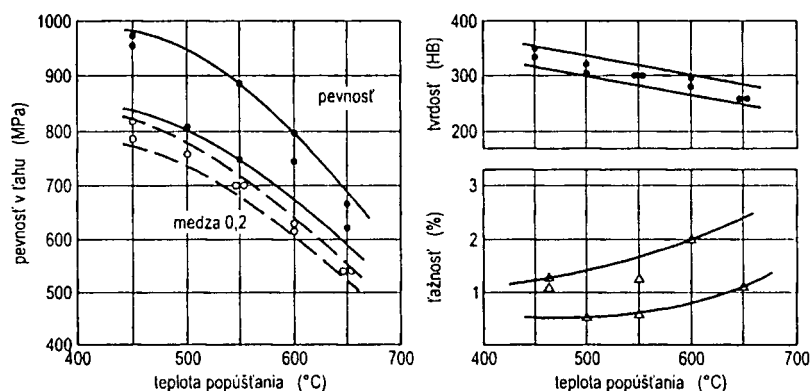


Obr. 95 Diagram izotermického rozpadu austenitu

Z diagramu vyplýva, že dosiahnutie martenzitickej štruktúry v nelegovanej LGG vyžaduje ochladenie pod teplotu 200°C za dobu kratšiu než 20 sekúnd a obmedzuje prekaliteľnosť do hrúbky stien okolo 10 mm. Prísadou legúr ako Cu, Ni a Mo sa môže zvýšiť prekaliteľnosť až nad hrúbku 100 mm. Ako chladiace médium sa používa obvykle olej a je účelné vybrať odliatok z chladiaceho kúpeľa pri teplote asi 150°C a ihneď popúšťať, aby sa predišlo vzniku prasklín.

Po zakalení má liatina tvrdosť 430 - 550 HB (45 - 55 HRC), ale je veľmi krehká a má aj nízku pevnosť. Nízke hodnoty tvrdosti a pevnosti sú spôsobené prítomnosťou určitého podielu feritu

v martenzitickej matici. Výskyt feritu sa vysvetľuje tým, že miestne zvýšený obsah Si v niektorých zrnách feritu zabráni ich transformácii na austenit a zostanú v štruktúre aj po zakalení. Popúšťanie sa robí pri teplotách 150 až 600°C s dobou výdrže 1 hodina + 1 hodina na každých 25 mm hrúbky steny. Popúšťaním pri teplote 150 až 200°C sa veľmi málo zníži tvrdosť, ale zvýši sa pevnosť a materiál má vysokú oteruvzdornosť. Najvyššia pevnosť, mierne nad 1000 MPa, sa dá dosiahnuť popúšťaním nelegovanej LGG pri teplote okolo 350°C a pri legovaných pri teplote okolo 450°C, ale ťažnosť neprevyšuje 1%. Na obr. 96 sú uvedené mechanické vlastnosti LGG zakalenej po popúštení pri teplotách od 450 do 650°C.

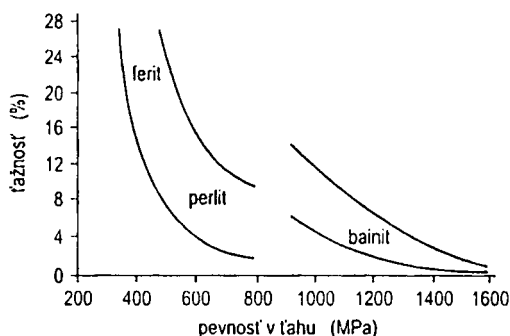


Obr. 96 Popúšťacia charakteristika LGG

Z popúšťacej charakteristiky je zrejmé, že veľmi nízka ťažnosť limituje použiteľnosť takto spracovanej LGG ako konštrukčného materiálu. Pre prax má význam kalenie s popúšťaním do 200°C, alebo povrchové kalenie na vhodne tepelne spracovanej podkladovej LGG. Pre konštrukčnú prax sú oveľa vhodnejšie izotermicky zušľachtené liatiny, ktoré sa vyznačujú podstatne vyššou ťažnosťou a pevnosťou 800 - 1600 MPa.

Izotermické zušľachťovanie je založené na austenitizácii s krátkou výdržou, po ktorej sa výsledná štruktúra získa izotermickým rozpadom austenitu v bainitickej oblasti. Takto spracované liatiny sa vyznačujú mimoriadne priaznivou kombináciou pevnosti a ťažnosti, ktorá v rozsahu pevnosti hodnôt 800 až 1100 MPa presahuje vlastnosti zušľachtených ocelí. Do priemyselnej výroby sa začali presadzovať po roku 1980 a od roku 1995 sa objem ich produkcie každoročne prudko zvyšuje. V literatúre sú známe pod termínom ako *bainitické liatiny*, ale v súčasnosti sa častejšie používa označenie *ADI* (Austempered Ductile Iron). Na obr. 97 sú znázornené rozsahy dosahova-

ných hodnôt pevnosti a ťažnosti ADI a klasických LGG s feritickou štruktúrou.



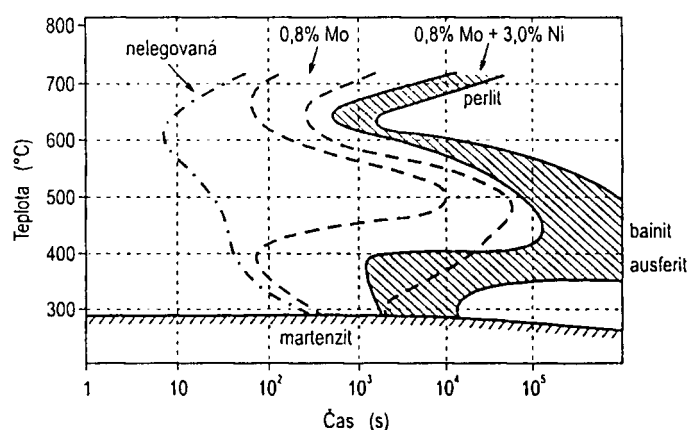
Obr. 97 Mechanické vlastnosti ADI a klasických LGG

Východiskovým materiálom je akostná feriticko-perlitická LGG približne zodpovedajúca typom STN 42 2304 až 07. V štruktúre sa nesmú vyskytovať voľné karbidy a ledeburitický cementit a odliatky musia byť bez zlievarenských chýb, akými sú pórovitosť, stiahnutiny, bubliny a pod. V štruktúre musí mať rovnomerne rozložené guľôčky grafitu s odchýlkami od guľového tvaru, neprevyšujúcimi 20% v počte viac než 150/mm². Obsah zá-

kladných prvkov C a Si určený so zohľadnením hrúbky stien využitím vzťahov (77) až (81) zaistí, že priebeh eutektickej reakcie je blízky optimálnemu, pri ktorom vzniká veľké množstvo pravidelných nodulí grafitu rovnomerne rozložených v matici a minimalizuje sa možnosť výskytu ledeburitického cementitu. Na legovanie sa využívajú Mo a Ni alebo Cu najmä preto, že posúvajú začiatok izotermického rozpadu k dlhším časom. Majú veľmi malý vplyv na priebeh eutektickej reakcie, ale výrazne podporujú tvorbu perlitu pri eutektoidnej premene a sú vlastne príčinou štruktúrnej rôznorodosti východiskových LGG. Obsah Mn by mal byť nižší než 0,2%, lebo segreguje na hraniciach zŕn a medzi nodulami grafitu a celkove negatívne vplýva na mechanické vlastnosti ADI.

Rýchlosť ohrevu býva v rozmedzí 100 až 200°C za hodinu a austenitizačná teplota sa volí v rozmedzí 820 až 950°C podľa požiadaviek na stupeň nasýtenia austenitu uhlíkom. Pri požiadavke vyššej tvrdosti a oteruvzdornosti sa volí teplota bližšie k hornej hranici. Vyššie hodnoty ťažnosti a pevnosti sa dosahujú pri nižšom obsahu uhlíka v austenite, čo zaistí ohrev pri nižších teplotách. Doba výdrže na austenitizačnej teplote sa volí v rozmedzí 1 až 2 hodiny a závisí hlavne od východiskovej štruktúry a vzdialeností medzi nodulami grafitu. Feritická štruktúra s menším počtom nodulí vyžaduje dlhšiu dobu výdrže, perlitická s obsahom C okolo 0,6% a veľkým množstvom nodulí vyžaduje kratšiu dobu výdrže. Rozdielne východiskové zastúpenie feritu a perlitu získané v liatom stave alebo tepelným spracovaním nemá významnejší vplyv na vlastnosti ADI. Prítomnosť obvyklých legujúcich prvkov v ADI ako Mo, Ni a Cu výrazne ovplyvňuje technologické vlastnosti liatiny pri tepelnom spracovaní. Základnou podmienkou pre úspešné izotermické zu-

šľachtenie materiálu odliatku je, aby prebehlo v celom priereze a aby pritom v štruktúre nevznikol perlit. Teplota izotermického rozpadu sa volí v rozmedzí 250 až 450°C podľa požiadaviek na mechanické vlastnosti. Pri vyšších teplotách (370 až 450°C) sa dosahujú vyššie hodnoty ťažnosti a nižšia pevnosť. Pri nižších teplotách, 250 až 370°C, má materiál vyššiu pevnosť, tvrdosť a oteruvzdornosť, ale nižšiu ťažnosť. Spôsob ochladzovania odliatkov z austenitizačnej teploty na teplotu izotermického zušľachtovania je podmienený tým, aby krivka závislosti teplota-čas v ľubovoľnom mieste odliatku nepretala oblasť tvorby perlitu. U nelegovanej LGG musí ochladenie na 600°C prebehnúť asi do 8 sekúnd a na teplotu zušľachtovania asi do 12 sekúnd. Také rýchle ochladenie sa dá uskutočniť iba preložením odliatku z austenitizačnej pece do solného kúpeľa ohriateho na teplotu zušľachtovania, ale v strede stien hrubších než 12 mm dôsledkom pomalšieho ochladzovania vznikne určitý podiel perlitu.



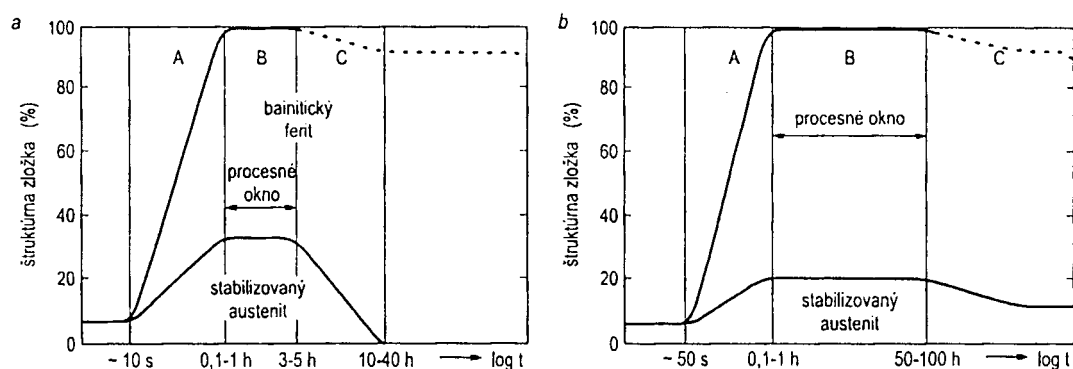
Obr. 98 Izotermický rozpad austenitu legovaných LGG

Úlohu legujúcich prvkov Mo a Ni dobre dokumentuje IRA diagram rozpadu austenitu nelegovanej a legovanej liatiny na obr. 98. Legovanie spôsobuje oddelenie bainitickej oblasti od perlitickej a vyššiu stabilitu austenitu, ktorá sa prejavuje oneskorením začiatku a dlhšou dobou jeho izotermického rozpadu.

Výrazné časové oneskorenie začiatku rozpadu austenitu dovoľuje izotermicky zušľachtovať i hrubostenné odliatky a dlhá doba rozpadu umožňuje úspešný priebeh difúzných procesov.

Bainitická premena v ADI prebieha v troch etapách, a to v závislosti od teploty, pri ktorej prebieha izotermická premena austenitu, ako je to uvedené na obr.99, znázorňujúc om štruktúrne zmeny, ku ktorým dochádza pri zušľachtovaní nelegovanej LGG. Ak izotermická premena austenitu prebieha pri teplotách nad 350°C (obr. 99a), potom sa v prvej etape (A) vylučuje bainitický ihlicovitý alebo doskovitý ferit väčšinou samotný, alebo len so stopami vyprecipitovanej karbidickej fázy a zostávajúci netransformovaný austenit sa obohacuje uhlíkom. Z pôvodného austenitu vzniká bainitický ferit a stabilizovaný zvyškový austenit s obsahom C 1,5 až 2,1%. V druhej etape

(B) premena neprebieha a štruktúra je tvorená bainitickým feritom a stabilizovaným austenitom, ktorého množstvo vo výslednej štruktúre dosahuje 30 až 40%. Tento vysoký podiel plastického austenitu spôsobuje, že odliatky z ADI majú hodnoty ťažnosti až 16%. Počas etapy izotermickej výdrže (C) nastáva rozpad uhlíkom obohateného austenitu na feriticko-karbidickú zmes, čo je sprevádzané znižovaním húževnatosti ADI s obvykle miernym zvýšením tvrdosti.



Obr. 99 Štruktúrne zmeny pri izotermickom rozpade austenitu nad 350°C (a) a pod 350°C (b)

Priebeh izotermickej premeny pri teplotách pod 350°C (obr. 99b) sa viac blíži bainitickej premeny ocelí a tiež ho možno rozdeliť do troch etáp. V prvej etape (A) s najvyššou reakčnou rýchlosťou sa z austenitu vylučujú dosky bainitického feritu, v ktorých precipitujú ihlice ϵ -karbidu. Vylučovaním bainitického feritu sa netransformovaný austenit opäť obohacuje uhlíkom. Celková rýchlosť bainitickej premeny je výrazne nízka a v dôsledku nižšej rýchlosti difúzie uhlíka pri teplotách pod 350°C je maximálne množstvo uhlíkom stabilizovaného austenitu v štruktúre nižšie, približne polovičné. V druhej etape (B) po ukončení transformácie sa v štruktúre nachádza 15 až 20% stabilizovaného austenitu. Priebeh etapy (C) je podobný ako v predchádzajúcom prípade, avšak jej začiatok a koniec je výrazne posunutý k dlhším časom, hlavne v oblasti hraníc eutektických buniek. V týchto oblastiach matrice, obohatených C, Mn resp. Mo končí izotermická bainitická premena až po niekoľkých desiatkach hodín.

Pri výrobe ADI je nevyhnutné proces izotermického zušľachtovania ukončiť ochladením odliatku na vzduchu počas trvania etapy (B), označovanej v literatúre ako "procesné okno". Vtedy má materiál najlepšie mechanické vlastnosti. Pri kratších dobách izotermickej premeny (etapa A) alebo predĺžení doby výdrže až do etapy (C) sa výrazne znižuje húževnatosť. Správna štruktúra ADI

pozostáva z ihlicovitého až lamelárneho feritu, v ktorom sa nachádzajú nepravidelné útvary stabilizovaného vysokouhlíkového austenitu v množstve 15 až 40%, ktorý zaisťuje vysokú húževnatosť ADI. V štruktúre sa nemá vyskytovať perlit, bainitické karbidy a martenzit. Štruktúra ADI teda nie je tvorená bainitom, aký je známy u ocelí a v súčasnej literatúre sa pre štruktúru matrice ADI tvorenú feritom a stabilizovaným austenitom používa termín *ausfèrit*, prevzatý z normy ASTM A644-92 (USA).

V súčasnej praxi sa stále častejšie na výrobu ADI používajú LGG legované 0,7 až 1,5% Cu alebo 0,8% Mo + 1 až 3% Ni aj pre tenkostenné odliatky, kde to z hľadiska dosahovaných mechanických vlastností nie je potrebné. Časové posunutie začiatku rozpadu austenitu v perlitickej a bainitickej oblasti na približne 12 minút a na viac než 2 hodiny okolo teploty 500°C výrazne redukuje požiadavky na spôsob ochladzovania z austenitizačnej teploty na teplotu zušľachtovania. Obídenie oblasti perlitickej premeny potom spoľahlivo zaisťuje ochladzovanie prúdiacou vodnou hmlou. Vylúči sa tým potreba ekologicky neprijemných soľných kúpeľov a celý cyklus tepelného spracovania môže prebehnúť v priebežných kontinuálne pracujúcich peciach s riadenou teplotou a prostredím. V zahraničí sa od účinného a ekonomicky výhodného legovania ADI med'ou upúšťa, lebo Cu sa zo sústavy Fe-C-Si prakticky nedá odstrániť a obmedzuje použiteľnosť vratného materiálu pre iné účely.

Štruktúru s vysokým podielom ausferitu je možné získať aj v stave po odliatí LGG legovanej 0,8% Mo + 2 až 3% Ni u odliatkov tvaru valca s priemerom okolo 50 mm alebo so stenami s hrúbkou okolo 25 mm. Chladnutie v pieskovej forme zaisťuje "obídenie" perlitickej oblasti a akumulované teplo v odliatkoch zasa čas potrebný na rozpad austenitu v intervale teplôt 450 až 250°C, kedy sa tvorí ausferit. Materiál odliatku má pevnosť R_m okolo 1000 MPa ($R_{p0,2}$ asi 600 MPa) a ťažnosť A5 2 až 2,5%. Z praxe je známe využitie takéhoto postupu pri odlievaní vačkových hriadeľov, kde je prijateľná aj nižšia ťažnosť materiálu a prínosom je úspora nákladov na tepelné spracovanie.

Bainitické liatiny s guľôčkovým grafitom alebo ADI nie sú zatiaľ v STN normované. V tabuľke 13 sú uvedené mechanické vlastnosti 4 typov ADI podľa európskej normy EN 1564, ktoré budú zaradené aj do STN. Modul pružnosti uvedených typov ADI je v rozmedzí 185 až 195 GPa.

Tabuľka 13

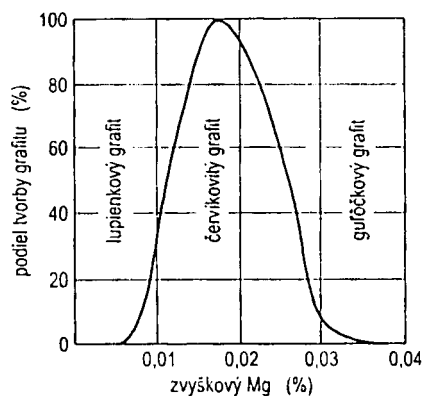
Bainitické liatiny s guľôčkovým grafitom

Značka	Číslo	R _m (N/mm ²)	R _{p0,2} (N/mm ²)	A ₅ (%)	Tvrdosť (HB)
EN-GJS-800-8	EN-JS1100	800	500	8	260 až 320
EN-GJS-1000-5	EN-JS1110	1000	700	5	300 až 360
EN-GJS-1200-2	EN-JS1120	1200	850	2	340 až 440
EN-GJS-1400-1	EN-JS1130	1400	1100	1	380 až 480

7.5 LIATINA S ČERVÍKOVITÝM GRAFITOM

V literatúre je známa aj ako liatina s vermikulárnym grafitom alebo vermikulárna liatina. Je pomerne novým typom v skupine grafitických liatin. Grafit je vylúčený v tvare krátkych hrubých lupienkov so zaoblenými koncami. V štruktúre sa nesmie vyskytovať lupienkový grafit a podiel guľôčkového grafitu by nemal prekročiť 20%. Má veľmi dobré zlievarenské vlastnosti, dobrú obrábateľnosť, odolnosť voči oxidácii, je tvarovo a rozmerovo stála pri zmenách teploty, vyznačuje sa nepriepustnosťou pre tekutiny a plyny (hermetičnosť), vysokou tepelnou vodivosťou (na úrovni LLG alebo nízkouhlíkových ocelí) a vysokou útlmovou schopnosťou bližšou k LLG než k LGG. Uvedené vlastnosti predurčujú LČG hlavne na výrobu masívnych odliatkov akými sú rámy obrábacích strojov, bloky motorov, kovové zlievarenské formy a pod. Pre svoju hermetičnosť a dobré klzné vlastnosti v kombinácii s oceľou sa veľmi často používa na diely hydraulických regulačných mechanizmov.

LČG sa vyrába z taveniny nelegovanej liatiny s približne eutektickým zložením, podobne ako LGG modifikovaním a očkovaním. V praxi sa využívajú dva typy modifikačných predzliatin, a to na báze horčíka, alebo na báze kovov vzácnych zemín (KVZ) s vysokým obsahom céru. Pri modifikovaní čistým horčíkom tvar grafitu závisí od zvyškového obsahu Mg v tavenine, ako je to znázornené na obr. 100. Červíkovitý tvar získa grafit pri obsahu Mg 0,015 - 0,023%, čo sa výrobné nedá zvládnuť. Preto sa volí vyšší obsah Mg a náchylnosť k tvorbe guľôčok grafitu sa potláča prísadou prvkov s antiglobulizačným účinkom, akými sú Ti, Al, Ca, Ce, Sb, Sn, S a pod.



Obr. 100 Závislosť tvorby grafitu od obsahu zvyškového Mg

Typickou modifikačnou predzliatinou na výrobu LČG je $\text{FeSi50Mg5Ti10Ca5Ce}$, kde číslo pri prvku udáva jeho koncentráciu v hm.%. Zvyškový obsah Mg v tavenine môže byť v rozsahu 0,02 až 0,04%. Obsah asi 5% Ca dáva predzliatine vysokú odsírovaciu schopnosť, a preto obsah síry vo východiskovej tavenine môže byť až 0,03%. Stratám horčíka, vzhľadom na jeho nízky obsah, dostatočne zabráni zalievacia metóda, alebo ponorenie modifikátora do taveniny zvonom. V závislosti od teploty taveniny a obsahu síry v tavenine býva potrebné množstvo modifikátora 0,6 až 1,6% a očkovačla FeSi75 okolo 0,6%, t.j. 6 až 16 kg modifikátora a asi 6 kg očkovačla na 1 tonu taveniny. Modifikačný a očkovací účinok doznieva asi po 30 minútach a dovtedy musí byť ukončené odlievanie. Výhodou postupu sú veľmi nízke výrobné náklady, ale použitie modifikátorov na báze horčíka prináša ekologické ťažkosti spôsobené odparovaním Mg a prítomnosť antiglobulizačných prvkov (Ti, Al a pod.) znehodnocuje vratný materiál.

Modifikácia predzliatinami Ce-KVZ sa uskutočňuje ich prostým zaliatím v panve spolu s očkovačlom. Teplota tavenia KVZ je okolo 800°C a bod varu okolo 3000°C, a preto spracovanie taveniny prebieha bez tvorby exhalátov. Zložky KVZ majú vysokú odsírovaciu schopnosť a tavenina môže mať obsah síry až 0,07%, pri použití očkovačla FeSiCa môže tavenina obsahovať až 0,1% S. Postup preto dovoľuje spracovať liatinu natavenú v klasických kuplových peciach, ale množstvo modifikátora musí zohľadňovať straty na viazanie síry. Modifikačný a očkovací účinok metalurgického spracovania začne už približne po 10 minútach slabnúť a dovtedy by malo byť ukončené odlievanie.

LČG zatiaľ nie sú normované a ich vlastnosti sú predmetom dohody medzi výrobcom a odberateľom. Nemecká literatúra rozlišuje 2 typy LČG, a to s feritickou matricou GGV-30 a s prevažne perlitickou matricou GGV-40, ale tieto nie sú zatiaľ zaradené do DIN. Vlastnosti oboch typov LČG sú uvedené v tabuľke 14.

Tabuľka 14

Vlastnosti LČG s feritickou a perlitickou matricou

Vlastnosť	GGV-30	GGV-40
Štruktúra	feritická	prevažne perlitická
Pevnosť v ťahu (MPa)	min. 300	min. 400
Medza klzu 0,2 (MPa)	min. 240	min. 280
Ťažnosť (%)	min. 2	1 - 2,5
Pevnosť v ohybe (MPa)	600	700
Pevnosť v tlaku (PMa)	500	600 - 1200
Tvrdosť (HB 30)	130 - 190	190 - 280
Rázová húževnatosť (J.cm ⁻²)	15 - 35	6 - 10
Vrubová húževnatosť (J.cm ⁻²)	3 - 6	do 3
Modul pružnosti (GPa)	130 - 160	150 - 160
Koeficient $m = R_m / HB$	1,9 - 2,5	---
Medza únavy ťah-tlak (MPa)	120 - 150	150
Medza únavy v ohybe (MPa)	160 - 180	190 - 210
Hustota (10 ³ kg.m ⁻³)	7	71
Tepelná vodivosť 20-100°C (W.m ⁻¹ K ⁻¹)	38 - 46	40
Dĺžková rozťažnosť 20-200°C (μm.m ⁻¹ K ⁻¹)	11	11 - 13

Tepelné spracovanie LČG sa obmedzuje väčšinou iba na odstránenie vnútorných napätí v odliatkoch. V prípade štruktúrnych chýb v odliatkoch sa tieto podrobujú nápravnému tepelnému spracovaniu - feritizačnému, perlitizačnému alebo na zníženie tvrdosti, a to postupmi podobnými ako u LGG. Nežiadúci výskyt gulôčkového alebo lamelárneho grafitu sa nedá odstrániť.

7.6 TEMPEROVANÁ LIATINA

Temperovaná liatina sa vyrába tepelným spracovaním - *temperovaním odliatkov z bielej liatiny*. Temperovaná liatina napriek svojim pozoruhodným zlievarenským a materiálovým vlastnostiam je v posledných rokoch nahradzovaná ekonomicky výhodnejšími liatinami s gulôčkovým, príp. červíkovitým grafitom. Svoje postavenie si do určitej miery udržiava pri výrobe drobných súčiastok poľnohospodárskych a textilných strojov, fittingov s povrchovou úpravou, strmeňov, západiek

a v súčasnosti sa sľubne presadzuje v automobilovom priemysle.

Výroba odliatkov z temperovanej liatiny sa uskutočňuje v dvoch po sebe nasledujúcich operáciách. V prvej operácii sa nataví liatina s takým chemickým zložením, aby štruktúra odliatku po stuhnutí v zlievarenskej forme bola tvorená perlitom a ledeburitickým cementitom Fe_3C (prípadne podvojnými karbidmi) bez prítomnosti grafitu, t.j. aby stuhla ako biela liatina, ktorá je veľmi tvrdá a krehká. V druhej etape, po odstránení vtokovej sústavy, výfukov a náliatkov, sa odliatky uložia do žihacej pece, v ktorej sa žihajú - *temperujú* v oxidačnej alebo neutrálnej atmosfére po dobu asi 30 až 80 hodín v závislosti od hrúbky stien odliatkov a tiež podľa toho, akú výslednú štruktúru majú mať odliatky. Účelom temperovania je úplný rozpad ledeburitického cementitu, čiastočný alebo úplný rozpad perlitu, prípadne čiastočné oduhličenie povrchovej vrstvy odliatkov. Pri temperovaní v neutrálnej atmosfére uhlík uvoľnený rozpadom austenitu vytvorí malé útvary zrnitého tzv. *temperového grafitu*, rovnomerne rozložené vo feritickej až perlitickej matici. Prítomnosť grafitu v štruktúre sa prejaví tmavosivou farbou lomových plôch. Pri temperovaní v oxidačnej atmosfére súčasne s rozpadom cementitu prebieha difúzia uhlíka do austenitu a smerom k povrchu odliatku, kde reaguje so zložkami oxidačnej atmosféry a v podobe CO odchádza. Oduhličený povrch bez prítomnosti grafitu je príčinou bielej farby lomových plôch.

Temperované liatiny sa rozdeľujú do dvoch základných skupín podľa farby lomu na *temperovanú liatinu oduhličenú s bielym lomom* (TLB) a *temperovanú liatinu neoduhličenú s čiernym lomom* (TLČ). Smerné chemické zloženie temperovanej liatiny s bielym alebo čiernym lomom je uvedené v tabuľke 15.

Tabuľka 15

Chemické zloženie temperovanej liatiny (hm. %)

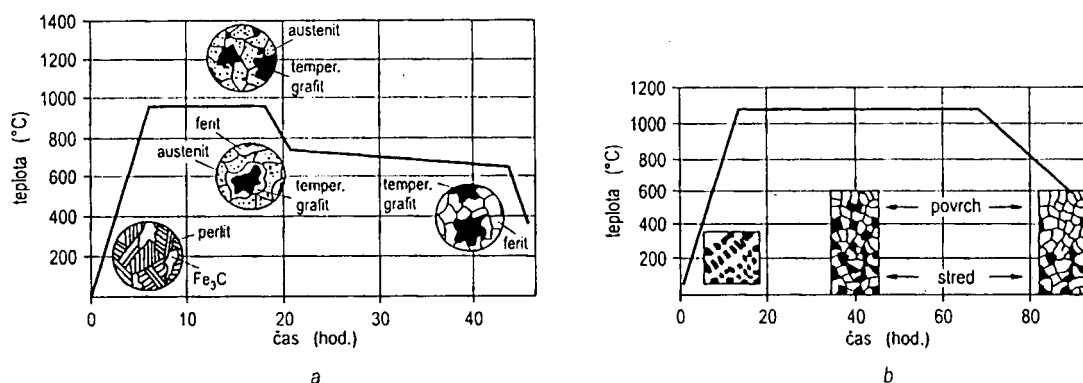
Temperovaná liatina	C	Si	Mn	S	P	Cr
TLB STN 42 2540	2,8 - 3,4	0,4 - 1,0	min 3 x % S max 0,5	< 0,15	< 0,1	≤ 0,1
TLČ STN 42 2533	2,2 - 2,8	1,3 - 1,6	0,4 - 0,6	< 0,25	< 0,1	≤ 0,1

Pre oba základné typy temperovaných liatin sa používa podutektická liatina ($S_e \approx 0,7$), aby sa znížilo riziko tvorby lupienkového grafitu v prvej výrobnej etape - pri odlievaní. Kremík obmedzuje difúziu uhlíka a súčasne podporuje tvorbu grafitu, a preto je v TLB žiadúci čo najnižší obsah Si.

Vyšší obsah uhlíka v TLB je v zdanlivom rozpore s jeho následným odstraňovaním, je však nevyhnutný, aby tavenina mala dobré zlievarenské vlastnosti. Vyšší obsah Si v TLČ je potrebný na úspešný priebeh grafitizácie v tuhom stave, lebo podporuje rozpad cementitu a kryštalizáciu grafitu. Vyšší obsah Si dovoľuje znížiť obsah uhlíka v TLČ pod 2,6% pri zachovaní dobrých zlievarenských vlastností taveniny. V TLB je síra jednoznačne nežiadúca. V TLČ je prípustný obsah S vyšší, lebo jej negatívny vplyv na vlastnosti matrice kompenzuje priaznivý vplyv na tvar temperového grafitu, ktorý sa stáva kompaktnejším. Obsah Mn sa volí hlavne na viazanie síry, jeho prebytok spomaľuje rozpad cementitu, a preto je u oboch typov liatin nežiadúci rovnako ako aj iné karbidotvorné prvky, napr. Cr.

Podeutektická bielo tuhnúca liatina má nižšiu zabiehavosť ako obvyklé grafitické liatiny ($S_c > 0,75$) a pri tuhnutí dochádza k objemovým zmenám asi ako u ocelí, a preto odliatky s hrúbkou stien nad 15 mm vyžadujú účinné náliatkovanie. Pri odlievaní do pieskových foriem je najmenšia hrúbka stien odliatkov limitovaná nižšou zabiehavosťou podeutektickej liatiny na 3 až 4 mm a najväčšia, okolo 15 mm, je obmedzovaná pomalým chladnutím, pri ktorom už môže vzniknúť grafit. U odliatkov z TLB maximálnu hrúbku stien limituje dĺžka doby oduhličovania daná dĺžkou difúznou dráhou uhlíka a v stenách hrubších než 10 mm už treba rátať s výskytom malého množstva temperového grafitu. U odliatkov z TLČ je horná hranica hrúbky stien obmedzená iba tvorbou nežiadúceho grafitu. Vylučovaniu grafitu je možné zabrániť karbidotvorným očkovaním prvkami Bi, Te, Sb, Mg a pod., alebo ak to dovoľí tvar odliatku, liatím do kovových foriem. Do kovových foriem sa lejú masívne odliatky jednoduchého tvaru ako napr. kľukové a vačkové hriadele, brzdové bubny a brzdové valčeky. Špecifickým prípadom je hromadne vyrábaný odliatok telesa brzdového valčeka s rozmermi okolo $\varnothing 50 \times 100$ mm, ktorý sa odlieva ako skupinový odliatok (4 až 10 kusov) do kovovej formy s tenkými vtokovými zárezmi. Po odliatí sa v odliatkoch vyskytujú veľké sústredené stiahnutiny a v takomto stave sa odliatky podrobujú temperovaniu na čierny lom, pri ktorom sa získa prevažne feritická štruktúra so zrnitým grafitom. Sústredená stiahnutina v strede sa odstraňuje pri trieskovom obrábaní vnútorného povrchu. Takto vyrobené brzdové valčeky sa vyznačujú vysokou tlmiacou schopnosťou a veľmi dobrými klznými vlastnosťami.

Na obr. 101 sú znázornené charakteristické časové priebehy temperovania a štruktúrne etapy, ku ktorým dochádza pri výrobe TLČ a TLB.



Obr. 101 Temperovací diagram liatiny s čiernym lomom (a) a s bielym lomom (b)

V tabuľke 16 sú vedené mechanické vlastnosti a typ štruktúry temperovaných liatin podľa STN spolu s príkladmi použitia.

Tabuľka 16

Základné typy temperovaných liatin podľa STN

Norma STN	Typ liatiny štruktúra	Rm (MPa)	A5 (%)	Tvrdosť (HB)	Použitie (odliatky s hrúbkou 3-30 mm)
42 2531	TLČ F+G	300	6	180	stavebné kovania, články reťazí, diely poľnohospodárskych a textilných strojov, diely pre automobilový priemysel
42 2532	TLČ F+G	320	8	180	
42 2533	TLČ F+G+(P)	330	10	160	
42 2534	TLČ F+P+G	350	12	160	
42 2536	TLB feritická	360	4	220	fitingy, strmene, západky, drobné diely pre automobilový priem.
42 2540	TLB F+P	420	6	220	
42 2545	TLB perlitická	440	7	200	páky prevodoviek, vahadlá, konzoly, svorky, brzdové bubny, náboje kolies
42 2550		490	5	230	
42 2555		540	4	240	

Uvedené mechanické vlastnosti a štruktúra TLB platia pre steny tenšie než 12 mm alebo valček do \varnothing 12 mm. Vo väčších prierezoch sa v strede vyskytuje aj grafit.

Výroba TLČ je založená na grafitizácii v tuhom stave. Pri temperovaní na teplote prebieha tzv. prvá etapa grafitizácie, kedy sa ledeburitický cementit rozpadá a uhlík difunduje k zárodkom, kde kryštalizuje. Prirodzenými zárodkami sú mikropóry, miežkové poruchy alebo vtrúseniny na hraniciach primárnych zŕn. Rast grafitu je pomerne pomalý, keď sa asi po 1 hodine rozpadne 50% ledeburitického cementitu na temperový grafit. Výdrž na teplote, 10 až 12 hodín, musí byť taká

dlhá, aby sa rozpadol všetok ledeburitický cementit. Potom nasleduje ochladzovanie až na teplotu eutektoidnej reakcie asi 750°C. Počas tohto ochladzovania sa v dôsledku znižovania rozpustnosti uhlíka v austenite (viď na obr. 80) vylučuje z tuhého roztoku austenitu sekundárny cementit, ktorý sa tiež rozpadá na austenit a grafít v tzv. *prechodnej etape grafítizácie*.

V intervale teplôt eutektoidnej reakcie (750 - 620°C) nastáva *druhá etapa grafítizácie*, kedy dochádza súčasne k tvorbe eutektoidného cementitu a jeho rozpadu na ferit a grafít. Podľa toho nakoľko prebehne tento rozpad, môžeme získať temperovanú liatinu s rôznou štruktúrou základnej kovovej matrice. Pri pomalom ochladzovaní, ako je to znázornené na obr. 101a, sa eutektoidný cementit rozpadne úplne a liatina má základnú maticu tvorenú feritom, v ktorej je uložený temperový grafít. Táto liatina sa označuje ako *temperovaná liatina feritická* a dosahuje pevnosť v ťahu asi 300 MPa a ťažnosť nad 11%.

Ak je doba prechodu intervalom teplôt eutektoidnej premeny taká krátka, že prebehne iba eutektoidná premena, ale rozpad eutektoidného cementitu nenastane, potom má liatina maticu tvorenú perlitom, v ktorej sa nachádza temperový grafít a označuje sa ako *temperovaná liatina perlitická*. Jej pevnosť je asi 500 MPa a ťažnosť asi 6%. Vhodnou voľbou spôsobu ochladzovania počas eutektoidnej premeny je možné dosiahnuť čiastočný rozpad eutektoidného cementitu a získať *liatinu s perliticko-feritickou základnou maticou*, v ktorej je uložený temperový grafít. Mechanické vlastnosti takejto liatiny závisia od podielu feritu a perlitu v matici a u nelegovanej TLČ sa dosahuje pevnosť v ťahu v rozsahu 300 až 500 MPa. U odliatkov z TLČ legovanej malými obsahmi Mo, Ni, Cu, B, Zr a pod. je možné po spracovaní v moderných temperovacích peciach s riadenou teplotou a atmosférou dosiahnuť pevnosť až 800 MPa.

Temperovaná liatina s bielym lomom (TLB) sa vyrába žiňaním východiskovej bielej liatiny v oxidačnej atmosfére, v ktorej sú aktívnymi zložkami CO, CO₂, H₂ a H₂O. Uhlík sa z odliatkov čiastočne alebo úplne odstraňuje difúziou k povrchu, kde oxiduje na CO, a preto je potrebné voliť vyššiu teplotu temperovania - okolo 1060°C. Stupeň oduhličenia závisí od atmosféry, doby žiňania a hrúbky steny odliatku. V hrubej stene odliatku sa štruktúra TLB mení smerom od povrchu do stredu v závislosti od stupňa oduhličenia. V povrchovej úplne oduhličenej vrstve sa vyskytuje iba ferit a hlbšie pod povrchom sa v dôsledku nižšieho oduhličenia v štruktúre objavuje perlit až temperový grafít, ako je to znázornené na obr. 101b. V stenách odliatku tenších než 6 mm je v štruktúre iba ferit. Tenkostenné odliatky z feritickej TLB ako napr. fittingy (závitové spojky potru-

bí) je možné povrchovo upraviť žiarovým alebo galvanickým pozinkovaním alebo pocínovaním.

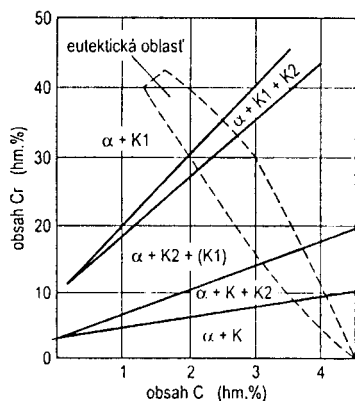
Európska norma EN 1562 podobne ako STN rozdeľuje temperovné liatiny podľa minimálnej hodnoty pevnosti materiálu odliatku na 5 typov TLB s rozpätím od 270 do 570 MPa a do 9 typov TLČ s pevnosťou v rozsahu 300 až 800 MPa.

7.7 LEGOVANÉ LIATINY SO ŠPECIÁLNYMI VLASTNOSTAMI

Sú to zliatiny železa s uhlíkom, u ktorých požadované špeciálne vlastnosti ako oteruvzdornosť, žiaruvzdornosť, odolnosť voči opalu alebo oxidácii v rôznych prostrediach a pod. zaisťujú vhodné legujúce prvky. Do tejto skupiny patria aj liatiny Ni-Resist, opísané v texte venovanom LGG. Legované liatiny je nevyhnutné taviť v elektrických peciach, najvhodnejšie sú tegľové indukčné pece. Liatina vytavená v kuplových peciach sa dá využiť len, ak má obsah síry menej než 0,015%, a to ako časť vsádzky prinášajúca uhlík. Vysoký obsah uhlíka a kremík zaisťujú nízky rovnovážny obsah kyslíka, dusíka a vodíka v tavenine a tavenie nevyžaduje zvláštne metalurgické operácie.

Chrómové liatiny tvoria najvýznamnejšiu skupinu špeciálnych liatin. Chróm je veľmi efektívnym a cenovo výhodným legujúcim prvkom. Obsah 0,3% Cr zabráni grafitizácii v tenkých stenách odliatkov a pri obsahu Cr > 2% liatina vždy stuhne ako biela, teda bez grafitu. So zvyšovaním obsahu Cr v základnej zliatine Fe-C-Si sa zvyšuje tvrdosť, oteruvzdornosť, odolnosť voči korózii a žiaruvzdornosť materiálu. Pri obsahu 6% Cr je liatina žiaruvzdorná do 700°C a pri obsahu 30 až 35% Cr je odolná voči opalu do 1200°C. Rovnovážna štruktúra pozostáva z feritickej matrice a všetok uhlík je viazaný v primárnych a sekundárnych komplexných karbidoch. Pri tuhnutí odliatkov vo forme sa získa buď perlitická, alebo martenzitická matrica a pri obsahu Cr nad 30% je matrica vždy feritická. Typ komplexných karbidov a poloha eutektického bodu v sústave Fe-C-Cr závisí od obsahu C a Cr, ako je to znázornené na obr. 102.

Oteruvzdornosť chrómových liatin sa zvyšuje s rastúcim obsahom C a Cr, a tým i množstva karbidov, ale iba po vyznačení eutektickú oblasť, lebo po jej prekročení smerom k vyšším hodnotám sa tvoria nadeutektické karbidy, ktoré následne hrubnú a zvyšujú krehkosť materiálu odliatkov.



Obr. 102 Štruktúrny diagram zliatiny Fe-C-Cr

s karbidmi typu M_7C_3 (K2) a malého množstva $M_{23}C_6$ (K1). Masívne eutektické karbidy spôsobujú známu vysokú krehkosť materiálu a pri abrazii sa vytrhávajú z matrice, čomu sa čelí nahradením časti chrómu prísadou 2 - 4% prvkov ako W, V a Ti. Tieto prvky tvoria špeciálne karbidy WC, VC a TiC , ktoré sa tvoria pri vyšších teplotách a nezávisle od M_7C_3 , resp. $M_{23}C_6$, ktoré sú potom menšie a liatina nie je natoľko krehká. Citelné zvýšenie húževnatosti a odolnosti liatiny voči lomu môže zaistiť iba vytvorenie určitého podielu austenitu v matrici. Prevažne austenitická matrica sa dá dosiahnuť legovaním viac než 2,5% Mo alebo kombináciou 0,6% Mo + 1% Ni + 1,5% Mn, ktorá zaistí pri odlievaní do pieskových foriem aj v stenách hrubších než 50 mm získanie matrice s približne 60% austenitu. Prevažne austenitická štruktúra dáva liatine vyššiu odolnosť voči abrazii než perlitická a porovnateľnú s martenzitickou, čo sa vysvetľuje transformáciou austenitu na martenzit nielen v deformovaných oblastiach (na povrchu rýh), ale aj v ich okolí. Spevnenie relatívne veľkých objemov transformovaného austenitu dáva liatine vysokú odolnosť voči abrazívnemu opotrebeniu aj pri nízkych tlakoch na povrch. Známa nízka odolnosť austenitickej matrice Hadfieldovej ocele 13% Mn - 1,3% C voči abrazii pri nízkych tlakoch je spôsobená tým, že martenzit sa tvorí iba v deformovaných oblastiach. Zloženie typickej oteruvzdornej chrómovej liatiny s prevažne austenitickou štruktúrou je uvedené v tabuľke 17.

Mikrolegovanie vanádom a titanom na konci tavby zaistí najmä zjemnenie komplexných karbidov. Pri odlievaní do pieskových foriem odliatky s hrúbkou stien 10 až 40 mm nevyžadujú tepelné spracovanie. Liatina sa vyznačuje vysokou oteruvzdornosťou a húževnatosťou, tvrdosť v dôsledku viac než 50% podielu austenitu v matrici je iba okolo 51 HRC, ale je prakticky neobro-

teruvzdornosť závisí aj od typu, rozmerov, množstva a tvaru karbidov, vlastností matrice a pevnosti spoja matrice-karbid. Do obsahu 10% Cr sa v štruktúre tvorí iba karbid $(FeCr)_3C$ (K), ktorého tvrdosť 840-1100 HV30 a malé množstvo v perlitickej matrici limituje oteruvzdornosť. Zvýšenie oteruvzdornosti môže zaistiť legovanie 3 až 5% Ni a 1% Mo, pri ktorom vzniká martenzitická matrica. Výraznejšie zvýšenie oteruvzdornosti sa dosahuje pri legovaní viac než 10% Cr, kedy sa tvorí viac karbidov, najmä $(FeCr)_7C_3$ (K2) s tvrdosťou 1200-1800 HV30. V praxi sa osvedčili liatiny s obsahom 16 až 28% Cr a 2,5 až 3,2% C

bitel'ná. V rozsahu hrúbky stien 3 až 100 mm má materiál tvrdosť 50 až 58 HRC a v hraničných hrúbkach vykazuje mierne nižšiu oteruvzdornosť.

Tabuľka 17

Chrómová oteruvzdorná liatina

Prvok	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	V	Ti	S + P
hm. %	2,5 - 3,1	18 - 23	0,8 - 1,3	1,2 - 2	0,6 - 0,8	0,6 - 1	0,02 - 0,05	0,02 - 0,05	0,02

Vanádové liatiny s obsahom 8 až 12% V sa vyznačujú tzv. *inverznou štruktúrou* s hviezdicovitými útvarmi ihlíc karbidov VC, ktoré sa nachádzajú v súvislej austenitickej (pri 10% V) alebo austeniticko-perlitickej matrici (pri 8% V). Takáto morfológia štruktúry zaisťuje vysokú oteruvzdornosť, pevnosť a húževnatosť. Vzhľadom na vysokú cenu vanádu, v moderných typoch liatin sa tento čiastočne nahrádza chrómom a mangánom. Typické zloženie takejto úspornej vanádovej liatiny je v tabuľke 18.

Tabuľka 18

Zloženie oteruvzdornej liatiny Fe-C-V-Mn

Prvok	C	V	Cr	Mn	Si	Ti	S + P
hm. %	3,0 - 3,5	7 - 8	4,5 - 5,5	3,4 - 4,5	max. 1,5	0,5	0,2

Pokiaľ je hrúbka stien odliatkov väčšia než 10 mm, nie je potrebné tepelné spracovanie. V rýchlejšie chladnúcich tenkých stenách alebo v kokilových odliatkoch sa tvoria veľmi drobné ihlice karbidov, ktoré sa pri abrazii ľahko vylamujú z matrice. V takých prípadoch sa štruktúra upravuje rozpúšťacím žihaním pri 1000 až 1050°C s výdržou 1 až 2 hodiny (u kokilových odliatkov až 5 hodín), počas ktorej sa ihličky karbidov od seba oddeľujú, niektoré zanikajú a zostávajúce zhrubnú. Po rozpúšťacom žihaní chladnú odliatky na vzduchu.

Hliníkové liatiny sa vyznačujú vysokou odolnosťou voči oxidácii a žiaruvzdornosťou, pričom sú cenovo výhodné. Hliník veľmi podporuje grafitizáciu a znižuje eutektickú koncentráciu uhlíka a do obsahu okolo 20% Al sú liatiny grafitické s prevažne feritickou matricou. Grafít má buď lupienkový tvar, alebo po modifikácii cérom tvar nepravidelných zŕn. Pri obsahu 28 až 30% Al je liatina karbidická s uhlíkom viazaným na Al_4C_3 . Má zlé zlievarenské vlastnosti, je veľmi krehká,

tvrdá a prakticky neobrobiteľná. Žiaruvzdornosť a oteruvzdornosť si zachováva až do teploty 1200°C. V tabuľke 19 sú uvedené smerné zloženia troch typov hliníkových liatin, ktoré sa využívajú v chemickom priemysle a energetike.

Tabuľka 19

Zloženie základných typov hliníkových liatin v hm. %

Prvok	Al	C	Si	Mn	Cr	Pracovná teplota
I.	3 - 8	2,5 - 3,0	2 - 3	0,4 - 0,5	1 - 3	do 850°C (SO ₂)
II.	19 - 21	1,3 - 2,5	0,8 - 2			do 1000°C (SO ₂)
III.	28 - 30	1,2 - 1,4	max. 0,5	0,4 - 0,6		do 1200°C

Kremíkové liatiny obsahujú 4 až 6% Si, ktorý zabezpečuje feritickú štruktúru a teplotu eutektoidnej premeny vyššiu než 900°C. Aby nevznikal hrubý eutektický alebo nadeutektický grafit, volí sa (nižší) obsah C 1,5 až 2,5% a doplnkové legovanie Cr, Mo a V s obsahom spolu až do 2%. Sú určené najmä na diely kúrenísk, kde je požadovaná opaluvzdornosť do teploty až 950°C.

8. ZLIATINY NEŽELEZNÝCH KOVOV NA ODLIATKY

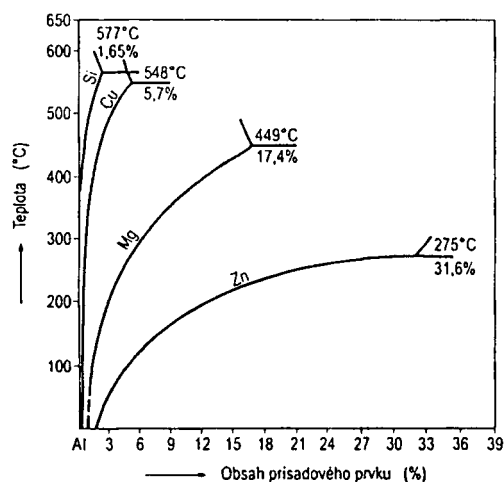
8.1 ZLIATINY HLINÍKA

Hliník kryštalizuje v sústave kubickej, plošne centrovanej. Pevnosť čistého hliníka vo vyžíhanom stave je približne 70 MPa pri ťažnosti 30% a modul pružnosti v ťahu je okolo 70 000 MPa, pričom táto hodnota je charakteristická pre väčšinu Al-zliatin. Najvýznamnejším dôvodom na výrobu zliatin hliníka s inými kovmi je úprava mechanických vlastností (zvýšenie pevnostných charakteristík, tvrdosti, zlepšenie únavových vlastností, zvýšenie odolnosti voči tečeniu a opotrebovaniu). U odliatkov sa nevyužíva možnosť deformačného spevnenia plasticou deformáciou za studena a požadované vlastnosti musí zaistiť legovanie a tepelné spracovanie. Typ a množstvo legujúcich prvkov však vplyva aj na ďalšie požadované vlastnosti napr. technologické (obrobiteľnosť, tváriteľnosť, zlievateľnosť, zvariteľnosť), ale aj iné úžitkové vlastnosti (odolnosť voči korózii, schopnosť elektrolytickej oxidácie, lešiteľnosť, elektrická vodivosť a pod.). V najväčšom objeme sa vyrábajú zliatiny s horčíkom, ďalej s kremíkom, meďou, mangánom a zinkom. Keď bol v roku 1906 objavený proces vytvrdzovania, stala sa zliatina Al-Cu-Mg základom skupiny vytvrditeľných zliatin. Lineárne zmraštenie zliatin hliníka sa pohybuje v rozmedzí 0,8 až 1,5%.

Legujúce prvky môžu zvýšiť pevnostné charakteristiky Al-zliatin oproti čistému hliníku až 10-násobne. Pevnosť bežných hliníkových zliatin býva 200 až 300 MPa a špeciálne vysokopevné zliatiny dosahujú 450 až 690 MPa. Príčinou zvýšenia pevnosti je obmedzenie plastickej deformovateľnosti obmedzením pohybu dislokácií. Plastická deformovateľnosť zliatin sa znižuje buď v dôsledku kryštalizácie viacerých fáz u heterogénnych štruktúr, napr. pri prítomnosti eutektika, alebo u homogénnych štruktúr po sekundárnej kryštalizácii precipitujúcej fázy. Spevňujúce efekty hliníkových zliatin vyvolávajú:

- tvorbu substitučných tuhých roztokov (substitučné spevnenie),
- precipitáciu sekundárnych fáz (precipitačné spevnenie),
- heterogénnu kryštalizáciu (kryštalizácia viacfázových štruktúr).

Rovnovážna rozpustnosť najdôležitejších legúr hliníkových zliatin v závislosti od teploty je znázornená na obr. 103. Kremík je v hliníkovej matrici prakticky nerozpustný a môže ju spevniť iba ako samostatná čistá zložka eutektika, teda heterogénnej dvojfázovej sústavy.



Obr. 103 Rozpustnosť legúr v Al-zliatinách

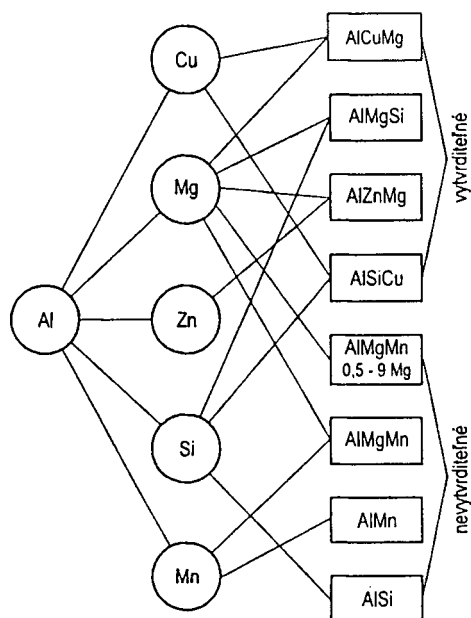
Precipitačné a substitučné spevnenie umožňujú iba legúry Cu, Mg a Zn schopné vytvoriť s hliníkom substitučný tuhý roztok, u ktorého dochádza k zmene rozpustnosti s teplotou. Aby takéto tuhé roztoky mohli vzniknúť, musí byť rozdiel atómových polomerov hliníka a prímеси menší než 15%, mocenstvo rozpúšťaného kovu musí byť rovnaké ako u kovu základného, kovy musia mať podobnú elektronegativitu a kryštalická mriežka musí byť geometricky podobná. Čím menej sú tieto podmienky splnené, tým viac je obmedzená oblasť výskytu

tuhých roztokov, a tým väčšia je náchylnosť zliatiny tvoriť intermediárne zlúčeniny. Legujúce prvky Fe, Ni, Ti, Mn a Cr môžu s hliníkom a navzájom medzi sebou tvoriť sekundárne zlúčeniny a majú relatívne malú rozpustnosť v tuhom stave. Častice tvorené zlúčeninami týchto prvkov, ale aj častice elementárneho eutektického kremíka, sú uložené na hraniciach zŕn, prípadne medzi ramenami dendritov. Tieto intermediárne zlúčeniny sú krehké a tvrdé a pretože sa v štruktúre vyskytujú na hraniciach dendritov, znižujú pevnostné vlastnosti alebo zvyšujú náchylnosť na medzikryštalovú koróziu. Ich výskyt je preto nežiadúci a je potrebné ho potlačiť. Jedná sa o binárne fázy CuAl_2 , FeAl_3 , Fe_2Al_5 , Ni_2Al_3 , $\text{Cr}_2\text{Al}_{11}$, MnAl_4 , NiAl_3 , Mg_2Al_3 , Mg_5Al_8 , FeAl , NiAl , Cu_9Al_4 . V zliatinách obsahujúcich železo a kremík sa tvoria najmä častice kvaternárnej chemickej zlúčeniny $\text{Al}_{12}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}$. Ak zliatina obsahuje Cu, dochádza k vzniku ternárnej fázy $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$. V zliatinách s chrómom a horčíkom precipituje počas ohrevu v tuhom stave fáza $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$. Po rýchlom ochladení koncentrácia Mn, prípadne Cr, v zliatine prevyšuje rovnovážnu koncentráciu a tuhý roztok je presýtený a metastabilný. Precipitácia disperzných častíc uvedených intermetalických zlúčenín bráni rastu zŕn napr. pri rekryštalizácii, ale tieto častice matricu príliš nespevňujú, pretože sú s ňou nekoherentné a pri ich vylučovaní sa matrica ochudobňuje o substitučné prímеси. Mechanické vlastnosti pozitívne ovplyvňujú legúry, ktoré tvoria v zliatine precipitáty

dokonale koherentné s matricou. Majú schopnosť účinne precipitačne vytvrdzovať a často sa označujú podľa objaviteľov ako Guinier-Prestonove zóny. Precipitačné spevnenie umožňujú zliatiny AlCuMg, AlMgSi, AlZnMg a AlSiCu, u ktorých sa pod krivkou solidu pri teplote okolia alebo za zvýšených teplôt vylučujú fázy Al_2Cu , Mg_2Si a MgZn_2 . Tieto fázy sa vylučujú v objeme zrna základného tuhého roztoku ako oblasti usporiadaných atómov plynule prechádzajúce do mriežky matrice a sú účinnou prekážkou pohybu dislokácií.

Zliatiny hliníka sa podľa schopnosti tvoriť disperzné koherentné precipitáty delia na:

- zlievarenské vytvrditeľné zliatiny - AlCuNiMg, AlSiMg, AlSiCuNi, AlSiCu, AlMgSi,
- zlievarenské nevytvrditeľné zliatiny - AlMgMn, AlSi10, AlSi13, AlSi5Cu2.



Obr. 104 Zliatiny hliníka

Medzi nevytvrditeľné sa zaraďujú takmer všetky zliatiny liate pod tlakom a všetky typy technicky čistého hliníka. Na obr. 104 je schéma najčastejšie vyrábaných zliatin hliníka s hlavnými legujúcimi prvkami. Sumárny obsah legujúcich prvkov v tvárnených zliatinách je 0,5 až 5%, u zlievarenských zliatin je obvykle vyšší až do 24%. Medzi základné typy zlievarenských zliatin sú zaradené skupiny zliatin Al-Si, Al-Si-Mg, Al-Si-Cu, Al-Mg a k menej používaným patria zliatiny Al-Cu, Al-Cu-Mg, Al-Zn, Al-Zn-Mg. Zloženie a vlastnosti najčastejšie používaných zliatin sú uvedené v tabuľke 20.

Zliatiny Al-Cu

Z binárnych zliatin je v STN uvedená iba zliatina AlCu8 (STN 42 4356), ktorá má zlé zlievarenské vlastnosti. Sústava Al-Cu je na strane hliníka v skutočnosti sústavou Al- Al_2Cu , na pravej strane s fázou Al_2Cu , ktorá obsahuje okolo 33% Cu. Z toho vyplýva, že pri používaných obsahoch Cu 3 až 10% bude štruktúra obsahovať okrem tuhého roztoku α ešte malé množstvo eutektika $\alpha - \text{Al}_2\text{Cu}$ a vyprecipitovanú spevňujúcu fázu Al_2Cu . Zabiehavosť je možné zlepšiť pridaním kremíka

do celkového obsahu 6% (STN 42 4357). Zlepšenie mechanických vlastností a zjemnenie zrna sa dosahuje prísadou niklu, horčíka (STN 42 4315) a zinku (STN 42 4357) alebo tiež prísadou titanu (EN AC-2100, EN AC-21100).

Zliatiny Al-Si a Al-Si-X

Binárne zliatiny sústavy Al-Si (silumíny) kryštalizujú podľa rovnovážneho diagramu s prakticky nulovou rozpustnosťou v tuhom stave a eutektickou koncentráciou Si 11,7%. Zlievarenské silumíny sa delia na podeutektické, eutektické a nadeutektické. Podeutektické zliatiny majú obsah Si 4,5 až 10%, za eutektické považujeme zliatiny s obsahom Si 10 až 13% a nadeutektické zliatiny majú obsah Si vyšší. Zliatiny sa používajú na liatie do pieskových alebo kovových foriem, na liatie pod tlakom i pre presné liatie. Zliatiny Al-Si doplnené o malú prísadu horčíka 0,2 až 0,7% (EN AC-ALSi7Mg) patria medzi zliatiny vytvrditeľné. U týchto zliatin je možné ďalej zlepšovať mechanické vlastnosti, napr. zmenšením veľkosti zŕn Si prípadne obmedzením vplyvu nežiadúcich fáz na báze Fe. Najvýznamnejšie metalurgické spracovanie podeutektických zliatin Al-Si je očkovanie Zr, Ti a B na zjemnenie zrna a modifikácia Na alebo stronciom. U nadeutektických zliatin sa využíva na zjemnenie zrna očkovanie fosforom. Zliatiny Al-Si-Cu majú znížený obsah Si a prísada Cu býva max. 5%. Zliatiny sú kompaktné, majú malú pohltivosť plynov, lejú sa väčšinou pod tlakom. Vzhľadom na prítomnosť medi a sekundárnej fázy Al_2Cu majú tieto zliatiny zníženú odolnosť voči korózii (STN 42 4380).

Zliatiny Al-Mg

Zliatiny Al-Mg patria svojimi mechanickými vlastnosťami medzi najkvalitnejšie zlievarenské zliatiny hliníka. Majú však sklon k tvorbe stiahnutí, vysoké zmrašťovanie a malú zabiehavosť. Sklon k oxidácii horčikovej zložky sa potlačuje prísadou 0,02% Be a zjemnenie štruktúry prísadou 0,05 až 0,1% Ti. Podobne ako u zliatin Al-Cu, jedná sa o sústavu s intermediárnou fázou Al_3Mg_5 resp. Al_3Mg_2 . Z ľavej strany diagramu na obr. 103 vidieť rozsiahlu oblasť zmeny rozpustnosti s teplotou a s tým spojenú precipitáciu fázy Mg_5Al_3 z presýteného tuhého roztoku. V zlievarenských zliatinách sa používa obsah Mg 2,5 až 12%. Kremík prítomný vo viackomponentných zliatinách všeobecne zlepšuje zlievarenské vlastnosti a vedie k tvorbe fázy Mg_2Si . Zliatiny sa tepelne nespracúvajú, používajú sa v liatom stave (STN 42 4515, 42 4518).

Tabuľka 20

Norma STN, EN (druh)	Chemické zloženie (hm. %)								Mechanické		
	Cu	Si	Mn	Mg	Ni	Zn	Fe	Ti	Spôsob liatia	Tepelné sprac.	Rm (MPa)
42 4315 (Al-Cu-Ni-Mg)	3,75 4,50	max. 0,4	max. 0,3	1,30 1,75	1,75 2,25	max. 0,05	max. 0,5	max. 0,1	LP LK	T5 T5	220 240
42 4356 (Al-Cu8)	6,0 8,0	max. 1,5	max. 0,6	max. 0,3	max. 0,3	max. 2,5	max. 1,0		LP LK	F F	120 130
42 4357 (Al-Cu7-Si6)	3,0 7,0	3,0 6,0	max. 0,6	max. 0,5	max. 0,3	1,0 2,5	max. 1,1		LP, LK	F	160
EN AC-21000 (EN AC-AlCu4MgTi)	4,2 5,0	max. 0,20	max. 0,10	0,15 0,30	max. 0,05	max. 0,10	max. 0,35	0,15 0,30	LP LK LPr	T4 T4 T4	300 320 300
EN AC-21100 (EN AC-AlCu4Ti)	4,2 5,0	max. 0,18	max. 0,55			max. 0,07	max. 0,19	0,15 0,30	LP LK	T6 T64 T6 T64	300 280 330 320
42 4330 EN AC-44200 (EN AC-AlSi12(a))	max. 0,03	10,5 13,5	max. 0,10			max. 0,1	max. 0,4	max. 0,15	LP LK	F F	150 170
42 4331 EN AC 43000 (EN AC-Al-Si10Mg)	max. 0,03	9,0 11,0	max. 0,45	0,25 0,50		max. 0,10	max. 0,4	max. 0,15	LP LK	F T6 F T6	150 220 180 260
EN AC-42100 (EN AC-AlSi7Mg0,3)	max. 0,03	6,5 7,5	max. 0,10	0,30 0,45		max. 0,07	max. 0,15	0,10 0,18	LP LPr	T6 T6	230 260

Tabuľka 20

Norma STN, EN (druh)	Chemické zloženie (hm. %)								Mechanické		
	Cu	Si	Mn	Mg	Ni	Zn	Fe	Ti	Spôsob liatia	Tepelné sprac.	Rm (MPa)
EN AC-42200 (EN AC- AlSi7Mg0,6)	max. 0,03	6,50 7,50	max. 0,10	0,50 0,70		max. 0,07	max. 0,15	0,10 0,18	LP LPr	T6 T6	250 290
EN AC-42000 (EN AC- AlSi7Mg)	max. 0,20	6,50 7,50	max. 0,35	0,20 0,65	max. 0,15	max. 0,50	max. 0,55	0,05 0,25	LP LK LPr	F T6 F T6 T6	140 220 170 260 240
42 4380 EN AC-45300 (EN AC- AlSi5Cu1Mg)	1,0 1,5	4,50 5,50	max. 0,55	0,40 0,65	max. 0,25	max. 0,15	max. 0,55	0,05 0,20	LP LK	T4 T6 T4 T6	170 230 230 280
42 4518 EN AC-51200 (EN AC- AlMg9)	max. 0,10	max. 2,50	max. 0,55	8,0 10,5	max. 0,1	max. 0,25	max. 1,0	max. 0,20	LT	F	200
42 4515 EN AC-51400 (EN AC- AlMg5(Si))	max. 0,05	max. 1,50	max. 0,45	4,50 6,50		max. 0,1	max. 0,55	max. 0,20	LP LK	F F	160 180
EN AC-71000 (EN AC- AlZn5Mg)	0,15 0,35	max. 0,30	max. 0,40	0,40 0,70	max. 0,05	4,50 6,00	max. 0,80	0,10 0,25	LP LK LPr LT	T1 T1 F F	190 210 170 200

Zliatiny Al-Zn

Binárne zliatiny Al-Zn majú zlé zlievarenské vlastnosti (najmä vysoké zmrašťovanie). Na ich zlepšenie sa ako ďalšie legúry používajú Si, Cu a Mg, ktoré súčasne zlepšujú mechanické vlastnosti. V súčasnosti sa vyrábajú zliatiny Al-Zn-Mg (EN AC-AlZn5Mg) alebo Al-Zn-Si-Mg. Ak je celkový obsah legúr vyšší než 8%, dochádza u zliatin k značnému zhoršeniu odolnosti proti interkryštalickej korózii. Zinok v sústave Al-Zn iba substitučne spevňuje maticu, netvorí intermediárnu fázu a väčšinou sa tieto zliatiny používajú v liatom stave.

Žiarupevné zliatiny hliníka

Na použitie za vysokých teplôt boli vyvinuté zliatiny na báze AlMg, AlCu, AlCuNi, AlSiCu a AlSiCuNi. Tieto zliatiny môžu pracovať pri teplotách 200 až 350°C. Hlavnými spevňujúcimi fázami sú Al_2CuMg , Mg_2Si a fáza NiAl_3 . Legúrou zaisťujúcou odolnosť proti tečeniu za tepla je nikel a ďalšou významnou prísadou je Mn do obsahu približne 0,8%. Zliatiny sú z hľadiska chemického zloženia pomerne zložité. Zliatiny sú odolné voči tečeniu, korózii a majú vysokú rozmerovú stálosť. Zo žiarupevných zliatin sa vyrábajú najmä diely energetických strojov a výbušných motorov (piesty, hlavy valcov a pod.).

Ložiskové zliatiny hliníka

Zliatiny sústavy Al-Sn sa používajú na výrobu klzných ložísk. Cín s hliníkom netvorí tuhý roztok. Pri obsahu 0,5% Sn kryštalizuje eutektikum s teplotou tavenia 228,3°C uložené v štruktúre medzi dendritmi primárneho hliníka. Vzhľadom na to, že sa používajú nadeutektické zliatiny, v štruktúre sú uložené zrná primárneho Sn. Polyedrický, kompaktný tvar týchto zŕn cínu sa dosahuje zvýšením ich povrchového napätia pri kryštalizácii malými prísadami medi a niklu. Ložiská s väčšími rozmermi sú samonosné, malé ložiská bývajú vystužené oceľovými nosičmi. Významné ložiskové zliatiny sú AlSn6Cu, AlSn20Cu, AlSn6SiCu, AlSn30SiCu. Tiež boli vyvinuté zliatiny s kadmíom a olovom namiesto cínu.

Zliatiny Al-Li

V sústave Al-Li sa pri koncentrácii lítia okolo 20% vyskytuje fáza AlLi s teplotou tavenia 712°C, teda sa jedná o sústavu Al-AlLi. Pri eutektickej teplote 602°C sa v hliníku rozpúšťa 4,2% AlLi a s poklesom teploty sa znižuje rozpustnosť až na menej než 1%. Pri starnutí presýteného tuhého

roztoku sa tvorí Al_3Li . V známych zliatinách sa využíva legovanie Li v rozsahu 1 až 3% s ďalšími legúrami 3 až 12% Mg, 0,2 až 1,5% Mn, prípadne malé množstvá In, Si a Zn. Odliatky sa podrobujú tepelnému spracovaniu, ktoré pozostáva z rozpúšťacieho žihania s prudkým ochladením a starnutím. Pri starnutí vzniká komplex spevňujúcich fáz s veľkým podielom Al_3Li a materiál dosahuje pevnosť 300 až 600 MPa. Vývoj perspektívnych zliatin Al-Li neustále pokračuje.

Tepelné spracovanie zlievarenských zliatin hliníka

Odliatky z hliníkových zliatin sa podrobujú tepelnému spracovaniu s cieľom zlepšenia mechanických vlastností, zníženia vnútorných napätí alebo zaistenia rozmerovej stálosti. Vysoký súčiniteľ tepelnej rozťažnosti Al-zliatin $\alpha_l \approx 22 \cdot 10^{-6}$ (asi dvojnásobný než u ocelí) spôsobuje, že pri neizotermickom chladnutí pod teplotou 180°C, v oblasti pružných deformácií, sú odliatky náchylné na vznik vnútorných napätí. Vnútorné napätia koncentrované v odliatkoch relaxujú vznikom deformácií veľmi pomaly aj pri izbovej teplote počas prevádzky odliatkov, alebo pri ich obrábaní. Rýchle zníženie vnútorných napätí sa robí žiňaním pri teplotách 200 až 250°C po dobu 6 až 8 hodín. Ochladzovanie musí byť pomalé, pretože napätia a s tým spojená nestabilita rozmerov sa vnáša do tvarovo komplikovaných odliatkov aj pri prudkom ochladzovaní zo žihacej teploty. Rozmerová stabilita závisí aj od chemického zloženia a segregácie v intervale kryštalizácie. Vytvrdzovanie prebieha ako kombinovaný postup, pozostávajúci z rozpúšťacieho žihania a starnutia. Rozpúšťacie žiňanie pozostáva z ohrevu 50 až 100°C pod eutektickú teplotu, výdrže 1 - 3 hodiny, počas ktorej dôjde k rozpusteniu rovnovážnych fáz (homogenizácii) a prudkého ochladenia do vody. Starnutie, počas ktorého sa v zrnách tvoria drobné precipitáty sekundárnej fázy, prebieha buď pri teplote okolia (*prirodzené starnutie*), alebo za zvýšenej teploty 100 až 250°C (*umelé starnutie*). Pri vyšších teplotách, pri *stabilizačnom žiňaní*, dochádza k *prestarnutiu*. Teplota stabilizačného žihania sa vždy volí vyššia než je prípadná pracovná teplota, obvykle 350°C. Doba starnutia (vytvrdzovania) sa volí podľa požadovaných hodnôt tvrdosti alebo pevnosti na základe tzv. *vrstovnicových diagramov* závislosti tvrdosť-teplota-čas pre danú zliatinu. Rovnakú hodnotu tvrdosti a pevnosti je možné získať pri rôznych teplotách vytvrdzovania po rôznych dobách výdrže, ktorá býva 3 až 24 hodín. Rozmerová stabilita je významná napr. u piestových zliatin, kde sa vyžaduje špeciálny postup tepelného spracovania, založený na riadenom ochladzovaní počas starnutia. V tabuľke 20 označenie spôsobu liatia určuje LP - liatie do piesku, LK - liatie do kokily, LT - tlakové liatie, LPr - presné liatie a označenie tepelného spracovania zodpovedá európskej norme: F - liaty stav, O - žiňanie, T1 - riadené ochladzovanie z teploty liatia a prirodzené starnutie.

tie, T4 - rozpúšťacie žihanie a prirodzené starnutie, T5 - riadené ochladzovanie z teploty liatia a umelé starnutie alebo prestarnutie, T6 - rozpúšťacie žihanie a umelé starnutie, T64 - rozpúšťacie žihanie a umelé starnutie (podstarnutie), T7 - rozpúšťacie žihanie a umelé starnutie (prestarnutie), stabilizovanie.

8.1.1 PRÍPRAVA TAVENÍN AL-ZLIATIN

Taveniny hliníka a jeho zliatin majú vysokú afinitu ku kyslíku, a to nielen k atmosferickému, ale dochádza k vyredukovaniu aj plyných oxidov CO, CO₂, H₂O a SO₂ za vzniku Al₂O₃ a rozpúšťaniu síry a vodíka. Jediným atmosferickým plynom, ktorý sa v tavenine rozpúšťa, je vodík a oxidický povlak hrubý 1 až 10 µm dokáže zabrániť difúznemu prenikaniu H₂, vodnej pary a iných oxidačných plynov k hladine. Povlak však musí zostať kompaktný, lebo po jeho rozptýlení v tavenine vytvorí ťažko odstrániteľné vtrúseniny, ktoré zhoršujú mechanické vlastnosti, obrobitelnosť a hermetičnosť materiálu.

Kryciu schopnosť povlaku Al₂O₃ prakticky neovplyvňujú legúry Si, Cu a Mn, ale veľmi ju zhoršuje horčík. Už stopový obsah Mg (>0,01%) spôsobuje, že na hladine sa tvorí komplexný oxid MgO·Al₂O₃ a MgO. Pri obsahu Mg viac než 1% tvorí povrchovú blanu iba MgO, ktorý má menší objem než tavenina, z ktorej vznikol, a preto dochádza k pokračujúcej oxidácii taveniny. Pri tavení zliatin Al-Mg je vždy potrebné hladinu taveniny chrániť krycou soľou na báze karnalitu (MgCl₂·KCl). Pri tavení Al-zliatin dochádza k naplynieniu vodíkom a znečisteniu taveniny (vtrúseninami) oxidmi, nitridmi (AlN, Mg₃N₂), karbidmi (Al₄C₃), boridmi (AlB₂) a inými vtrúseninami zo vsádzky. Ak sú malé, ich gravitačné vyplavenie "odstátím" taveniny je neúčinné a vtedy je potrebné aplikovať niektorý z rafinačných postupov, ktorý súčasne taveninu odplyní. V minulosti sa kládol veľký dôraz na to, aby v tavenine bol čo najmenší premiešavací pohyb a uprednostňovalo sa tavenie v tégľoch ohrievaných zvonku plameňom alebo elektricky v odporových peciach. Dlhá doba tavenia a malý pohyb taveniny zaistili uspokojivé zníženie obsahu vtrúsenín gravitačným vyplavovaním. Na ochranu taveniny pred atmosferickým vodíkom a vodnou parou často postačoval prirodzený oxidický povlak na hladine a u zliatin obsahujúcich Mg sa použila ochrana karnalitom. Tavenie v indukčných peciach s krátkou dobou tavby a vnútorným pohybom taveniny vyžaduje účinnú rafináciu. Do úvahy prichádza prefukovanie taveniny argónom alebo dusíkom,

vákuovanie, filtrovanie alebo aplikácia špeciálnych krycích a čistiacich solí. V poslednom období sa v praxi výrazne presadzujú indukčné pece, u ktorých dochádza k určitej rafinácii v objeme taveniny pôsobením elektromagnetických síl a využíva sa široký sortiment špeciálnych ochranných, rafinačných a modifikačných solí (napr. výrobky firmy FOSECO). Sú spravidla určené iba pre konkrétny typ zliatin (napr. AlMg, podeutektické silumíny a pod.) a typ metalurgického zásahu ako čistenie a krytie počas natavovania, odplynenie, rafinovanie, zjemnenie zrna, odstránenie nežiadúceho prvku alebo modifikovanie. Mnohé komerčné typy solí umožňujú viac operácií súčasne, napr. čistenie a krytie, rafinovanie a odplynenie, odplynenie a modifikovanie a pod. Pre jednotlivé značky solí výrobca vždy udáva spôsob použitia (spracovanie v dávkach alebo kontinuálne), typ zliatiny, pre ktorý je soľ určená, rozsah teplôt pri spracovaní a potrebné množstvo soli vztiahnuté voči hmotnosti taveniny. Na zachytávanie vtrúsenín z taveniny sa využívajú soli na báze zmesi chloridov a fluoridov, alkalických kovov (KCl, NaF, NaCl, Na_2SiF_6 , CaF_2 , MgF_2 a pod.), ktoré súčasne majú modifikačný účinok. Na odplynenie sa využívajú chloridy menej stabilné než AlCl_3 , najčastejšie sa používajú MnCl_2 , ZnCl_2 alebo hexachlóretán C_2Cl_6 . V tavenine sa rozkladajú a odplynenie uskutočňujú bublinky AlCl_3 , vznikajúce reakciou uvoľneného chlóru s hliníkom z taveniny. Proces odplynenia je rýchly, trvá 1 až 2 minúty a je sprevádzaný vynášaním oxidických vtrúsenín - rafináciou. Vysoká účinnosť odpľňovacích solí úspešne nahrádza odplynenie prefukovaním taveniny toxickým chlórrom alebo drahým argónom.

Na metalurgické spracovanie taveniny sa spravidla používa viac typov solí. Na začiatku tavby sa vsadí do tégľa soľ s ochranným a čistiacim účinkom v množstve 1 až 10% hmotnosti taveniny podľa stupňa jej znečistenia vsádzkou. Po krátkom odstáti taveniny sa troska odstráni a vsadí sa soľ s odpľňovacím a rafinačným účinkom v množstve 0,2 až 1%. Po odstáti 1 až 2 minúty je tavenina pripravená k odlievaniu. Pri tavení silumínov s postupným odlievaním sa na povrch taveniny vsadí soľ s dlhodobým, viac než 2 hodiny trvajúcim modifikačným účinkom. Pri odlievaní vo väčších dávkach sa tavenina silumínov modifikuje v panve povrchovo-aktívnymi prvkami, stronciom v množstve 0,03 - 0,6% alebo sodíkom v množstve 0,05 - 0,1%. Modifikovanie sa prejaví zjemnením útvarov eutektického kremíka a výrazným zvýšením hodnôt pevnosti a ťažnosti. Vplyv modifikovania sa zvyšuje s rastúcim obsahom kremíka, u eutektického silumínu sa po spracovaní Sr alebo Na zvyšujú hodnoty ťažnosti asi na dvojnásobok a pevnosť stúpne asi o 30%.

Na tavenie sa používajú tégle grafitošamotové alebo kovové, vyrobené z grafitických liatin, ale tieto je potrebné chrániť nátermi. V indukčných peciach sa používa na výrobu tégľa najčastejšie

šamot alebo magnezit. V tégľových indukčných peciach je možné taviť aj vo vloženom grafitošamotovom tégli. V materiáli tégľa by mal byť čo najnižší obsah SiO_2 , ktorý hliník redukuje a kremík zostáva v tavenine. Výmurovky s vyšším obsahom SiO_2 treba chrániť nátermi. Pri tavení v indukčných peciach sa na vyhrievaných povrchoch pôsobením elektromagnetických síl tvoria nárasty zmesi oxidov Al_2O_3 , MgO a SiO_2 , ktoré síce chránia povrch, ale veľmi ťažko sa odstraňujú.

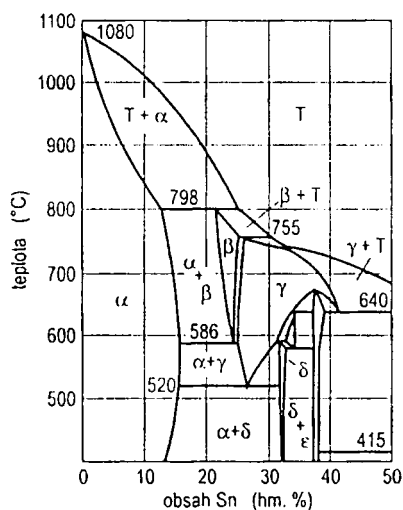
8.2 ZLIATINY MEDI

Meď má kubickú plošne centrovanú mriežku, vyznačuje sa veľmi vysokou tepelnou a elektrickou vodivosťou. Technicky čistá meď (99,9 až 99,97%) sa používa na výrobu odliatkov iba v prípadoch, kde prvoradým kritériom sú uvedené fyzikálne vlastnosti, lebo má pevnosť v liatom stave okolo 200 MPa a pre svoju vysokú húževnatosť ($A_5 > 30\%$) nemá dobrú obrobitelnosť. Viac než 50% produkcie medi a jej zliatin sa využíva v elektrotechnickom priemysle, zvyšok prevažne v strojárskom priemysle. Použitie zliatin medi ako konštrukčného materiálu limituje nízka hodnota modulu pružnosti, okolo 130 GPa, vysoká hustota, ale aj cena medi a niektorých základných legúr. Pre svoje špecifické vlastnosti ako odolnosť voči korózii, vysoká elektrická a tepelná vodivosť, dobré trecie vlastnosti sú zliatiny medi pre mnohé oblasti použitia prakticky nenahraditeľné.

Zlievarenské zliatiny medi sa delia na dve veľké skupiny, a to na bronzы a mosadze. Názov bronzы zahrňuje zliatiny medi s cínom, kremíkom, berýliom, fosforom, mangánom, cínom, olovom, hliníkom a antimónom. Mosadze sú zliatiny medi so zinkom doplnkovo legované na zvýšenie pevnosti alebo zlepšenie iných vlastností základnej zliatiny prvkami Pb, Fe, Ni, Mn, Si, Sb a Sn.

Cínové bronzы obsahujú 0,15 až 20% cínu a malé množstvá Zn, Pb, P a Ni, ktorých sumárny obsah neprevyšuje 0,7%. Do obsahu 5% Sn má bronz farbu medi a pri vyššom je zlatožltý. Na obr. 105 je uvedená časť rovnovážneho fázového diagramu Cu-Sn. V závislosti od obsahu Sn, štruktúru tvorí matričná fáza α - substitučný tuhý roztok cínu v medi, v ktorej sa nachádza fáza δ , vylúčená z presýteného tuhého roztoku α a pri obsahu Sn $> 11\%$ aj eutektoidná fáza δ . Pri vyššom obsahu Sn sa vyskytuje aj eutektoid $\alpha + \delta$. Fáza δ je elektrónová zlúčenina Cu_3Sn_8 . So stúpajúcim obsahom cínu sa zvyšuje pevnosť materiálu dôsledkom substitučného spevňovania α -fázou a rastúceho podielu tvrdšej δ -fázy v štruktúre. Cínové bronzы majú v dôsledku veľkého intervalu tuhnutia zlú zabiehavosť, sú náchylné na objemové tuhnutie, tvorbu riedenín a dend-

ritické odmiešavanie.



Obr. 105 Výrez diagramu Cu-Sn

nosti a obrobitel'nosť materiálu. Zjemnenie zrna a zlepšenie mechanických vlastností v liatom stave sa dosahuje prídavkom 0,03 až 0,05% B, Fe alebo V.

Medzi cínové bronzы sa zaraďujú aj v minulosti používané zliatiny medi s cínom a veľmi malým obsahom ďalších prvkov. *Zvonovina* používaná pre svoje akustické vlastnosti na výrobu zvonov je zliatinou medi s 20 až 23% cínu. *Zrkadlový bronz* s obsahom cínu 30 až 33% sa vyznačuje vysokou optickou odrazivosťou a používal sa na výrobu zrkadiel. *Antimónové bronzы* s obsahom 7 až 8% Sb a 1 až 2,5 Ni sa používajú ako náhrada za cínové bronzы pre prostredia lúhových roztokov (NaOH, KOH).

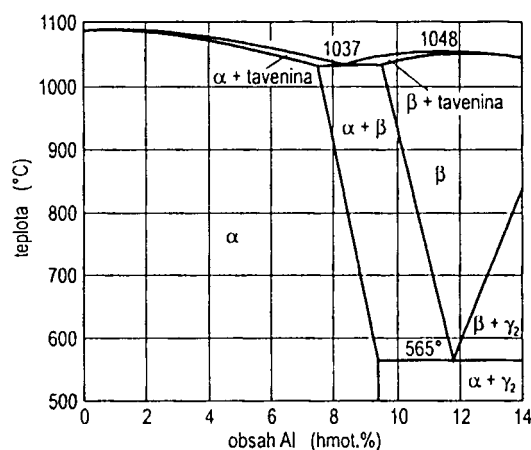
Červené bronzы získali svoj názov pre charakteristickú červenú farbu. Sú zliatinami medi s cínom, zinkom a olovom. Typický červený bronz (STN 42 3135) obsahuje 5% Sn, 5% Pb a 5% Zn. Legovanie zinkom a olovom dáva zliatine dobré zlievarenské a trecie vlastnosti. Olovo je v medi v tuhom stave nerozpustné. Červené bronzы sú výrobné nenáročné a málo citlivé na prítomnosť sprievodných prvkov. Lineárne zmraštenie odliatkov z cínových a červených bronzov je v rozmedzí 1 až 1,3%. V tabuľke 21 sú uvedené zloženia, vlastnosti a použitie najčastejšie používaných cínových a červených bronzov.

Olovené bronzы sa delia na dve skupiny. Prvú tvoria zliatiny s obsahom 2 až 11% Sn a 4 až 11% Pb. Druhú skupinu tvoria binárne zliatiny Cu-Pb s obsahom olova od 20 so 60%. U oboch skupín

Fosfor sa v cínových bronzoch používa najmä na dezoxidáciu medi pred vsádzkovaním cínu. Prítomnosť 0,05% fosforu zníži obsah kyslíka viazaného v Cu_2O pod 0,001%. Do obsahu 0,02% zlepšuje zabiehavosť, mechanické a trecie vlastnosti, pri obsahu P väčšom než 0,02% sa časť fosforu vylučuje ako Fe_3P . Pri obsahu P prevyšujúcom 0,07%, bronz získa vysokú pružnosť a pevnosť a označuje sa ako *fosforový bronz*. Zinok v množstve pod 0,6% zlepšuje zabiehavosť a mechanické vlastnosti cínových bronzov. Olovo je v matrici nerozpustné a vylučuje sa ako samostatná eutektická fáza. Znižuje pevnosť, ale zlepšuje trecie vlast-

sa pri tuhnutí vylučuje ako samostatná fáza čisté olovo, ktoré má pre vysokú hustotu tendenciu k sedimentácii. Do pieskových foriem je preto možné liat' iba tenkostenné odliatky z bronzov CuSnPb. Hrubostenné sa lejú do kovových foriem. Vylúčené olovo dáva bronzu dobré klzné vlastnosti pri tlakoch až do 30 MPa a pri rýchlosti do 10 m.s⁻¹, ale pevnosť iba okolo 60 MPa a ťažnosť asi 4%. Olovené bronzy majú vysokú tepelnú vodivosť, 4-krát vyššiu než cínové a 6-krát vyššiu než ložiskové zliatiny na báze cínu.

*Hliníkové bronz*y sa často používajú pre svoje výborné mechanické vlastnosti, vysokú odolnosť voči korózii, dobré klzné vlastnosti a pre nízku cenu, lebo neobsahujú deficitný cín. Pre nízku priľnavosť k viskóznym médiám a hygienickú nezávadnosť sa dobre uplatňujú v potravinárskom priemysle (napr. pri výrobe kockového cukru, ktorý sa nelepí na lisovacie nástroje z Al-bronzu).



Obr. 106 Výrez diagramu Cu-Al

Na obr. 106 je uvedený rovnovážny fázový diagram sústavy Cu-Al. V zlievarenských hliníkových bronzoch je obsah Al 8 až 11%, pri spodnej hranici dochádza k spevneniu medi iba substitučným legovaním a pri obsahu Al > 9% aj prítomnosťou produktov eutektoidného rozpadu vysokoteplotnej fázy β. Fáza β je neusporiadaný tuhý roztok elektrónovej zlúčeniny Cu₃Al a pri pomalom ochladnutí sa rozpadá na α + γ₂, kde γ₂ je elektrónová zlúčenina Cu₉Al₄. Pri vysokých rýchlos-

tiach ochladzovania β-fáza transformuje martenziticky za vzniku presýteného tuhého roztoku, označovaného ako fáza β' u padeutektoidných a fáza γ' u nadeutektoidných zliatin. Nadeutektoidné hliníkové bronzs obsahom Al nad 12% sa pre vysokú krehkosť používajú iba zriedka. So stúpaním obsahu Al od 6 do 11% sa takmer lineárne zvyšuje pevnosť, ale pri obsahu Al vyššom než 9% sa prudko znižuje ťažnosť materiálu. Na doplnkové legovanie binárnej zliatiny Cu-Al sa používajú prvky Fe, Mn a Ni, ktoré zmenšujú oblasť fázy α a substitučne do nej vstupujú. Substitučné doplnkové spevnenie fázy α a vyšší podiel eutektoidu pri rovnakom obsahu Al sa prejaví vyššou pevnosťou. Legovanie 2 - 3% Fe zjemňuje zrno. Okrem uvedených efektov Fe a Ni umožňujú aj precipitačne spevniť maticu tepelným spracovaním, ktoré pozostáva z rozpúšťacieho žihania pri 900°C s ochladením do vody a starnutia pri teplote 300 až 500°C.

V dôsledku úzkeho intervalu tuhnutia majú hliníkové bronzы vysokú zabiehavosť, malú náchylnosť ku tvorbe pórovitosti a majú sklon k transkryštalizácii. Objemové zmraštenie v tekutom stave je okolo 4%, a preto sú náchylné na spenenie a odliatky z hliníkových bronzov vyžadujú účinné náliatkovanie. Pri odlievaní spôsobuje ťažkosti súvislý povlak Al_2O_3 na hladine, ktorý môže prúd kovu pretrhnúť a vnieť do odliatku. Vtokové sústavy vyžadujú dlhý troskový kanál a musia zaistiť laminárne prúdenie taveniny v zárezoch. V tabuľke 22 je uvedené zloženie, mechanické vlastnosti a oblasť použitia hliníkových bronzov doplnkovo legovaných Mn, Fe a Ni.

Tabuľka 21

Zloženie a vlastnosti cínových a červených bronzov

Norma STN druh	Chemické zloženie (hm.%)					Rm (MPa)	A5 (%)	Použitie
	Sn	Zn	Pb	Al	Iné			
42 3115 CuSn5	4,0 6,0	max. 0,3	max 0,2	max 0,01	max 0,1 P	180	15	puzdrá, tesniace krúžky
42 3119 CuSn10	9,0 11	max 0,5	max 0,5	max 0,01	max 1,5 Ni	220	15	závitovky
42 3134 CuSn3Zn12Pb5	2,0 4,0	8,0 15	3,0 6,0	max 0,02	max 0,5 Sb	180 (210)	85	parné armatúry
42 3135 CuSn5Zn5Pb5	4,0 6,0	4,0 6,0	4,0 6,0	max 0,05	max 1,5 Ni	150 (180)	84	ložiská čerpadiel, ventily
42 3138 CuSn10Zn2P	9,0 11	1,0 3,0	0,2 0,5	max 0,02	max 0,2 P	200 (250)	108	ojníčné ložiská pre veľké tlaky

Tabuľka 22

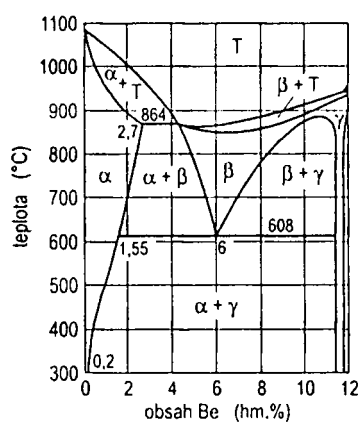
Zloženie a vlastnosti hliníkových bronzov

Norma STN druh	Chemické zloženie (hm.%)	Rm (MPa)	A5 (%)	Použitie
42 3144 CuAl9Mn2	8 - 10 Al; 1,5 - 2,5 Mn; 1 Fe; 1,5 Zn; max. 1 Ni; max: 0,1 Pb; 0,05 P	400 (400)	10 (20)	vretenové matice závitovky
42 3146 CuAl10Fe3Mn2	9 - 10 Al; 1 - 2 Mn; 2 - 3,5 Fe; max: 1 Zn; 0,5 Ni; 0,01 P; 0,1 Pb	(500)	(20)	vysokotlakové armatúry, ventily
42 3148 CuAl10Ni3Mn1	9 - 10,5 Al; 1 - 1,5 Mn; 2 - 3 Ni; max: 0,2 Sn; 0,1 Zn; 0,1 Pb; 0,05 P	500	10	ozubené kolesá, ložiská, armatúry

Hodnoty mechanických vlastností bez zátvoriek platia pre odlátky liate do pieskových foriem, hodnoty v zátvorkách pre odlátky liate do kovových foriem.

Kremíkové bronzы sú zliatiny medi s 2,5 až 3,5% Si, 3 až 5% Zn a 0,5 až 1,2% Fe, prípadne 0,5 až 1,5 Mn. Nežiadúce sú Sn, Al a P. Majú dobré zlievarenské vlastnosti, najmä nízku náchylnosť k pórovitosti. Zmrašťovanie odliatkov je 0,7 až 1,1%.

Berýliové bronzы dosahujú najvyššie hodnoty mechanických vlastností zo zliatin medi. Ich širšiemu využívaniu bráni vysoká cena a toxicita berýlia a s ňou spojené technologické problémy. V praxi sa používajú dve skupiny zlievarenských zliatin - vysokopevné s obsahom 1,6 až 2,9% Be a zliatiny s vysokou elektrickou vodivosťou obsahujúce 0,25 až 0,75 Be. Časť rovnovážneho fázového diagramu sústavy Cu-Be je uvedená na obr. 107.



Obr. 107 Výrez diagramu Cu-Be

Do obsahu 1,5% Be sa z presýtenej fázy α vylučuje intermediárna fáza γ - CuBe a pri obsahu Be vyššom než 1,5% sa v štruktúre vyskytuje aj eutektoid $\alpha + \gamma$ (CuBe). Legovanie binárnej zliatiny Cu-Be kobaltom, niklom alebo striebrom má za cieľ doplnkové substitučné spevnenie matickej fázy α a obmedzenie rastu zŕn pri tuhnutí a pri tepelnom spracovaní. Materiál odliatkov dosahuje veľmi dobré mechanické vlastnosti už v stave po odlíatí a ešte ich možno výrazne zlepšiť tepelným spracovaním. Tepelné spracovanie pozostáva z rozpúšťacieho žihania pri teplote 760 až 900°C, ochladenia do vody a starnutia (vytvrdzovania).

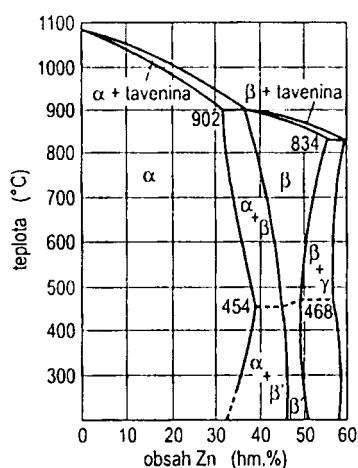
Starnutie pri teplote 340 - 360°C zaistí vysokú pevnosť a pri teplote starnutia 470 - 490°C sa dosahuje najvyššia elektrická vodivosť. Pri starnutí sa z presýteného tuhého roztoku α tvoria koherentné Guinier-Prestonove zóny tvorené superštruktúrou CuBe plynule prechádzajúce do matrice, teda nie disperzné častice. Berýliové bronzы nie sú v SR normalizované. V tabuľke 23 sú uvedené dve značky zlievarenských berýliových bronzov, vyrábaných v USA.

Tabuľka 23

Chemické zloženie a mechanické vlastnosti berýliových bronzov

Značka	Chemické zloženie (hm. %)			Mechanické vlastnosti		Stav
	Be	Co	Ag	Rm (MPa)	A5 (%)	
275 C	2,60	0,35	---	630 - 660	15 - 25	po odlíatí po tepelnom spracovaní
	2,85	0,65		1260 - 1360	0,5 - 3	
50 C	0,40	1,40	1,00	310 - 420	15 - 25	po odlíatí po tepelnom spracovaní
	0,65	1,70	1,15	630 - 770	3 - 15	

Mosadze sú všetky binárne alebo polykomponentné zliatiny medi so zinkom, u ktorých je obsah Zn vyšší než 15%. Na obr. 108 je časť rovnovážneho binárneho diagramu Cu-Zn. Väčšina typov zlievarenských mosadzí obsahuje 30 až 40% zinku a ich štruktúra je tvorená do obsahu 39% Zn iba fázou α a pri vyššom aj podielom fázy β' . Zinok substitučne spevňuje fázu α a do obsahu okolo 30% Zn zvyšuje nielen pevnosť, ale aj ťažnosť mosadzí.



Obr. 108 Výrez diagramu Cu-Zn

Pevnosť mosadzí stúpa až do obsahu 45% Zn a pri vyššom obsahu klesá. Zvyšovanie pevnosti je sprevádzané iba miernym poklesom ťažnosti. Ťažnosť výraznejšie klesá až keď sa v štruktúre nachádza fáza β resp. β' , ktorá je tuhým roztokom zodpovedajúcim elektrónovej zlúčenine Cu₅Zn₂₁. Binárna zliatina Cu-Zn je doplnkovo legovaná prvkami Si, Sn, Al, Fe, Ni, Mn a prípadne Pb. Okrem olova sú všetky čiastočne rozpustné vo fázach α a β' a substitučne spevňujú fázu α . Železo pri obsahu vyššom než 0,35% disperzne spevňuje fázu α a zjemňuje zrnú štruktúru pri kryštalizácii. Olovo je vo fáze α nerozpustné a vylučuje sa v tvare vločiek Pb, ktoré zlepšujú obrobitelnosť a klzné vlastnosti mosadzí.

Nežiadúcimi prvkami v mosadziach sú Bi, Sb, P, As a Mg. Všetky prvky, ktoré sú substitučne rozpustné vo fáze α zužujú oblasť α -fázy (iba Ni ju rozširuje) a predstavujú *ekvivalent obsahu zinku*. Pre určenie ekvivalentného obsahu zinku Zn_{ekv} sa používa vzťah (v hmot.%):

$$Zn_{ekv} = Zn + 6Al + 10Si + 0,5Mn + 0,9Fe + Cd + Pb + 2Sn - 1,3Ni \quad (82)$$

Ak sa napr. v binárnej zliatine Cu₇₀Zn₃₀ 4% Zn nahradia 4% Al dostaneme zliatinu Cu₇₀Zn₂₆Al₄, v ktorej bude ekvivalentný obsah $Zn_{ekv} = Zn + 6Al = 26Zn + 6 \cdot 4Al = 50\%$.

Zliatina s obsahom 70% Cu a 50% Zn_{ekv} sa bude správať ako zliatina s obsahom medi a zinku:

$$Cu = \frac{\% Cu \cdot 100}{\% Cu + \% Zn_{ekv}} = \frac{70 \cdot 100}{120} = 58,4\%$$

$$Zn = \frac{\% Zn_{ekv} \cdot 100}{\% Cu + \% Zn_{ekv}} = \frac{50 \cdot 100}{120} = 41,6\%$$

Z hľadiska binárneho diagramu štruktúra zliatiny Cu70Zn26Al4 bude dvojfázová, tvorená fázami $\alpha + \beta'$. Nahradením 4% zinku 4% hliníka sa z pôvodnej jednofázovej zliatiny stala dvojfázová.

Mosadze majú vzhľadom na úzky interval tuhnutia veľmi dobré zlievarenské vlastnosti, dovoľujú odlievanie do pieskových foriem na surovo alebo vysušených a tiež do kovových foriem. Odliatky vyžadujú účinné náliatkovanie a vyznačujú sa hermetičnosťou (nepriepustnosťou) pre plyny a tekutiny. Lineárne zmraštenie odliatkov je 1,8 až 2,3%, u legovaných mosadzi 2 až 2,3%. V tabuľke 24 sú uvedené zloženia, mechanické vlastnosti a oblasť použitia niektorých typov mosadzi podľa STN.

Tabuľka 24

Zloženie a mechanické vlastnosti mosadzi

Norma STN druh	Chemické zloženie (hm.%)	Rm (MPa)	A5 (%)	Použitie
42 3303 CuZn17Si3	79 - 81 Cu; 2,5 - 4,5 Si; max. 0,3 Sn; 0,6 Fe; 1 Mn; 0,1 Al; 0,5 Pb	400 (400)	10 (20)	vretenové matice závitovky
42 3311 CuZn35Fe3Al6Mn2	64 - 68 Cu; 6 - 7 Al; 2 - 4 Fe; 1,5 - 2,5 Mn; max: 1 Pb; 0,1 Sn; 0,1 Sb	(500)	(20)	vysokotlakové armatúry, ventily
42 3320 CuZn38Fe1Al1	58 - 61 Cu; 0,7 - 1,5 Al; 0,1 - 0,6 Mn; 0,2 - 0,7 Sn; max: 0,4 Pb; 0,01 P	500	10	ozubené kolesá, ložiská, armatúry

Hodnoty mechanických vlastností bez zátvoriek platia pre odliatky liate do pieskových foriem, hodnoty v zátvorkách pre odliatky liate do kovových foriem.

8.2.1 TAVENIE MEDI A JEJ ZLIATIN

Na tavenie medi a zliatin na báze medi sa používajú vaňové, bubnové alebo tégľové pece na tuhé, tekuté alebo plynne palivo, indukčné tégľové alebo kanálové pece. Oblúkové pece nie sú vhodné pre lokálne prehrievanie taveniny a straty kovu prepalom. V súčasnosti sa rozširuje používanie indukčných pecí, u ktorých sú výhodami vysoká čistota taveniny, malé straty prepalom, vysoká energetická účinnosť a tavebný výkon, priaznivá ekologická charakteristika a premiešavanie tave-

niny. Výmurovka taviacich pecí môže byť zo šamotu, dinasu, magnezitu alebo z grafitošamotu. Pri tavení spôsobuje ťažkosť vysoká rozpustnosť vodíka v tavenine (viď obr. 54) a afinita medi ku kyslíku, pričom vznikajúci oxid Cu_2O sa rozpúšťa v tavenine. Vodík a oxid meďný Cu_2O sú prakticky nerozpustné v tuhej fáze a pri vyššom obsahu sa v odliatku vyskytujú v podobe bublín alebo vylúčených častíc Cu_2O . Príčinou endogénnej bublinatosti medi a jej zliatin je nielen vodík, ktorý sa vylučuje z presýteného tuhého roztoku, ale aj zlúčeniny H_2O , SO_2 a CO vznikajúce chemickými reakciami zložiek taveniny (Cu_2O , CuS). Sústava $\text{Cu-Cu}_2\text{O}$ je eutektického typu s rozpustnosťou kyslíka v tuhom stave tesne pod teplotou solidu nižšou než 0,008% a asi 0,001% pri teplote 375°C. Pri tavení je preto nevyhnutné zaistiť obsah H_2 nižší než 0,5 cm³/100 g (0,00004%) a obsah O_2 aspoň 0,01%. Postup pri príprave taveniny sa líši hlavne podľa toho, či sa zliatina pripravuje pretavovaním predzliatin a vratného materiálu, alebo sú základnou zložkou vsádzky tzv. katódy (meď vyrobená elektrolýzou). Katódy obsahujú spravidla 8 - 14 cm³ vodíka na 100 g kovu a treba ich najskôr pretaviť do plochých buchiet, aby sa znížil obsah H_2 na 2 až 3 cm³ na 100 g. Ťažko taviteľné legúry sa vsádzkujú v predzliatinách (CuFe10 , CuNi20 , CuCr5 , CuMn30). Fosfor sa vsádzkuje v predzliatine CuP10 a hliník v predzliatine CuAl50 alebo čistý, pričom však treba vziať do úvahy, že rozpúšťanie Al v tavenine medi je exotermické. Zníženie obsahu vodíka sa dá dosiahnuť oxidačným tavením Cu za prístupu vzduchu k hladine, keď obsah 0,1% O_2 v tavenine zaistí rovnovážny obsah vodíka okolo $2,5 \cdot 10^{-5}$ % (0,27 cm³/100 g). Obsah kyslíka v tavenine sa potom musí znížiť dezoxidáciou niektorým z prvkov, ktoré nemajú negatívny vplyv na vlastnosti zliatiny. U väčšiny zliatin vyhovuje dezoxidácia fosforom, keď množstvo 0,05% P zníži obsah kyslíka v tavenine na približne 0,01%. Vznikajúci P_2O_5 (s bodom varu 347°C) vystupuje v podobe bubliniek na hladinu a jeho časť reaguje s Cu_2O za vzniku fosforečnanu meďnatého CuPO_3 , ktorý je tekutý a vystupuje na hladinu taveniny.

Pri výrobe odliatkov z elektrovodnej medi alebo z Al-bronzov je fosfor nežiadúci a dezoxidácia sa uskutočňuje grafitom, horčíkom, bórom alebo kovovým lítium zataveným do patrónov. Lítium reaguje s Cu_2O a vodíkom za vzniku LiOH , teda taveninu dezoxiduje a odplyní. Najlacnejším dezoxidovadlom je horčík, ktorý súčasne viaže síru a produkty MgO a MgS nemajú škodlivý vplyv na zlievarenské a mechanické vlastnosti zliatin medi. Pri tavení sa obsah O_2 do 0,01% operatívne kontroluje ponorením grafitovej tyče. Pri vyššom obsahu sa na povrchu tyče tvoria bublinky CO a reakcia je sprevádzaná citelnými vibráciami tyče.

Pri tavení vsádzky pozostávajúcej z veľkého podielu vratného materiálu a predzliatin so zložením blízkym požadovanému by postup založený na oxidačnom tavení a následnej dezoxidácii viedol k veľkým stratám legúr prepalom. V takých prípadoch sa používajú špeciálne taviace prostriedky dodávané v podobe granulátu alebo ponorných brikiet. V súčasnosti sú v SR rozšírené taviace prostriedky FOSECO tzv. tretej generácie, ktoré sú určené na metalurgické spracovanie taveniny vo všetkých etapách tavby od natavovania vsádzky až po odlievanie. Používajú sa v množstve od 0,2 až 1,2% hmotnosti taveniny. Výrobca pre jednotlivé značky udáva ich účel (krytie, rafinovanie, odplynenie a pod.), spôsob aplikácie (nahodenie na hladinu, ponorenie zvonom a pod.), dávkovanie a morfológiu trosky, ktorá môže byť tekutá alebo tuhá. Pri manipulácii s taveninou alebo troskou sa smie používať iba náradie z grafitu alebo keramiky, lebo pri použití ocelového náradia dochádza k obohacovaniu taveniny železom.

8.3 ZLIATINY HORČÍKA

Čistý kovový horčík je prakticky nepoužiteľný pre svoju horľavosť a mechanické vlastnosti (pevnosť 115 MPa, ťažnosť 6% a modul pružnosti 44,7 GPa). Zo zliatin horčíka majú pre priemysel väčší význam zlievarenské zliatiny než zliatiny určené pre spracovanie tvárnením. Zlievarenské zliatiny sa delia do štyroch skupín: zliatiny MgSi, MgMn, MgAlMn a MgZnZr(KVZ). Najrozšírenejšie z nich sú zliatiny MgAlZn, u ktorých pokles rozpustnosti Al a Zn v tuhom stave s teplotou umožňuje zvýšenie pevnosti zliatiny precipitačným vytvrdzovaním. Do tejto skupiny patrí zliatina STN42 4911 legovaná 7,5 až 9% Al, 0,2 až 0,5% Zn a 0,15 až 0,5% Mn. Má uspokojivé zlievarenské vlastnosti, je vhodná na odlievanie i tvarovo zložitých odliatkov do pieskových a jednoduchších odliatkov do kovových foriem alebo pre tlakové liatie. Objemové zmraštenie pri chladnutí z teploty liatia a pri tuhnutí je až 5,4%, a preto odliatky vyžadujú účinné náliatkovanie. Lineárne zmraštenie odliatkov je okolo 1,1 - 1,3%. V stave po odlíatí do pieskovej alebo kovovej formy má pevnosť R_m okolo 150 MPa pri ťažnosti A_5 asi 2%. Odliatky sa podrobujú tepelnému spracovaniu, ktoré pozostáva z rozpúšťacieho žihania pri 410°C s výdržou 10 až 16 hodín, po ktorom nasleduje rýchle ochladenie prúdom vzduchu. Obvykle postačuje starnutie pri izbovej teplote, ale môže sa urýchliť umelým starnutím pri 190°C. Materiál odliatku v závislosti od spôsobu metalurgického spracovania taveniny potom dosahuje pevnosť 160 až 250 MPa pri ťažnosti 3 až 6%. Pri použití v konštrukcii je potrebné zobrať do úvahy, že zliatiny horčíka majú veľmi nízku

hodnotu modulu pružnosti (okolo 45 GPa) a tuhosť odiatkov bude nízka.

Schopnosť horčíka redukovať väčšinu dostupných oxidov dovoľuje taviť Mg-zliatiny buď v oceľových tégľoch alebo v indukčných peciach s výmurovkou z MgO. Oceľové tégle bývajú riešené ako vyberateľné alebo nevyberateľné (stacionárne). Po pripravení taveniny vo vyberateľnom tégli sa po jeho vybratí z pece tavenina leje priamo z neho do foriem. Teplota liatia býva v rozmedzí 680 až 720°C.

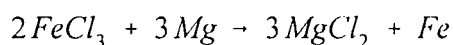
Tavenie horčíkových zliatin je technologicky náročné, lebo na povrchu taveniny sa tvorí vrstva oxidu s menším objemom a vyššou hustotou než tavenina, z ktorej vzniká. Vrstva oxidu preto nie je schopná chrániť taveninu pred pokračujúcou oxidáciou a reakciou s atmosférickými plynmi. Dusík sa v tavenine nerozpúšťa, ale tvorí nitrid Mg_3N_2 , ktorý má podobne ako MgO vyššiu hustotu než tavenina a klesá na dno kúpeľa. Z plynov sa v tavenine zliatin Mg rozpúšťa iba vodík, ktorý je nerozpustný v tuhej fáze. Aby nedochádzalo k oxidácii a navodíkovaniu taveniny, jej hladinu je potrebné chrániť buď vrstvou tavidla, alebo atmosférou ochranných plynov. Väčšina tavidiel je na báze karnalitu ($MgCl_2 \cdot KCl$) s ďalšími chloridmi ($BaCl_2$, $NaCl$, $LiCl$) alebo na báze fluoridov MgF_2 , AlF_3 , CaF_2 a pod. U nás sú známe prípravky firmy FOSECO. Taveninu je možné tiež chrániť ochrannou atmosférou zo suchého vzduchu s prídavkom 1 až 1,5% SO_2 , prípadne 0,1% SF_6 (SF_6 nie je toxický). Ochrana plynmi je založená na ich reakcii s taveninou, pri ktorej sa na hladine vytvorí súvislý film MgF_2 alebo $MgSO_4$ s vysokým ochranným účinkom.

Pri tavení Mg-zliatin sa zo vsádzky do taveniny dostávajú nekovové vtrúseniny, hlavne pri pretavovaní drobných objektov alebo triesok a dochádza aj k naplyneniu vodíkom. Vtrúseniny pochádzajúce hlavne z povrchu (kusovej) vsádzky majú hustotu blízku hustote taveniny a ich gravitačné odstránenie nie je reálne. Pri príprave taveniny je preto nevyhnutné metalurgické spracovanie na odstránenie nekovových vtrúsenín a vodíka. Do úvahy prichádza prefukovanie taveniny inertným alebo aktívnym plynom, spracovanie taveniny raфинаčnými soľami alebo tiež filtrovanie taveniny mechanickými filtrami. V súčasnosti sa v praxi stále viac presadzuje spracovanie raфинаčnými soľami rôznych typov, ktoré sú určené pre rôzne etapy tavby. Zaisťujú vysokú metalurgickú kvalitu taveniny a majú aj priaznivú ekologickú charakteristiku.

Dosiahnutie dobrých mechanických vlastností zliatin na báze Mg je podmienené vytvorením jemnozrnnej štruktúry v liatom stave. Zliatiny MgMn sa vyznačujú schopnosťou "dediť" hrubú štruktúru z buchiet vsádzkových surovín a používajú sa zriedka. Častejšie sa používajú zliatiny obsa-

hujúce Al a Zn, ktoré sú menej citlivé na dedičné hrubnutie zrna. Pri príprave taveniny všetkých typov zliatin horčíka je žiadúce využiť na zjemnenie zrna fyzikálno-metalurgické spracovanie, pri ktorom sa vytvorí veľké množstvo kryštalizačných zárodkov. Na zjemnenie zrna zliatin Mg, ktoré neobsahujú hliník, sa využíva očkovanie v závere tavby vsadením 0,5 až 0,7% Zr alebo kovovým Ca v množstve 0,05 až 0,1%.

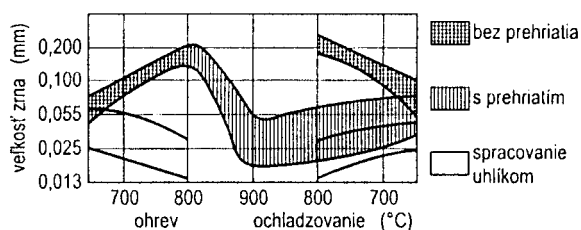
Na zjemnenie zrna zliatin Mg-Al-Zn, ktoré obsahujú viac než 1% Al, sa využíva nukleačný účinok veľkého množstva častíc FeAl_3 alebo Al_4C_3 , cielene vytvorených pri metalurgickom spracovaní taveniny. Účinné zjemnenie zrna sa dosahuje pri obsahu 0,02 až 0,03% Fe, ale v tavenine sa musí vytvoriť dostatočné množstvo útvarov FeAl_3 , ktoré potom slúžia ako zárodky pre heterogénnu nukleáciu. Železo sa vsádzkuje ako FeCl_3 v množstve 0,5% (pri jemnozrnej vsádzke) až 1% (pri hrubozrnej vsádzke) a pri prehriatí taveniny na 750 až 780°C sa FeCl_3 rozkladá a reaguje s taveninou za vzniku plynného chloridu MgCl_2 :



Unikajúce bubliny MgCl_2 taveninu odplynia a vynesú na hladinu nemetalické vtrúseniny. Po ukončení reakcie sa tavenina krátkodobo prehreje na teplotu 800 až 830°C, pri ktorej sa vytvoria častice FeAl_3 . Potom nasleduje čo najrýchlejšie ochladenie na teplotu liatia (okolo 700°C) a odlievanie. Pri pomalom ochladzovaní na teplotu likvidu dochádza k hrubnutiu a zmenšovaniu počtu častíc FeAl_3 , dôsledkom čoho sa očkovací účinok spracovania znižuje a odliatok má hrubú štruktúru. Opakované tavenie očkovací účinok úplne ruší napriek tomu, že celý obsah Fe zostáva v zliatine. Zjemnenie zrna v pretavovanej zliatine sa dosiahne postupom, pri ktorom sa tavenina prehreje na teplotu 875 až 925°C s výdržou 15 až 20 minút a následne sa čo najrýchlejšie ochladí na teplotu liatia. Pri teplote prehriatia sa FeAl_3 úplne rozpustí v tavenine a pri rýchlom ochladzovaní na teplotu liatia sa vylúči v podobe veľkého množstva jemných častíc rovnomerne rozložených v celom objeme taveniny. V súčasnosti sa používanie FeCl_3 nahradzuje očkovacími tabletami na báze chloridov (napr. Nucleant 200 firmy FOSECO), ktoré sú účinnejšie a vyžadujú nižšie teploty prehriatia. Nedostatkami postupov založených na účinku FeAl_3 sú zhoršenie odolnosti materiálu proti korózii, ťažkosti pri pretavovaní vratného materiálu a kontaminácia zliatin Fe.

Vysoké zjemnenie zrna poskytuje spracovanie uhlíkom, založené na očkovacom účinku karbidu

Al_4C_3 , ktorý rovnako ako Mg kryštalizuje v hexagonálnej sústave a ich mriežkové parametre sa líšia asi o 4%. Nosičom uhlíka môže byť CaCO_3 , MgCO_3 , CO_2 (musia byť zbavené vody) alebo hexachlóretán C_2Cl_6 . Na rozklad očkovadla, pri ktorom sa uvoľní uhlík, ktorý vzápätí reaguje s hliníkom, postačuje prehriatie taveniny na 800°C . Na obr. 109 je znázornená závislosť rozmeru zŕn materiálu odliatkov od teploty prehriatia pri metalurgickom spracovaní a teploty liatia po spracovaní uhlíkom, po spracovaní zliatiny MgAlZn s obsahom 0,02 až 0,03% Fe prehriatím a pri odliatí rovnakej zliatiny MgAlZn bez prehriatia. Rozsah hodnôt veľkosti zrna zohľadňuje možný obsah Al a Zn v danom type zliatiny.



Obr. 109 Vplyv prehriatia a spracovania taveniny uhlíkom na veľkosť zrna MgAlZn zliatin

Z obr. 109 je zrejmé, že pri technologic-
ky nevyhnutnom prehriatí základnej ta-
veniny na 700 až 750°C bude rozmer zŕn
prevyšovať $0,1$ mm. Pri spracovaní zlia-
tiny so železom je nevyhnutné prehriatie
na približne 900°C a ochladzovanie v
peci na teplotu liatia vyvolá iba mierne
zhrubnutie zrna. Najúčinnnejšie zjemne-

nie zrna poskytuje spracovanie uhlíkom s okamžitým odliatím pri teplote 800°C . Prínos zo zjem-
nenia zrna by však bol prekrytý negatívnymi dôsledkami kontaminácie vysoko prehriatej taveniny
počas odlievania a v styku s povrchom formy. V praxi je preto potrebné po ukončení spracovania
taveninu ochladiť na technologicky vhodnú nižšiu teplotu liatia.

Pri plnení zlievarenskej formy dochádza k intenzívnej oxidácii povrchu a aby nedochádzalo k
vmiešavaniu oxidov do taveniny, vtoková sústava musí zaistiť laminárne prúdenie. Na ochranu
prúdu taveniny sa využíva posyp sírou. Pri výrobe odliatkov do pieskových foriem sa uprednost-
ňujú bezvodé zmesi alebo aspoň so zníženým obsahom vody a používajú sa buď ochranné prísady
do zmesí alebo ochranné nástreky. Do formovacích zmesí sa pridávajú fluoridy (NH_4BF_4 , NH_4F
a pod.), ktoré sa teplom taveniny rozkladajú za vzniku NH_3 , ktorý je voči tavenine inertný a BF_3 ,
ktorý s taveninou reaguje za vzniku ochranného filmu MgF_2 . Do jadrových zmesí sa pridáva síra
a kyselina boritá H_3BO_3 , z ktorých sa na povrchu taveniny vytvára ochranný film MgSO_4 a MgS .
Pri súčasnej výrobe odliatkov aj z iných materiálov sa tavenina chráni nástrekom formy.

8.4 ZLIATINY ZINKU

Na výrobu odliatkov sa využívajú prevažne zliatiny zinku s hliníkom a zriedkavejšie, pre elektrotechniku, aj technicky čistý zinok. Zinok a hliník sú vzájomne dokonale rozpustné v tekutom stave, ale veľmi málo v tuhom stave a tuhnú eutekticky. Pri eutektickej teplote 382°C sa v stuhnutom zinku rozpúšťa asi 1% Al. Najčastejšie sa používajú zliatiny s obsahom 3,5 až 4,5% Al blízke eutektickému zloženiu, ktoré sa vyznačujú veľmi dobrou zabiehavosťou a uplatňuje sa ochranná funkcia povrchového oxidu Al_2O_3 . Na zlepšenie mechanických vlastností sa používa prísada medi. Pre vysokú zabiehavosť a nízku teplotu liatia, 370 až 410°C, sú zliatiny Zn-Al zvlášť vhodné pre gravitačné odlievanie do kovových foriem alebo tlakové liatie na strojoch s teplou komorou. Odlievanie do pieskových foriem sa využíva zriedka, prevažne pri kusovej výrobe odliatkov. Zinok a jeho zliatiny majú modul pružnosti okolo 110 GPa a súčiniteľ dĺžkovej roztiahnuteľnosti α_l je asi $3,9 \cdot 10^{-5}$. Lineárne zmraštenie odliatkov zo zinku a jeho zliatin je okolo 1,3%. Zloženie a mechanické vlastnosti Zn zliatin STN 42 3558 a STN 42 3560 sú uvedené v tabuľke 25.

Tabuľka 25

Zloženie a mechanické vlastnosti Zn zliatin

Norma STN	Typ zliatiny	Chemické zloženie (hm. %)			Spôsob liatia	R _m (MPa)	A5 (%)	HB
		Al	Cu	Mg				
42 3560	ZnAl4Cu1	3,5	0,6	0,02	kovová forma tlakové liatie	246	1	70
		4,5	1,5	0,05		244	2	80
42 3558	ZnAl4Cu	3,5	max.	0,02	tlakové liatie	246	1,5	70
		4,5	0,6	0,05				

Tieto zinkové zliatiny sa dajú veľmi dobre poniklovať alebo pochrómovvať a vyznačujú sa dobrou tuhosťou vďaka pomerne vysokej hodnote modulu pružnosti. Používajú sa na výrobu drobných odliatkov kovaní, nosných častí spotrebnej elektroniky, prístrojov a menej namáhaných strojových súčiastok a pod.

Na prípravu taveniny zinku a jeho zliatin sa používajú najčastejšie tégľové pece s ohrevom plynom alebo elektricky odporovým teplom. S ohľadom na nízku teplotu tavenia (do 410°C) sa v ojedinelých prípadoch používajú indukčné kanálové pece. Tavenina nie je náchylná na naplynenie, ale v prostredí vodnej pary oxiduje za vzniku ZnO a samotný zinok sa vyparuje. Zinok má

bod varu okolo 410°C, a preto je tavenina citlivá na prehriatie nad túto teplotu. Okrem strát zinku vyparovaním a oxidáciou prehriatie taveniny spôsobuje náchylnosť zliatin na transkryštalické tuhnutie a vznik trhlín. Vlastnosti taveniny dovoľujú veľmi široký výber materiálu tégľa, ktorý môže byť vyrobený z grafitickej liatiny, grafitošamotu alebo z bežných výmurovkových materiálov na báze šamotu, magnezitu a pod. V zliatinách Zn sú nežiadúce už stopové obsahy (pod 0,01%) Pb, Sn a Cd, ktoré spôsobujú medzikryštálovú koróziu. Zliatiny na báze zinku je preto najvýhodnejšie pripravovať z čistých surovín a predzliatin. Ochrana taveniny pred ovzduším nie je potrebná, alebo úplne postačuje ochrana rozdrveným dreveným uhlím. Pri vysokom podiele vratného materiálu sa odporúča rafinácia 1 až 2% NH_4Cl , ktorý sa nahodí na hladinu, alebo pri vysokom obsahu vtŕusenín sa tavenina filtruje mechanickými filtermi.

8.5 ZLIATINY TITANU

Titan je polymorfným kovom s teplotou transformácie α / β pri 882°C. Vysokoteplotná modifikácia β má kubickú priestorovo orientovanú mriežku. Nízokoteplotná modifikácia α kryštalizuje v hexagonálnej tesne usporiadanej mriežke, v ktorej sa okrem kovovej väzby uplatňuje aj kovalentná väzba. Technicky čistý titan (99,95% Ti) má pevnosť R_m 250 MPa, ťažnosť A_5 70% a modul pružnosti E 120 GPa.

Titan a jeho zliatiny sa vyznačujú vysokou odolnosťou voči korózii, ale veľmi nízkou tepelnou a elektrickou vodivosťou (dosahuje asi 6% oboch hodnôt pre Cu a 20 až 25% voči oceliam). Pre priaznivý pomer pevnosti voči hustote, chemickú odolnosť a schopnosť pracovať v širokom rozsahu teplôt od kryogénnych až po približne 800°C nachádzajú uplatnenie najmä v leteckej a kozmickej technike, v strojárskom a chemickom priemysle. V poslednom období sa titan a jeho zliatiny (napr. TiNi - titannikelid s pamäťovým efektom) úspešne presadzujú aj v medicíne.

Na legovanie sa využívajú prvky s veľmi rôznorodým vplyvom na stabilitu α alebo β fázy, na tvorbu tuhého roztoku a na kinetiku transformácie α / β . Využíva sa často rozdielna rozpustnosť niektorých prvkov v α -fáze a v β -fáze, čím sa dosahuje rozpad vysokoteplotnej fázy β na α eutektoidného alebo neutektoidného typu. Širší rozsah legovania prvkami, ktoré substitučne spevňujú matričné fázy a ovplyvňujú priebeh transformácie α / β , dovoľuje získať materiál s veľmi rôznorodými vlastnosťami, schopnými pokryť požiadavky presahujúce možnosti iných kovových mate-

riálov.

Z legujúcich prvkov má najväčší význam hliník, ktorý sa používa v množstve do 8%. Znižuje hustotu zliatin, posúva teplotu premeny α / β k vyšším teplotám a zvyšuje pevnosť. Vanád stabilizuje β -fázu a umožňuje spevňovanie β alebo $\alpha + \beta$ zliatin tepelným spracovaním. Zužuje interval tuhnutia, a tým zlepšuje zlievarenské vlastnosti zliatin. Molybdén má podobný vplyv ako vanád, zvyšuje pevnosť, stabilitu β -fázy a chemickú odolnosť pri vysokých teplotách. Je základnou legúrou žiarupevných a žiaruvzdorných zliatin (β -zliatin). Zirkón a cín substitučne spevňujú fázu α , pričom neovplyvňujú teplotu a priebeh alotropickej premeny, t.j. sú neutrálnymi stabilizátormi α . Cín zvyšuje žiarupevnosť a zachováva plastické vlastnosti, zlepšuje plastické vlastnosti zliatin Ti-Al.

Výroba titanu bola priemyselne zvládnutá v r. 1947. Metalurgické spracovanie je mimoriadne náročné a k výraznejšiemu zvýšeniu produkcie došlo až po r. 1970. Vývoj materiálov na báze titanu ešte stále prebieha. V tabuľke 26 sú uvedené smerné zloženia a štruktúrna charakteristika najčastejšie používaných zlievarenských zliatin titanu.

α -zliatiny sa vyznačujú výbornými zlievarenskými vlastnosťami, dobrou zvariteľnosťou (pod ochranou Ar), odolnosťou voči lomom pri nízkych teplotách, odolnosťou voči tečeniu a starnutiu pod napätím. Prítomnosť β -fázy zvyšuje pevnosť pri zachovaní plastických vlastností a pri obsahu nad 5% β -fázy sa účinne využíva tepelné spracovanie. Štruktúrna stabilita martenzitických ($\alpha+\beta$)-zliatin závisí od teploty. Najlepšie plastické vlastnosti majú pseudo- β -zliatiny tvorené metastabilnou β -fázou s veľmi malým množstvom precipitátov α -fázy.

Metalurgická príprava tavenín titanu a jeho zliatin je veľmi náročná, lebo reagujú so všetkými základnými zložkami vzduchu (N , H_2 / O_2 , H_2O) a produkty reakcií taveniny s kyslíkom a dusíkom nevrátne znečistia taveninu, preto sa tavia vo vákuových peciach - indukčných, oblúkových alebo elektrónovým lúčom. Ochrana inertným plynom reálne dosiahnuteľnej čistoty je neúčinná. Pri pretavovaní vratného materiálu tento je potrebné najskôr mechanicky očistiť a odleptať plynnymi kontaminovanú povrchovú vrstvu o hrúbke 1 až 1,5 mm.

Teplota liatia sa pohybuje od 1650 do 1800°C. Pri tejto teplote tavenina reaguje s väčšinou výmurovkových materiálov s výnimkou CaO , ThO_2 a TiC . V praxi sa najčastejšie používa grafitový téglik, ktorý sa na povrchu pokryje vrstvou TiC , ktorá bráni ďalšej reakcii taveniny s grafitom.

Odlievanie sa uskutočňuje spravidla priamo v recipiente vákuovej pece. Používajú sa formy grafitové, kovové, škrupinové (vyrobené metódou vytaviteľného modelu), alebo vyrobené zo špeciálnych formovacích zmesí ubíjaním alebo lisovaním.

Tabuľka 26

Zloženie a štruktúrna charakteristika zlievarenských zliatin Ti

Typ zliatiny	Obsah β -fázy (obj. %)	Chemické zloženie (hm. %)	Všeobecný vzorec
α -zliatiny	0	nelegovaný Ti Ti-(0,2-0,5)Pd Ti-5Al-2,5Sn	Ti + α -stabilizátor / neutrálny stabilizátor
pseudo- α -zliatiny	2 - 6	Ti-11Sn-2,25Al-5Zr-1Mo-0,25Si Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0,1Si Ti-3,5Al-1,5Mn Ti-(6-8)Al-1Mo-1V-2Zr	Ti-Al + β -stabilizátor
(α + β)-zliatiny martenzitického typu	5 - 25	Ti-(5-7)Al-4V Ti-6Al-(1,5-2,5)Mo-6V Ti-6Al-4V-2Sn Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	Ti-Al + Σ β -stabilizátor / Σ neutrálny stabilizátor
(α + β)-zliatiny prechodného typu	25 - 50	Ti-5Al-5Mo-5V-1Fe-1Cr Ti-11Mo-6Sn-4Zr	
pseudo- β -zliatiny	100% nestabilná	Ti-13V-11Cr-3Al Ti-11,5Mo-6Zr-4,5Sn Ti-10V-2Fe-3Al Ti-3Al-5Mo-6V-11Cr Ti-3Al-7Mo-11Cr	Ti-Al + β -stabilizátor
β -zliatiny	100% stabilná	Ti-33Mo	Ti-Mo (β -stabilizátor)

Ako ostrivá sa používajú zmesi na báze grafitového prášku, Al_2O_3 , ZrO_2 , MgO a BeO s malými prídavkami TiO_2 alebo prášku kovového bóru.

Pri odlievaní vo vákuu sa nesmú z formy uvoľňovať plyny a úlohou spojivového systému je zaistenie väznosti, tvarovej stálosti foriem pri ich tepelnom spracovaní - spekaní ostriva. Kontaminácii taveniny materiálom formy sa zabraňuje pokrytím funkčných povrchov vrstvičkou pyrolýzneho (lesklého uhlíka), naneseného plyntransportnou reakciou na ohriatu formu. Pyrolýzny uhlík okrem vysokej ochrannej účinnosti zvyšuje aj pevnosť formovacích zmesí.

8.7 ZLIATINY NIKLU

Nikel kryštalizuje v kubickej plošne centrovanej mriežke a je feromagnetický až po Curieho teplote 357°C. U zliatin niklu sa využíva ich vysoká prirodzená odolnosť voči oxidácii, vysoký modul pružnosti (okolo 200 GPa) a niektoré osobitné fyzikálne vlastnosti ako žiarupevnosť, vysoký merný elektrický odpor, veľmi nízka tepelná rozťažnosť a magnetostrikcia. Osobitnou skupinou sú magneticky mäkké a magneticky tvrdé (permanentné magnety) zliatiny.

Pre konštrukčné účely majú najväčší význam zliatiny typu Monel, Hastelloy a žiarupevné zliatiny typu Nimonic. Zlievarenské zliatiny typu Monel boli vyvinuté z tvárnených, od ktorých sa líšia najmä prísadou 2 až 3% Si na zlepšenie zlievarenských vlastností. Typické zloženie je 65% Ni - 30% Cu - 3% Si - 0,8% Mn - 1,5% Fe. Odliatky sa tepelne spracúvajú rozpúšťacím žiňaním pri 780 až 800°C s ochladením do vody a následným precipitačným vytvrdzovaním pri 520 až 540°C. Dosahuje sa pevnosť 800 až 1400 MPa pri ťažnosti 2 až 10%. Zliatiny typu Monel sa používajú na výrobu odliatkov armatúr pre agresívne médiá, kde sa vyžaduje okrem vysokej pevnosti aj odolnosť voči oteru. Zliatiny Hastelloy sú typu Ni-Mo-Co-Fe s typickým zložením 62% Ni - 28% Mo - 2,5% Co - 5% Fe. Používajú sa na výrobu odliatkov trvale pracujúcich pri teplote nad 1000°C. Pre deficitnosť Mo a Co sa nahrádzajú zliatinami typu Nimonic, ktoré sú určené na liate diely spaľovacích turbín. Zo zliatin typu Nimonic je v SR normalizovaná STN 42 3528 so smerným zložením 28% Cr - max 15% Fe - 2% W - 0,6% Al - 2% Mo - 1% Ti - 0,1% C a zvyšok tvorí Ni. Zliatiny Ni-Be s obsahom 1,7 až 2% Be sa používajú na odliatky dielov palivových čerpadiel v leteckom priemysle a vrtacích zariadení v geológii. Dajú sa precipitačne vytvrdiť až na pevnosť 1800 MPa.

Taveniny niklových zliatin sú náchylné na naplynenie vodíkom a kyslíkom, ktorý je v tavenine viazaný s prítomným uhlíkom na CO, ktorého rozpustnosť dosahuje pri 1600°C až 43 cm³ na 100 g taveniny. Pri tavení sa preto nesmie použiť ochrana dreveným uhlím alebo grafitom. Na ochranu hladiny sa používa tavidlo na báze skla, CaF₂ (kazivca) a CaO (vápna). Na odplynenie sa využíva prefukovanie argónom alebo héliom s odstátím na odchod bublín Ar (He) alebo vákuovaním. Na tavenie sú najvhodnejšie indukčné kanálové alebo tégľové pece s výmurovkou z MgO (páleného magnezitu) s prísadou 2% bóraxu alebo kyseliny boritej. Zliatiny s vysokými nárokmi na čistosť taveniny a nízky obsah plynov sa tavia vo vákuových indukčných peciach. Lineárne zmraštenie odliatkov z niklových zliatin je okolo 2%.

9. VTOKOVÉ SÚSTAVY A ICH VÝPOČET

Správne riešenie vtokovej sústavy, jej tvaru a veľkosti priereзов patrí medzi najdôležitejšie predpoklady pre získanie bezchybných odliatkov. Podľa svojej rafinačnej (čistiacej) schopnosti sa vtokové sústavy spravidla delia na dva základné typy. Vtoková sústava prvého typu slúži len na rozvedenie tekutého kovu a rafinácia sa nepožaduje a ani k nej vo významnejšej miere nedochádza. Pri druhom type je žiadúci nielen rozvod, ale aj rafinácia taveniny, pre ktorú sa vhodným spôsobom využíva zemská gravitácia, prípadne dostredivé sily rotujúcej taveniny. Zatiaľ čo prvý typ sa uplatňuje najmä pri výrobe oceľových odliatkov, druhý typ, t.j. vtokové sústavy s rafinačným účinkom, sa používa pri odliatkoch vyrábaných z väčšiny ostatných zlievarenských zliatin. Oba typy však majú mnoho tvarových modifikácií závislých od charakteru odliatku a vlastností taveniny. Vtoková sústava musí spĺňať tieto hlavné požiadavky:

- spoľahlivo zaistiť zabehnutie odliatku,
- umožniť odliatie za optimálny čas,
- zabrániť vniknutiu nečistôt alebo trosky z panvy a obmedziť vznik sekundárnej trosky počas liatia,
- zabrániť erózii vo vtokovej sústave a v dutine formy,
- zabrániť nasávaniu a strhávaniu plynov do taveniny,
- podporovať vznik vhodného teplotného poľa v odliatku,
- nesmie brániť voľnému zmrašťovaniu odliatku a byť príčinou vnútorných napätí,
- mať čo najmenšiu hmotnosť, musí byť ľahko odstrániteľná od odliatku a klásť čo najmenšie nároky na operácie apretúry.

Vtoková sústava obvykle pozostáva zo štyroch základných prvkov, ktorými sú *vtoková jamka* resp. *lievik*, *vtokový kanál* (kôl), *rozvádzač kanál* a *vtokové zárezy*. U mnohých zliatin na báze Mg, Al a Cu má rozvádzač kanál okrem dopravnej funkcie ešte za úlohu zachytávať nečistoty - trosku a v takom prípade sa často označuje ako *troskový kanál* alebo *lapač trosky*.

Návrh vtokovej sústavy sa skladá z návrhu koncepčného riešenia a z dimenzovania jednotlivých častí vtokovej sústavy. *Koncepcia riešenia* spočíva v návrhu priestorového usporiadania celého

vtokového systému, voľbe tvaru, určenia roviny plnenia formy a umiestnenia jednotlivých elementov. Prevedenie vtokovej sústavy ovplyvňuje druh odlievaného kovu, jeho teplota a vlastnosti ako zabiehavosť, sklon k oxidácii a pohlcovaniu plynov, erózne a tepelné pôsobenie na formu, tvarová zložitosť a hrúbka stien odliatku, materiál formy, poloha deliacej roviny a spôsob odlievania. *Rovina plnenia* formy môže byť v zásade buď vertikálna, alebo horizontálna. Vtokové sústavy so *zvislou rovinou plnenia* spravidla nemajú rozvádzačí kanál a vtokový kanál je spojený s dutinou formy bezprostredne jedným alebo viacerými vtokovými zárezmi. Jednotlivým zárezom zodpovedajú rozdielne metalostatické výšky, a preto sa tieto sústavy obyčajne nazývajú *etážové* a do plnenia formy sa nezapájajú všetky zárezy súčasne, ale viac-menej postupne, začínajúc spodným a končiac horným. Používajú sa vtedy, ak má gradient teplotného poľa odliatku smerovať zdola nahor. V zlievarenskej praxi sú najrozšírenejšie vtokové sústavy s *horizontálnou rovinou plnenia*. V klasickom prevedení je rozvádzačí (troskový) kanál umiestnený nad deliacou rovinou a pod ňou sú nadväzujúce vtokové zárezy. Z praktických dôvodov je potrebné situovať rovinu plnenia do deliacej roviny formy. Nie vždy to však technologické dôvody dovoľujú, napr. u veľkých alebo tvarovo komplikovaných odliatkov bývajú roviny plnenia dve, výnimočne aj viac.

Dimenzovanie vtokovej sústavy spočíva v návrhu veľkosti jednotlivých prierezov a ich vzájomného pomeru tak, aby v sústave boli optimálne tlakové a rýchlostné pomery a zaistilo sa odlitie za optimálnu dobu. Pri návrhu a dimenzovaní vtokových sústav sa používajú najmä tieto kritériá:

- | | |
|--------------------------------------|---|
| – doba liatia | - je doba, počas ktorej sa plní dutina odliatku, |
| – surová hmotnosť | - je hmotnosť odliatku vrátane vtokovej sústavy a náliatkov, |
| – hmotnostná rýchlosť liatia | - je hmotnosť kovu, pretekajúceho vtokovou sústavou za jednotku času, |
| – rýchlosť stúpania hladiny vo forme | |
| – absolútna prietoknosť profilu | - je množstvo kovu, ktoré pretečie daným prierezom počas liatia. |

9.1 DÔSLEDKY POHYBU TAVENINY PRI ODLIEVANÍ FORIEM

Pri odlievaní foriem z panvy prechádza prúd taveniny ovzduším a uplatňuje sa pritom Eulerov zákon kontinuity a zákon voľného pádu. Rýchlosť voľného prúdu so vzdialenosťou od výtoku rastie, pričom sa uplatňuje povrchové napätie, ktoré postupne vytvaruje tok do kruhového prierezu. Voľný prúd taveniny je vystavený oxidačnému pôsobeniu atmosféry, a preto má byť čo najkratší a má mať prierez čo najbližší kruhovému. Pri odlievaní dopadá voľný prúd taveniny na dno formy (pri liatí do formy voľným prúdom), alebo na dno vtokovej jamky pri odlievaní do úplnej vtokovej sústavy. Prúd kovu má určitú pohybovú energiu, ktorú odovzdá forme v podobe tlaku a v mieste dopadu (obr. 110a) pôsobí impulz sily rovnajúci sa úbytku hybnosti prúdu:

$$dF dt = dm dv \quad (83)$$

Tento vzťah je možné zjednodušiť, ak $d\tau = 1$ s a za predpokladu, že všetka kinetická energia taveniny s hmotnosťou m dopadajúcej na formu s rýchlosťou v_1 sa premení na potenciálnu a v situácii podľa obr. 110a platí:

$$dF = dm dv \quad \text{a potom} \quad F = m v_2 - m v_1 \doteq -m v_1 \quad (84)$$

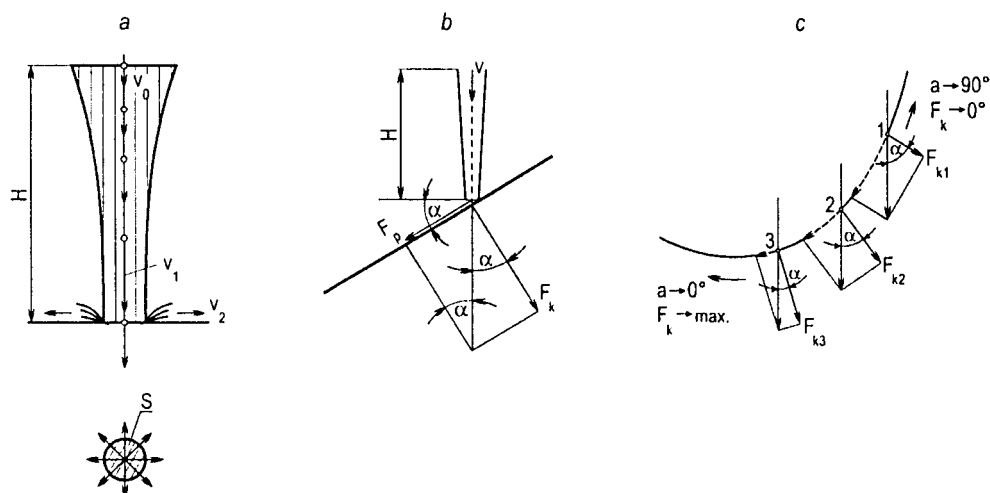
Pretože v okamihu dopadu prúdu je rýchlosť taveniny $v_2 = 0$, sila $F = -m v_1$ zodpovedá reakčnej sile, ktorá vzdoruje dopadu prúdu $-F = F'$. Pri nebrzdenom voľnom páde z výšky H tavenina získa podľa Toricelliho vzťahu rýchlosť $v_1 = \sqrt{2gH}$ a potom sila F' (N) bude mať hodnotu:

$$F' = m v_1 = Q \rho v_1 = S v_1 \rho v_1 = S v_1^2 \rho = 2 S H \rho g \quad (85)$$

kde Q je množstvo prúdiacej taveniny za jednotku času ($\text{m}^3 \cdot \text{s}^{-1}$),
 S - prierez prúdu kovu v mieste dopadu (m^2).

Dynamický tlak zvisle padajúceho prúdu $F' = 2SH\rho g$ sa rovná dvojnásobku statického tlaku, ktorý by vyvinul nehybný stĺpec taveniny s rovnakou výškou. V praxi je potrebné vhodne zvoliť miesto dopadu kovu vo forme a ak je to nevyhnutné, opatrit' ho odolným a nedrobivým povrchom

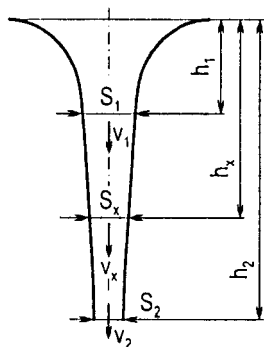
(tvárnitou), pretože dynamický účinok prúdu je oveľa väčší než statický.



Obr. 110 Dopad voľného prúdu na stenu formy

O niečo miernejší tlakový účinok na formu má prúd pri dopade na šikmú stenu formy (obr. 110b) alebo zaoblenú (obr. 110c), pretože v mieste nárazu sa tlaková sila rozloží do smeru kolmého na stenu F_k a rovnobežného s ňou F_p :

$$F_k = F \cos \alpha = 2HS\rho g \cos \alpha; \quad F_p = F \sin \alpha = 2HS\rho g \sin \alpha \quad (86)$$



Obr. 111 Tvar voľného prúdu

Pohyb kovových tavenín pri voľnom páde a vo zvislých kanáloch určuje gravitačné pole a sily povrchového napätia, kedy sa vytvára tzv. *voľný prúd* taveniny, ktorý má tvar znázornený na obr. 111. Pri nebrzdenom voľnom páde je zrýchlenie taveniny rovné gravitačnému g a rýchlosť voľného prúdu sa postupne zvyšuje. Podľa rovnice kontinuity, po celej dráhe voľného pádu je hodnota súčinu prierezu prúdu a rýchlosti v ľubovoľnej rovine konštantná a platí:

$$S_1 v_1 = S_x v_x = S_2 v_2 = \text{konšt.} \quad (87)$$

Po dosadení za $v = \sqrt{2gh}$ dostaneme $S_1 \sqrt{2gh_1} = S_x \sqrt{2gh_x} = S_2 \sqrt{2gh_2}$, z čoho:

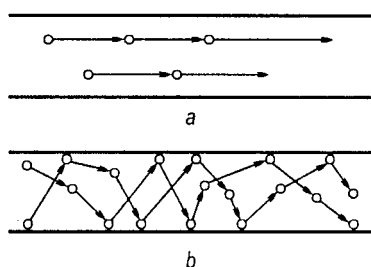
$$\frac{S_1}{S_2} = \sqrt{\frac{h_2}{h_1}} \quad (88)$$

Pre polomer r_x prierezu voľného prúdu taveniny v obecnej výške h_x voči vzťažnej h_2 platí:

$$\sqrt{\frac{h_2}{h_x}} = \frac{S_x}{S_2} = \frac{2\pi r_x^2}{2\pi r_2^2} \quad \text{z čoho} \quad r_x = r_2 \sqrt[4]{\frac{h_2}{h_x}} \quad (89)$$

Profilujúcou krivkou voľného prúdu je hyperbola 4. stupňa, ktorej jednou asymptotou je os voľného prúdu, zatiaľ čo druhá leží v rovine voľnej hladiny taveniny. Pre nebrzdený voľný prúd je charakteristické, že polohová energia sa úplne mení na energiu kinetickú a tlak zostáva podľa Bernoulliho rovnice, formulujúcej zákon o zachovaní energie, po celej jeho dĺžke konštantný. Tento základný znak si voľný prúd zachováva aj keď nepreteká voľným priestorom, ale kanálom, avšak za predpokladu, že z hľadiska prierezu je kanál presne rovnaký ako tvar voľného prúdu.

Prúdenie v kanáloch je pohyb kvapaliny v dutinách ohraničených plochami geometrických tvarov. Pri odlievaní odliatkov prúdi tavenina zvislými alebo vodorovnými kanálmi, ktoré sa súhrnne nazývajú *vtoková sústava*. Pri pomalom pohybe taveniny v kanáli malého prierezu dochádza na stenách kanála k treniu taveniny o stenu, ktoré spôsobuje, že sa častice taveniny pri stene kanála oneskorujú voči časticiam vo vnútri prúdu (obr. 50).



Obr. 112 Pohyb častíc taveniny pri prúdení laminárnom (a) a turbulentnom (b)

Ak sledujeme rýchlosť častíc v priereze, zistíme, že všetky častice sa pohybujú kanálom rovnobežne, ale s rôznou rýchlosťou, častice pri stene kanála najpomalšie a častice v osi prúdu najrýchlejšie. Takéto prúdenie sa nazýva *laminárne* (obr. 112a) a častice, ktoré sú priamo v styku so stenou kanála, sa nepohybujú, teda ich rýchlosť $v = 0$. Ak sa zvyšuje rýchlosť taveniny v kanáli nad určitú hodnotu, strhávajú so sebou rýchlo prúdiace čas-

tice v strede prierezu okolité častice prúdiace pomalšie. V priereze vzniká vírenie, a tým sa častice pri stenách a uprostred kanála pomiešajú. Rýchlosť postupu všetkých častíc je potom prakticky rovnaká v celom priereze. V kanáli nastáva *turbulentné prúdenie* (obr. 112b). Rýchlosť, pri ktorom sa mení laminárne prúdenie na turbulentné, sa nazýva *kritická rýchlosť* v_{krit} (m.s^{-1}). Závisí priamo od kinematickej viskozity ν ($\text{m}^2.\text{s}^{-1}$) a Reynoldsovho čísla Re a nepriamo od priemeru kanála D (m) a platí:

$$v_{krit} = \frac{Re_{kr} \nu}{D} \quad (90)$$

Vtokové sústavy spravidla nie je možné dimenzovať tak, aby v nich bolo pri odlievaní kovu laminárne prúdenie, ale väčšinou dochádza k prúdeniu turbulentnému. Výnimkou sú zliatiny na báze Al a Mg, u ktorých je nevyhnutné udržať laminárne prúdenie vo väčšine častí vtokovej sústavy. Zo vzťahu vyplýva, že turbulenciu vo vtokových kanáloch je možné zmierniť zmenšením priemeru D , pretože tým sa zvyšuje kritická rýchlosť prúdu. Ak sa má za daných podmienok (metalostatická výška h) zachovať pretekajúce množstvo kovu, musí sa použiť väčší počet paralelných kanálov s menším priemerom. Množstvo kovu liate za sekundu, t.j. hmotnostný tok kovu $Q_m = m / \tau_1$, býva u väčších odliatkov aj niekoľko desiatok kg.s^{-1} a priemer kanála D vychádza príliš veľký nato, aby vo vtokovej sústave vzniklo laminárne prúdenie.

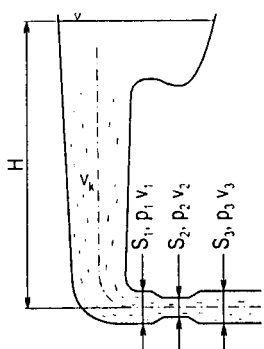
Hydraulické pomery v obecnej sústave ideálnych kanálov, ktoré sú nepriedušné voči vonkajšiemu okoliu, opisuje Bernoulliho rovnica, kde sú jednotlivé možné druhy energie vyjadrené v hodnotách výšky stĺpca taveniny h a indexy odlišujú zložky tl - tlakovú, k - kinetickú, p - polohovú:

$$H = h_{tl} + h_k + h_p = \frac{p}{\rho g} + \frac{v_k^2}{2g} + h_p = \text{konšt.} \quad (91)$$

Predstavu o tlakových pomeroch v kanáloch taveniny a spôsob využitia Bernoulliho rovnice poskytnie orientačný výpočet vtokovej sústavy pri odlievaní liatiny v situácii znázornenej na obr. 113. Vtokovou sústavou s metalostatickou výškou H prúdi tavenina liatiny s hustotou $\rho = 6,9 \cdot 10^3 \text{ kg.m}^{-3}$ prierezmi $S_1 = 10 \text{ cm}^2$, $S_2 = 5 \text{ cm}^2$ a $S_3 = 10 \text{ cm}^2$. V priereze S_3 je požadovaná rýchlosť taveniny 2 m.s^{-1} , ktorá zaisťuje hmotnostnú rýchlosť liatia $Q_m = 13,8 \text{ kg.s}^{-1}$. Výpočet sa uskutoční so zanedbaním strát spôsobených trením a zmenou smeru prúdenia taveniny. Vtokový kanál má väčší prie-

rez než S_1 a z jeho spodnej časti vystupuje tavenina do sústavy vodorovných kanálov s celkovou energiou, ktorá zodpovedá výške stĺpca H . Energetické pomery v prierezoch S_1 , S_2 a S_3 vodorovného kanála formuluje sústava Bernoulliho rovníc, v ktorých $h_p = 0$:

$$H = \frac{p_1}{\rho g} + \frac{v_1^2}{2g} = \frac{p_2}{\rho g} + \frac{v_2^2}{2g} = \frac{p_3}{\rho g} + \frac{v_3^2}{2g}$$



Obr. 113 Vznik podtlaku vo vtokovej sústave

Hľadaná výška H musí zaistiť, aby hodnota relatívneho tlaku p_1 , p_2 a p_3 bola väčšia než nula, teda aby vo vodorovných kanáloch nevznikol podtlak. Pri zaplnenej sústave v prierezoch S_1 a S_3 bude zhodná rýchlosť $v_1 = v_3 = 2 \text{ m.s}^{-1}$. Podľa zákona kontinuity bude v priereze S_2 rýchlosť v_2 :

$$v_2 = v_1 \frac{S_1}{S_2} = 2 \frac{10}{5} = 4 \text{ m.s}^{-1}$$

Z rozdielov Bernoulliho rovníc pre jednotlivé prierezy kanála vyrátame rozdiel hodnôt tlakov, ku ktorým dôjde pri zmenách rýchlosti v :

$$p_1 - p_2 = \frac{\rho}{2} (v_2^2 - v_1^2) = \frac{6,9 \cdot 10^3}{2} (4^2 - 2^2) = 41 \text{ kPa}$$

$$p_2 - p_3 = \frac{\rho}{2} (v_3^2 - v_2^2) = -41 \text{ kPa}$$

Stúpnutie rýchlosti v_2 v priereze S_2 vyvolá pokles tlaku o 41 kPa a pokles rýchlosti v priereze S_3 stúpnutie tlaku o 41 kPa. Pre kanál s prierezom S_3 platí:

$$H = \frac{p_3}{\rho g} + \frac{v_3^2}{2g} \quad \text{z čoho} \quad p_3 = \left(H - \frac{v_3^2}{2g} \right) \rho g = (H - 0,2) \rho g$$

Z rozdielu tlakov $p_2 - p_3$ a $p_1 - p_2$ dostaneme:

$$p_2 = p_3 - 41 \text{ kPa} = (H - 0,2)\rho g - 41 \text{ kPa} = H\rho g - 54,6 \text{ kPa}$$

$$p_1 = p_2 + 41 \text{ kPa}$$

Kritickým miestom je prierez S_2 , v ktorom nesmie vzniknúť podtlak. Z podmienky $p_2 \geq 0$ sa vyráta minimálna výška H , pri ktorej je celá sústava zaplnená taveninou:

$$p_2 = H\rho g - 54,6 \text{ kPa} \geq 0 \quad \Rightarrow \quad H \geq \frac{54,6}{\rho g} = 0,8 \text{ m}$$

V skutočných kanáloch však pôsobia ešte odpory voči prúdeniu - trenie kvapaliny o steny kanálov, pri prechodoch medzi zvislými a vodorovnými kanálmi sa stráca určitá energia vírením a viskozita spôsobuje straty vnútorným trením v tekutine. Na prekonanie týchto odporov je potrebná určitá hydrostatická výška Σh_s , ktorú označíme ako stratovú výšku. Po zohľadnení strát pri prúdení sa zmení rovnica (91) nasledovne:

$$H = h_{tl} + h_k + h_p + \Sigma h_s = \frac{p}{\rho g} + \frac{v^2}{2g} + h_p + \Sigma h_s = \text{konšt.} \quad (92)$$

V kanáli, podľa jeho tvaru a veľkosti prierezu, môže vznikáť výsledný pretlak alebo podtlak p (Pa), čo má významný vplyv na naplynenie odliatku. Z rovnice (92) vyplýva:

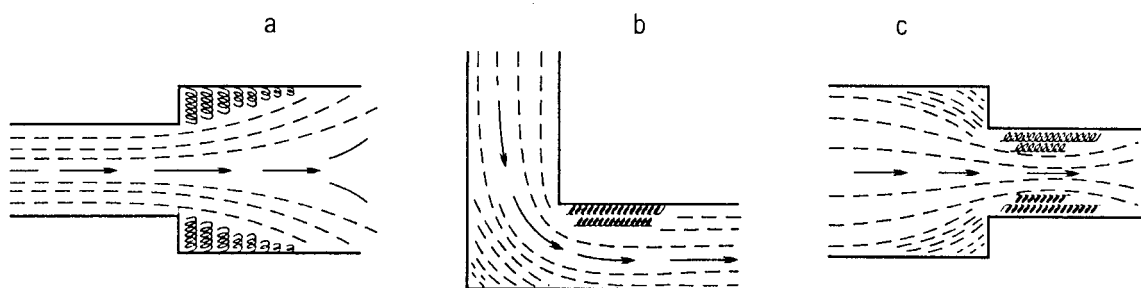
$$\pm p = \left[H - \left(\frac{v^2}{2g} + h_p + \Sigma h_s \right) \right] \rho g \quad (93)$$

Nepriaznivý podtlak nastane, keď:

$$H < \frac{v^2}{2g} + h_p + \Sigma h_s \quad (94)$$

V tomto prípade vzniká v kanáli tlak záporný, t.j. podtlak $-p$ a kanál sa stáva *podtlakovým*.

Zúžením alebo rozšírením kanála v zlievarenskej forme dochádza k zmene rýchlosti prúdu taveniny, a tým aj k zmene tlaku v danom mieste. Ak vznikne podtlak, dochádza v dôsledku vysokej priedušnosti formovacej zmesi k nasávaniu plynov a pár z formy, oxidácii kovu, niekedy aj k priamemu naplyneniu a vzniku bublín v odliatkoch. Vznik oblastí s nízkymi tlakmi je znázornený na obr. 114. Ak tavenina prúdi širokým kanálom, na ktorý je napojený užší kanál (obr. 114c), potom vyplňuje rohy širokého kanála, v ktorých dynamickým účinkom vzniká oblasť vyššieho tlaku.

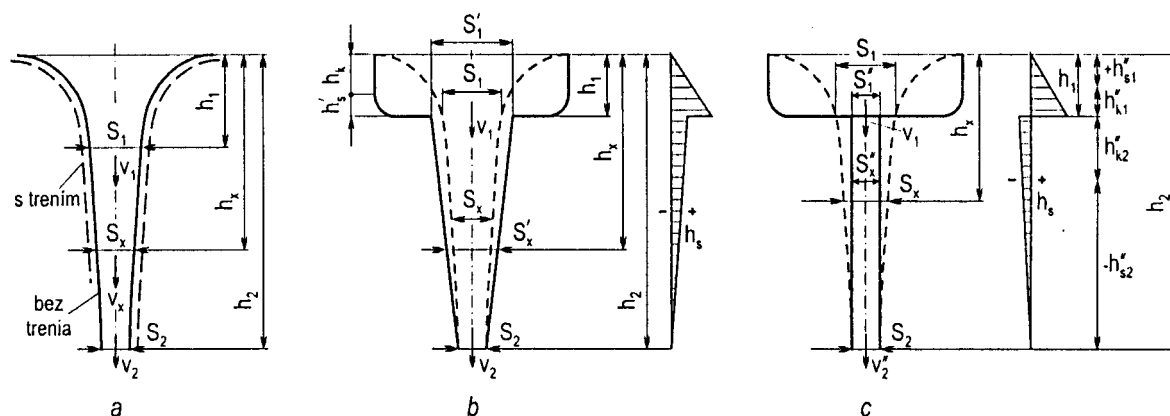


Obr. 114 Zmeny tlaku pri prúde taveniny v kanáloch

Prúdnice taveniny sa zužujú smerom do stredu, kde sa zvyšuje rýchlosť pohybu podľa zákona kontinuity a podľa prvého Newtonovho zákona, kedy častice zachovávajú smer pohybu, ktorý im bol daný silovým pôsobením prúdu. To spôsobuje, že prúd kovu sa odtrháva od stien užšieho kanála ihneď za zúžením, kde vznikajú oblasti s podtlakom. V týchto miestach dochádza k nasávaniu vzduchu a plynov z formovacej zmesi, ktoré tavenina strháva a pohlcuje. Podobná oblasť nízkych tlakov vzniká, keď kov prúdi z úzkeho kanála do širokého, ako je to znázornené na obr. 114a. Je to spôsobené momentovým efektom prúdu taveniny. K rovnakým javom dochádza, keď prúd taveniny musí ostro meniť smer. Všetky tieto miesta sú nebezpečné pre naplynenie odliatku.

K podobným negatívnym javom môže dochádzať aj vo zvislých kanáloch. Pri prietoku zvislým kanálom sa zväčšuje rýchlosť prúdu podľa zákona voľného pádu. Ak nie je prúd ničím brzdený, zväčšuje sa rýchlosť taveniny podľa rovnice $v = \sqrt{2gh}$ a tavenina pri voľnom páde nebude vyvíjať žiadny tlak na kanál, ak tento má tvar rotačného hyperboloidu 4. stupňa, znázorneného na obr. 111. V takomto prípade tzv. *rovnotlakového kanála* na povrchu taveniny po celej výške pôsobí iba atmosférický tlak a relatívny tlak medzi taveninou a kanálom je nulový.

V reálnych podmienkach je potrebné počítať s tým, že rýchlosť taveniny vzhľadom na straty spôsobené trením je menšia než udáva Toricelliho vzťah $v = \sqrt{2gh}$. Profilujúcou krivkou rovnotlakového vtokového kanála v reálnych podmienkach je tiež hyperbola 4. stupňa, u ktorej sa však straty trením prejavajú miernym zväčšením zodpovedajúceho prierezu voľného prúdu. V zlievarenskej praxi sa z výrobných dôvodov používajú prevažne vtokové kanály s priamkovým bočným profilom - valcové alebo kužeľovité. Nemôžu byť preto rovnotlakové, ale sú buď *podtlakové*, alebo *pretlakové*. Na obr. 115 sú zakreslené vtokové kanály pre voľný prúd tak, že výstupné prierezy S_2 sú zhodné, zatiaľ čo vstupné prierezy podtlakového a pretlakového kanála sa líšia. Pokiaľ je potom vstupný prierez kanála menší než prislúchajúci prierez voľného prúdu (obr. 115c), znamená to, že rýchlosť v tomto priereze vyplývajúca z rovnice kontinuity musí byť väčšia než je možné získať využitím celej polohovej energie stĺpca taveniny h_1 .



Obr. 115 Tlakové pomery v kanále rovnotlakovom (a), pretlakovom (b) a podtlakovom (c)

Na dosiahnutie tejto rýchlosti je preto v zmysle Bernoulliho rovnice potrebné čerpať aj z tlakovej energie taveniny, tlak v kanáli klesá pod tlak základný (obvykle atmosférický) a vzniká podtlak. Naopak, ak je vstupný prierez kanála väčší (obr. 115b), musí byť rýchlosť v tomto priereze menšia než zodpovedá polohovej energii. Preto sa z nej mení na kinetickú energiu iba časť, kým zvyšok sa podľa Bernoulliho rovnice transformuje na energiu tlakovú. Tlak v tavenine sa teda zvyšuje nad základnú hodnotu a kanál sa stáva pretlakovým.

Ak prúdi tavenina zaplneným kanálom podľa obr. 115b, ktorý má počiatočný prierez $S_1' > S_1$, výtoková rýchlosť prierezu S_2 bude $v_2 = \sqrt{2gh_2}$, ale pomer:

$$\frac{S_1'}{S_2} > \frac{S_1}{S_2} \quad \text{a preto tiež} \quad \frac{S_1'}{S_2} > \sqrt{\frac{h_2}{h_1}}$$

Ak je teda v priereze S_1' rýchlosť menšia než teoretická $v_1 = \sqrt{2gh_1}$, nepremení sa celá polohová energia h_1 na kinetickú a jej zvyšok spôsobí v priereze S_1' pretlak, keď platí:

$$h_1 = \frac{v_1'^2}{2g} + h_s'$$

Pretlak je v celom kanáli, pretože pre ľubovoľný prierez platí $S_x' > S_x$ a zmenšuje sa smerom k prierezu S_2 podľa rastúcej rýchlosti prúdu z v_1' na v_2 . V priereze S_2 sa všetka energia premení na kinetickú, t.j. $v_2 = \sqrt{2gh_2}$. Takýto kanál podľa obr. 115b je kanál *pretlakový*. Rýchlosť prúdu i pretlak v naznačenom kanále sú určované prierezom S_2 , pretože kanálom nemôže pretekať viac taveniny než $S_2 v_2$. V každej vtokovej sústave je prierez, ktorý obmedzuje alebo určuje pretekajúce množstvo kovu a nazýva sa *riadiaci prierez* vtokovej sústavy.

Pri prúdení v kanáli s výtokovým prierezom S_2 a s počiatočným prierezom S_1'' , ktorý je menší než teoretický S_1 , môže prierezom S_1'' pretekať iba množstvo taveniny dané súčinom $S_1'' v_1$:

$$S_1'' v_1 = S_1'' \sqrt{2gh_1} < S_1 \sqrt{2gh_1}$$

pretože $S_1'' < S_1$, bude aj

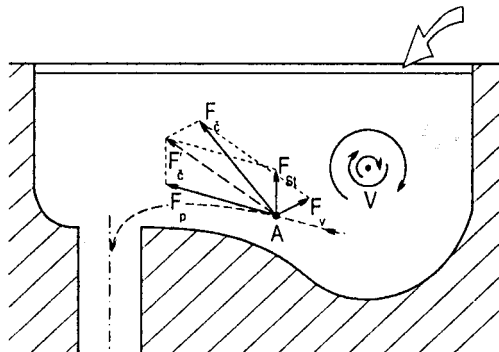
$$\frac{S_1''}{S_2} < \sqrt{\frac{h_2}{h_1}} \quad \text{alebo} \quad \frac{S_1''}{S_2} < \frac{v_2}{v_1}$$

Podmienkou platnosti nerovnosti je, aby $v_2'' < v_2$, čo je možné, ak v kanáli pôsobí tlak proti prúdu taveniny, teda ak prietok za prierezom S_2 je ešte brzdený. Spád h_2 sa v priereze premení len čiastočne na rýchlosť $v_2'' < v_2$ a zvyšok sa vyrovná podtlakom v kanáli. V každej výške kanála je $S_x'' < S_x$ a preteká ním menšie množstvo kovu než aké je teoreticky možné pri priereze kanála S_2 .

a výške h_2 . Naznačený podtlak v danom podtlakovom kanáli (obr. 115c) vznikne iba vtedy, ak sú steny kanála nepriedušné, napr. kovové. V pieskových formách sa však podtlak vyrovnáva nasávaním vzduchu, plynov a pár z pórovitej formy, a preto sa snažíme v praxi zabrániť vznikaníu podtlaku vo formách a konštruujeme pretlakové vtokové sústavy. Pri nebrzdenom prietoku za prierezom S_2 by tavenina s východiskovou rýchlosťou v_1 v priereze S_1 z výšky h_2-h_1 postupovala voľným pádom a po celej výške valcového kanála by vznikol väčší podtlak.

9.2 JEDNOTLIVÉ ČASTI VTOKOVÝCH SÚSTAV

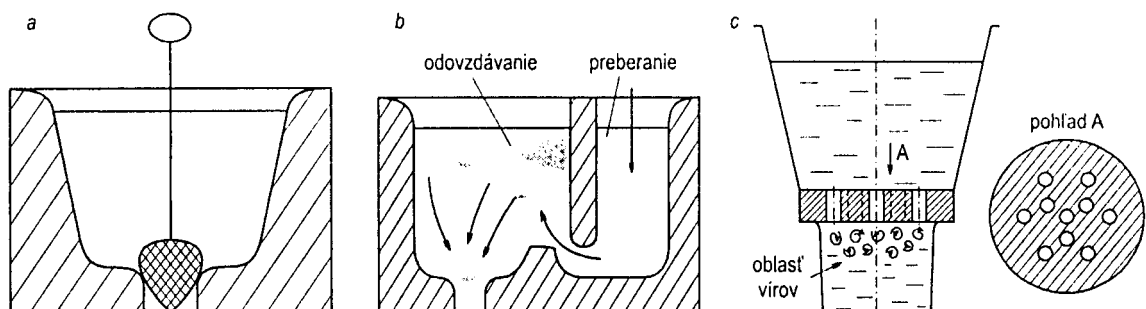
Do vtokového kanála vstupuje tavenina *vtokovou jamkou* alebo *vtokovým lievikom*. Vtoková jamka sa používa u vtokových sústav s rafinačným účinkom a jej úlohou je zachytiť dynamický náraz kovu, upokojiť a usmerniť prúd taveniny z odlievacej panvy, ako zásobník kovu zaistiť konštantnú rýchlosť liatia a zachytiť tuhé a tekuté nečistoty (trosku), ktoré môže vytekať z panvy spolu s taveninou. Obvyklý profil jamky, znázornený na obr. 116, napomáha predovšetkým vzniku víru s horizontálnu osou rotácie v oblasti V .



Obr. 116 Vtoková jamka

Na obecnú vtrúseninu A pôsobí jednak strhávajúca sila prúdu F_p , smerujúca k vtokovému kanálu, ale tiež vztlaková Stokesova sila F_{st} a dostredivá sila víru F_v , ktoré časticu odkláňajú smerom k hladine, ak platí $\rho_c < \rho_l$, t.j. mimo nasávaciu oblasť vtokového kanála (obr. 116). Častice nečistôt tak zotrúvajú počas odlievania na hladine taveniny vo vtokovej jamke a nemôžu preniknúť do dutiny formy, a teda ani do odliatku. Rýchlosť vyplavovania častíc na hladinu určuje podľa Stokesovho zákona rovnica (47). Je zrejmé, že ľahšie sa dajú zachytiť vtrúseniny väčších rozmerov a troska s výrazne nižšou hustotou oproti tavenine. Preto sa gravitačne nedajú úplne odstrániť vtrúseniny z hliníkových a horčíkových zliatin, lebo ich hustota je prakticky rovnaká ako hustota taveniny.

Ak má vtoková jamka podľa naznačeného spôsobu správne plniť svoju úlohu, je potrebné, aby v nej tavenina dosahovala primeranú výšku. Je zrejmé, že táto podmienka nie je splnená na začiatku odlievania. V takom prípade sa nečistoty dostávajú do vtokového kanála buď priamo s prúdom taveniny, alebo prostredníctvom vertikálneho víru vo vyústení jamky. Preto sa čistota taveniny u náročnejších odliatkov pri zaliatí zaisťuje odlievaním na zátku, obr. 117a. Keramická alebo kovová zátku, opatrenú žiaruvzdorným náterom, vhodného tvaru a dobre vysušenú sa pred odlievaním vkladá do zaústenia vtokového kanála a vyberá sa až po zaplnení vtokovej jamky taveninou do potrebnej výšky.



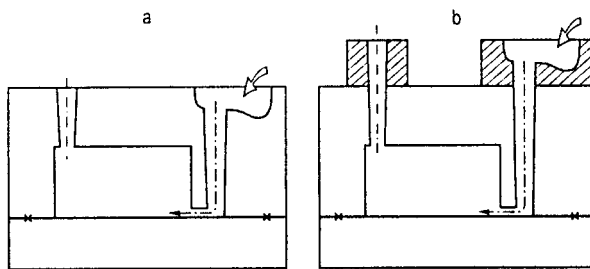
Obr. 117 Vtokové jamky: a- zátková, b- s keramickou priečkou, c- vtokový lievnik s keramickým filtrom

K poklesu hladiny však môže dochádzať aj počas odlievania v dôsledku nerovnomerného liatia. Z tohto dôvodu musí byť vtoková jamka nielen dostatočne vysoká, ale tiež primerane veľká, aby pokles hladiny nebol až natoľko výrazný, že by viedol k prieniku nečistôt do vtokového kanála. U masívnych odliatkov sa výrobné riziko v tomto smere znižuje zaformovanou keramickou priečkou. Umiestnenie priečky je vidno na obr. 117b a jej zmysel je v tom, že zadržiava nečistoty aj pri úplnom vyprázdnení vtokovej jamky. K vyprázdneniu vtokovej jamky nemá dôjsť ani v závere odlievania. Zostáva preto čiastočne zaplnená aj po ukončení odlievania a v tomto ohľade znižuje, často dosť výrazne, využitie tekutého kovu. Preto sa u odliatkov často nahrádza vtoková jamka vtokovým lievnikom. Metalurgická čistota sa potom zaisťuje jednak zvýšenou pozornosťou pri odlievaní a často tiež vkladáním keramických filtrov do vtokového lievika spôsobom, uvedeným na obr. 117c. Filtre zadržiavajú nečistoty mechanicky a čiastočne tým, že ovplyvňujú prúdenie taveniny vo vtokovom kanáli, pretože po zaplnení vtokového kanála vzniká za výtokmi z filtra turbulencia tvorená vírmi s horizontálnou osou rotácie a ich silové pôsobenie bráni ľahším časticiam

trosky v ďalšom pohybe.

Pri výrobe oceľových a liatinových odliatkov je často výhodné (pre úsporu kovu) integrovať funkciu vtokovej jamky s náliatkom. Takéto náliatky sa vyrábajú z tepelnoizolačného materiálu a v mieste napojenia na odliatok sú opatrené keramickým filtrom, ktorý obmedzuje veľkosť prietoku taveniny do formy, čím nahrádza funkciu obvyklej vtokovej sústavy. Známe polyfunkčné náliatky firmy FOSECO sa vyrábajú v širokom rozsahu rozmerov a prietokových rýchlostí a pokrývajú väčšinu bežných požiadaviek na objem náliatku a dobu plnenia formy.

Pri výrobe stredných a veľkých odliatkov vychádza vtokový kanál príliš vysoký a preto jeho horná časť s vtokovou jamkou spravidla nie sú súčasťou formy, ale vyrábajú sa v samostatnom formovacom ráme (obvykle zo zmesi s vodným sklom alebo na báze živíc), ktorý sa kladie na horný formovací rám formy. Schematicky sú obe alternatívy znázornené na obr. 118, ktorý zároveň ukazuje, že pri takto situovanej vtokovej jamke musia byť rovnako vysoké aj výfuky a náliatky.



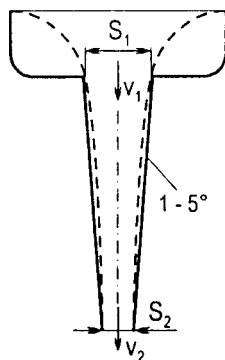
Obr. 118 Vtokový kanál klasický (a) a zvýšený (b)

U vtokových sústav bez rafinačného účinku sa výhradne používajú vtokové lieviky pre lepšie využitie tekutého kovu a menšiu prácnosť. Predstavujú v podstate len rozšírenie vtokového kanála a slúžia teda len na usmernenie a upokojenie prúdu taveniny z liacej panvy. U menších odliat-

kov sú z rovnakej formovacej zmesi ako ostatná forma, u väčších odliatkov tvorí vtokový lievik zafomovaná tvarovka, najčastejšie keramická, lebo musí odolávať dynamickému a tepelnému namáhaniu väčšieho množstva taveniny.

V zlievarenskej praxi nemávajú vtokové kanály ideálny tvar hyperboloidu 4. stupňa, ale používajú sa kanály tvaru valca alebo kužela. Nemôžu byť preto rovnotlakové, ale minimálne na určitej časti sú podtlakové alebo pretlakové. Steny vtokových kanálov sú viac či menej priedušné. Ak tlak v tavenine, ktorá prúdi kanálom, klesne pod úroveň tlaku atmosferického, preniká do taveniny vzduch resp. plyny z formy a môže dôjsť k jej výraznému naplyneniu. Preto sa pokladajú podtlakové vtokové kanály z technologického hľadiska za nežiadúce. Pokiaľ sa aj napriek tomu použijú, je potrebné s týmito negatívnymi dôsledkami počítať, prípadne im predchádzať inými

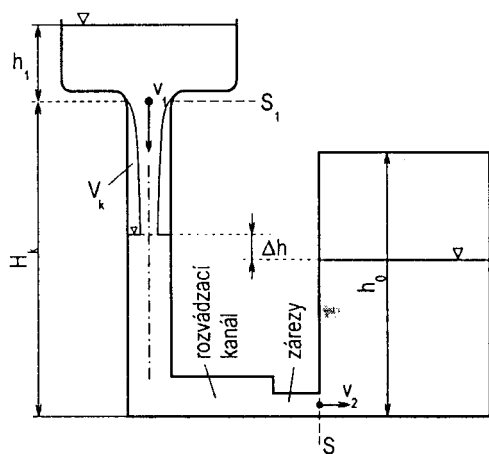
vhodnými technologickými zásahmi. Za technologicky optimálne sa považuje riešenie podľa obr. 119, kedy vstupný a výstupný prierez, vyrátané z rovnice (89), sú rovnotlakové a hydraulické straty h_x zaistia, že stredná časť kanála je mierne pretlaková.



Obr. 119 Praktické riešenie vtokového kanála

Predpoklad, že vtokové kanály sú taveninou zaplnené v celom svojom objeme, je možné považovať za oprávnený iba u sústav rovnotlakových a pretlakových, nie je však samozrejmosťou u podtlakových kanálov. Z technologického hľadiska je počiatočné zaplňovanie podtlakového vtokového kanála spojené s ďalším naplynením taveniny. Do nezaplneného objemu vtokovej sústavy (okolo voľného prúdu) prenikajú plyny z okolitej formy a keď sa tento objem uzatvorí, tlak plynov stúpne a ich časť prejde do taveniny. Toto prídavné naplynenie závisí najmä od dĺžky časového intervalu potrebného na zaplnenie vtokového kanála. Dĺžka intervalu je úmerná pomeru $S_2 v_2 / S_1 v_1$ a závisí od typu a geometrie vtokovej sústavy. Naplynenie sa znižuje spätnou filtráciou plynov vtlačaných späť do formy, odkiaľ sa priedušnosťou zmesi dostávajú do atmosféry a môže byť ovplyvnené aj kompaktnosťou voľného prúdu taveniny vo vtokovom kanále. Je zrejmé, že relatívne nízke naplynenie je možné očakávať u prúdu laminárneho, kým u turbulentného prúdu bude stupeň prídavného naplynenia evidentne väčší. V tomto smere je zrejme rozhodujúci stupeň turbulencie daný hodnotou Re , "hydrodynamickou charakteristikou" výtoku z vtokovej jamky a veľkosťou povrchového napätia taveniny. Použitie podtlakových vtokových kanálov prináša ešte jeden negatívny aspekt. Plyny, prenikajúce z formy, vytvárajú medzi prúdom taveniny a stenou kanála vrstvu, ktorá pretráva prakticky po celý čas odlievania. Táto vrstva bráni zaplneniu vtokového kanála taveninou v celom jeho priereze, a preto sa v tomto prípade nedá aplikovať ani rovnica kontinuity a výpočet vtokovej sústavy sa stáva neurčitý.

Za analogických podmienok môžu byť aj vtokové kanály s nekruhovými prierezmi pretlakové, podtlakové, ale aj rovnotlakové. Vplyvom povrchového napätia nemusia byť však nekruhové kanály zaplnené taveninou vždy v celom priereze, čo vnáša do výpočtu istý stupeň neurčitosti. Na kvalitu budúceho odliatku spravidla negatívne pôsobí väčší povrch nekruhového prúdu taveniny a jeho relatívne vyššia turbulencia. Z týchto dôvodov sa považujú vtokové kanály s nekruhovým prierezom za technologicky menej výhodné.



Obr. 120 Nezaplnený vtokový kanál

Alternatívou k zaplneným vtokovým kanálom, či už pretlakovým, podtlakovým alebo rovnotlakovým, je *vtokový kanál nezaplnený* (obr. 120). Výstupný prierez vtokovej sústavy S_2 je väčší než vstupný S_1 a rýchlosť v_1 v priereze S_1 určuje výška h_1 , keď $v_1 = \sqrt{2gh_1}$. Ihneď po zaplnení formy nad úroveň vtokových zářezov sa dosiahne dynamická rovnováha, pri ktorej sú vstupujúce a výstupujúce množstvá taveniny rovnaké, t.j. $S_1 \cdot v_1 = S_2 \cdot v_2$. Prevýšenie hladiny vo vtokovom kanále voči hladine v dutine formy Δh určuje rýchlosť $v_2 = \sqrt{2g\Delta h}$

a podľa zákona kontinuity platí:

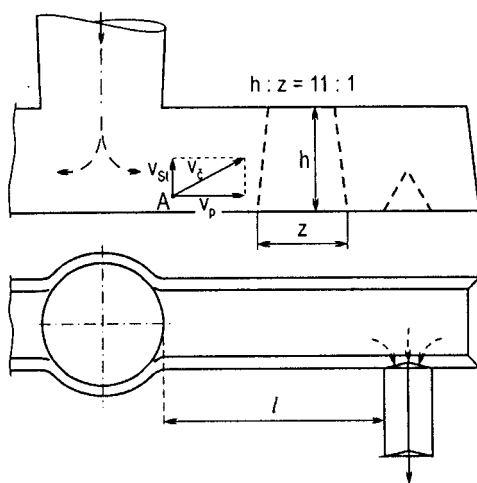
$$\frac{S_1}{S_2} = \frac{v_2}{v_1} = \frac{\sqrt{2g\Delta h}}{\sqrt{2gh_1}} \quad \text{z čoho} \quad \Delta h = h_1 \left(\frac{S_1}{S_2} \right)^2$$

Ak výška kanála $h_k > h_{od} + \Delta h$, tento typ vtokovej sústavy zaisťuje, že do odliatku bude tavenina vstupovať konštantnou rýchlosťou v_2 po celú dobu liatia. V nezaplnenom vtokovom kanáli dochádza k naplynieniu aj keď už jeho spodná časť je pretlaková. Plyny z okolitej formy totiž prenikajú do nezaplneného objemu V_K a z povrchu voľného prúdu sa dostávajú do taveniny. Stupeň naplynienia je úmerný turbulencii vo voľnom prúde a treba ju čo najviac obmedziť napr. zaoblením vyústenia z vtokovej jamky do formy, znižovaním rýchlosti prúdenia v_1 alebo rozdelením prierezu zvislého kanála na niekoľko menších. V tomto prípade spojenie medzi vtokovou jamkou a rozvádzačím kanálom uskutočňuje nie jeden, ale niekoľko vtokových kanálov s malými prierezmi.

Rozvádzač kanál alebo jeho variant s čistiacim účinkom tzv. *trosový kanál* má za úlohu dopraviť taveninu od vtokového kanála k zářezom. Využíva sa iba pri horizontálnom rozvádzaní taveniny v rovine plnenia formy. Jeho geometria musí spĺňať požiadavky maximálneho upokojenia prúdu taveniny, vytekajúceho z vtokového kanála a pritom minimálneho ochladenia taveniny. Podobne ako vo vtokovom kanáli nemá ani v rozvádzačom kanále vznikáť podtlak, ktorý vedie ku

naplynieniu taveniny a vždy znamená zvýšené nebezpečenstvo výskytu bublín v odliatkoch. Táto požiadavka určuje veľkosť jeho prierezu, pričom jeho profil môže byť ľubovoľný.

Troskový kanál, ktorý okrem dopravnej funkcie má za úlohu aj odstránenie nečistôt, ktoré s prúdom taveniny prenikli cez vtokovú jamku vtokovým kanálom, musí mať vhodný profil. Výhodným a najviac rozšíreným profilom je lichobežník. Pri klasickom prevedení, aké sa používa najmä u liatinových odliatkov, je troskový kanál spolu so zaústeným vtokovým kanálom a vyústeným vtokovým zárezom znázornený na obr. 121. Jeho rafinačný účinok je zameraný na to, aby odkláňal častice nečistôt od sacej oblasti vtokových zárezov.



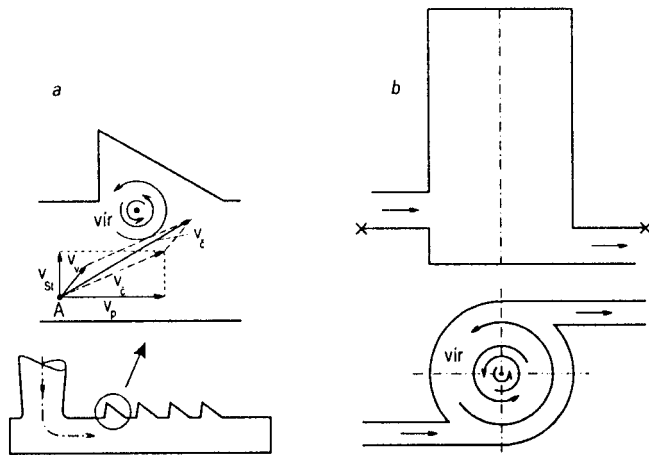
Obr. 121 Klasický troskový kanál

Na obrázku sa pohybuje častica A s taveninou rýchlosťou prúdu v_p , a zároveň stúpa pôsobením Stokesovej vztlakovej sily rýchlosťou v_{st} . Účinnosť rafinácie je potom nepriamo úmerná rýchlosti prúdu, priamo úmerná rýchlosti vyplavovania a závislá od vzdialenosti l . Na tejto dráhe sa musí častica A dostať mimo saciu oblasť zárezu (vyšrafovaná oblasť), odkiaľ tiež vyplýva požiadavka na určitú minimálnu dĺžku troskového kanála so zohľadnením v_p . Túto požiadavku zlievarenská prax spravidla obchádza a zohľadňuje predovšetkým minimali-

záciu pôdorysných rozmerov formacieho rámu (úspora pracnosti). Rafinačný účinok troskového kanála je preto v mnohých prípadoch veľmi nízky a troskový kanál sa považuje len za rozvádzač. V niektorých prípadoch sa na dne troskového kanála oproti zaústeniu vtokového kanála robí zahĺbenie v tvare guľového vrchlíka. Zmyslom tejto úpravy je znížiť stupeň turbulencie prúdu taveniny, ktorý do troskového kanála vniká vtokovým kanálom a tiež stlmiť jeho dynamický účinok. Aby odrazom prvého kovu od jeho konca na začiatku liatia nevznikala spätná vlna, troskový kanál musí byť zakončený klinovite alebo tlmiacim prepacom.

Klasický troskový kanál využíva na rafináciu len gravitačné sily. Vysoký rafinačný účinok sa dá doceliť využitím odstredivých síl v rotujúcej tavenine, ktoré sa zámerne vyvolajú v troskovom kanáli. V rovnako veľkých objemoch vtrúseniny a taveniny pôsobia odstredivé sily úmerné ich

hustote, dôsledkom čoho sú vtrúseniny s nižšou hustotou vytláčané smerom k osi rotácie. Zámerne vyvolaný rotačný pohyb taveniny sa využíva v troskových kanáloch typu pílovitého alebo tangenciálneho, znázornených na obr. 122.



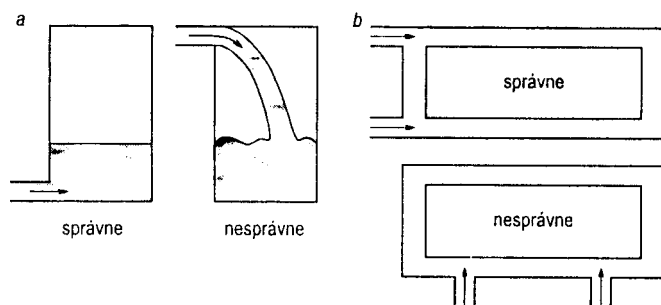
Obr. 122 Pílovitý (a) a tangenciálny (b) troskový kanál

V pílovitom troskovom kanále zuby hornej časti vyvolávajú rotáciu malých objemov taveniny. Ich horizontálne osi rotácie ležia nad spodným odkrajom zubov a v týchto miestach sa zhromažďujú a zostávajú nečistoty. Tangenciálny troskový kanál alebo tiež odstredivý lapač trosky tvorí valcová dutina orientovaná vertikálne, do ktorej sa privádza tavenina v smere dotčnice. V ta-

venine rotujúcej okolo zvislej osi dutiny dochádza k vytláčaniu častíc nečistôt do osi, a teda mimo saciu oblasť tiež tangenciálneho výtokového kanála a rafinačný účinok ešte zvýrazňuje vztlaková Stokesova sila. Preto je účelné umiestniť kanál, ktorým tavenina do odstredivého lapača vstupuje nad deliacu rovinu a výstupný kanál pod deliacu rovinu. Spoločnou nevýhodou opísaných typov troskových kanálov však zostáva, že k úplnému rafinačnému účinku u nich dochádza až po ich zaplnení a ich účinnosť je v prvých okamihoch po zaliatí veľmi nízka až nulová.

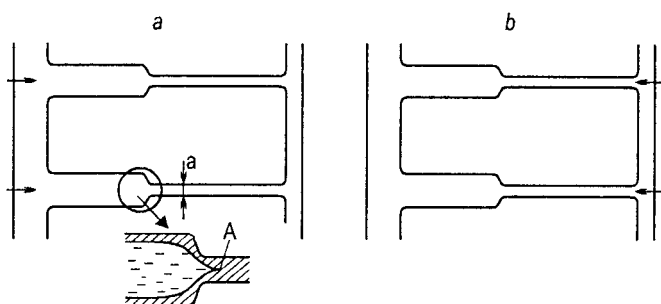
Vtokové zárezy sú posledným článkom vtokovej sústavy. Účelný tvar, veľkosť a najmä rozmiestnenie vtokových zárezov sa posudzuje z hľadiska spôsobu plnenia formy, stupňa ochladenia taveniny pri zaplňovaní formy a teplotného poľa odliatku a formy. Bežnou požiadavkou je pokojné plnenie dutiny formy, pri ktorom nedochádza k rozstreku taveniny, turbulencii a tiež erozívnemu pôsobeniu na steny formy či jadier. Z tohto hľadiska je potrebné situovať vtokové zárezy tak, aby sa pokiaľ možno vylúčil voľný pád taveniny v dutine formy a aby sa tiež zamedzilo kolmým nárazom prúdu taveniny na stenu formy. Správne a nesprávne rozmiestnenie vtokových zárezov z tohto hľadiska je znázornené na obr. 123. Za predpokladu konštantnej ochladzovacej schopnosti formy, sú pre ochladzovanie taveniny rozhodujúce predovšetkým tri faktory, a to dĺžka dráhy, ktorú musí tavenina pri zaplňovaní formy prejsť, ďalej rýchlosť, ktorou sa pritom pohybuje a na-

koniec geometria dutiny formy.



Obr. 123 Rozmiestnenie vtokových zárezov

rýchlosť taveniny vytekajúcej z vtokových zárezov. Pretože z iných hľadísk je jej zvyšovanie naopak nežiadúce, vplyv rýchlosti je potrebné posudzovať komplexne a v kontexte so všetkými dôsledkami, ktoré prináša. Vplyv geometrie formy na rozmiestnenie vtokových zárezov ilustruje obr. 124. V príklade vľavo preteká taveniny najskôr masívnejšou časťou odliatku.



Obr. 124 Vplyv geometrie formy na rozmiestnenie zárezov

narastá aj hrúbka tuhej kôry spôsobom zrejším z obrázku a v okamihu, kedy sa lokálne priblíži hodnote $a/2$, stáva sa miesto A nepriechodným. Jeho spätné natavenie taveninou, ktorá ďalej prichádza do vtokového zárezu je málo pravdepodobné, pretože teplota tejto taveniny je už po predchádzajúcom styku s hrubostennou časťou formy znížená. Odliatok preto zostane vo svojej tenkostennej časti nezabehnutý. Prednosť druhého usporiadania (vpravo) spočíva v tom, že do tenkostennej časti prichádza neustále nová tavenina s relatívne vysokou teplotou. Preto je tuhá kôra, tvoriaca sa pri stene tenkostennej časti, primerane tenšia, naviac je neustále natavovaná novou taveninou z vtokového zárezu a pretekajúci prierez zostáva po celú dobu plnenia priechodný. Vý-

Prvým z týchto faktorov je ovplyvnený počet vtokových zárezov, ktoré sú pre dobré zabehnutie odliatku nevyhnutné. Na druhom faktore, t.j. rýchlosti zaplňovania formy, závisí stupeň ochladenia nepriamo a z tohto hľadiska je teda výhodná čo najvyššia

Jej teplota stykom so stenou formy klesá a v dôsledku toho sa pri stene postupne tvorí tuhá kôra. Ochladená tavenina vstupuje do tenkostennej časti odliatku v mieste A , v ktorom sa ochladzovacia rýchlosť kvalitatívne zvyšuje (mení sa pomer *objem/povrch*). V súlade s tým

chodiskový predpoklad konštantnej ochladzovacej schopnosti formy je však do značnej miery hypotetický. V skutočnosti sa zlievarenská forma počas odlievania ohrieva a jej ochladzovacia schopnosť teda klesá. Ohrev formy a z neho vyplývajúci pokles ochladzovacej schopnosti je pritom lokálne rozdielny, závislý od množstva taveniny, ktoré uvažovaným miestom pri zaplňovaní formy pretečie.

Teplotné pole odliatku má kľúčový význam pre jeho vnútornú kvalitu a výsledné mechanické vlastnosti. Vytvára sa v závislosti od geometrie odliatku, ale tiež od rozmiestnenia vtokov, prípadne výfukov a náliatkov. U odliatkov zo zliatin so sklonom k tvorbe stiahnutí je žiadúci, vzhľadom na potrebu náliatkovania, teplotný spád v smere *náliatok* → *hrubostenná* → *tenkostenná časť odliatku*. V tomto prípade je vhodné zaústenie vtokových zárezov do hrubostennej časti odliatku a protichodnú požiadavku zabíhavosti rešpektovať napr. primeraným zvýšením teploty. Ak heterogénne teplotné pole naznačeného tvaru umožňuje správnu funkciu náliatkov a prispieva tak ku eliminácii stiahnutí v odliatkoch, potom na druhej strane táto teplotná heterogenita vytvára predpoklady pre vznik heterogenít koncentračných a prispieva tiež k rastu vnútorných napätí v odliatkoch. U grafitických liatin sa odporúča zaústiť zárezy do tenkých prierezov odliatku, čím dosiahne čiastočné vyrovnanie doby tuhnutia stien s rôznou hrúbkou. U liatin, ktoré vyžadujú náliatkovanie, sa podobne ako u ocelí a väčšiny neželezných kovov zárezy zaúšťujú do masívnych profilov a náliatkov, aby sa dosiahlo pokiaľ možno maximálne usmernené tuhnutie.

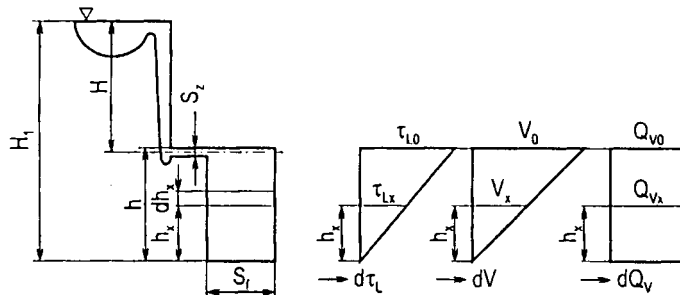
Tvar vtokového zárezu je možné charakterizovať jednak jeho priečnym prierezom, jednak prierezom pozdĺžnym. Priečny prierez býva väčšinou trojuholníkový pri ručnom zhotovení, alebo obdĺžnikový, kruhový, tvaru kruhovej výseče, lichobežníkový a pod. pri strojnom formovaní. Pri voľbe tvaru a veľkosti priečneho prierezu je potrebné prihliadať predovšetkým na geometriu odliatkov v mieste zaústenia a tiež s ohľadom na následné odstraňovanie vtokov.

Hydraulické pomery vo vtokovej sústave budú výrazne rozdielne podľa toho, či sa použije horné alebo spodné zaústenie zárezu.

Horný vtok, t.j. zaústenie vtokovej sústavy do hornej hrany odliatku pre jednoduchý odliatok tvaru valca je znázornený na obr. 125. Skutočná prietoková rýchlosť v_{sk} je daná vzťahom $v_{sk} = \mu \sqrt{2gH}$, kde μ je súčiniteľ hydraulických odporov. Priebeh plnenia je možné vyjadriť diferenciálnou rovnicou:

$$S_z v_{sk} d\tau_L = S_f dh_x = dV_x \quad (95)$$

kde τ_L je doba liatia,
 S_z - najmenší prierez (zárezu) vo vtokovej sústave,
 S_f - plocha hladiny vo forme,
 h_x - výška hladiny vo forme (nad dnom),
 V_x - objem taveniny vo forme pri výške h_x .



Obr. 125 Odliatok s horným vtokom

Riešením diferenciálnej rovnice dostaneme:

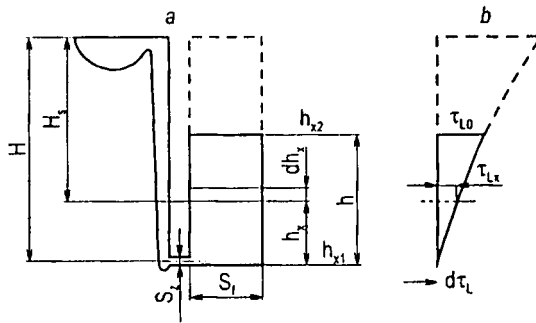
$$d\tau_L v_{sk} S_z = S_f dh_x \quad \text{z čoho} \quad d\tau_L = \frac{S_f}{S_z} \frac{1}{v_{sk}} dh_x \quad \text{kde} \quad \frac{S_f}{S_z} \frac{1}{v_{sk}} = \text{konšt.} \quad (96)$$

Pretože prierezy formy, tlaková výška i rýchlosť toku sú v tomto prípade konštantné, dobu liatia na zaplnenie celej formy (keď h je výška odliatku) je možné stanoviť:

$$d\tau_L = \text{konšt.} \cdot dh_x; \quad \int_0^{\tau} d\tau_L = \text{konšt.} \int_0^h dh_x = \text{konšt.} \cdot h = \frac{S_f}{S_z} \frac{h}{v_{sk}} = \frac{S_f}{S_z} \frac{h}{\mu \sqrt{2gH}} \quad (97)$$

Objemový tok taveniny najužším prierezom (zárezom) za jednotku času je $Q_v = v_{sk} S_z$. Na obr. 125 z pripojených diagramov vidieť, že priebeh doby liatia, rovnako ako aj prírastok objemu kovu, má so stúpajúcou hladinou kovu vo forme priamkový charakter. Prírastok objemového toku

taveniny je stály.



Obr. 126 Odliatok s dolným vtokom

Dolný vtok, t.j. zaústenie vtokovej sústavy do spodnej hrany odliatku, prináša zložitejšie hydraulické pomery, ako vyplýva z obr. 126. Komplikáciu spôsobuje predovšetkým premenlivý liaci spád H_s , daný rozdielom výšky vtoku H nad zárezom a výšky hladiny kovu h_x stúpajúcej vo forme, t.j. $H_s = H - h_x$. Rýchlosť liatia v ústí zárezu je daná vzťahom $v_{sk} = \mu \sqrt{2gH_s}$ a priebeh

plnenia formy určuje rovnica (95), z čoho vyplýva:

$$d\tau_L = \frac{S_f}{S_z} \frac{h}{v_{sk}} = \frac{S_f}{S_z} \frac{1}{\mu \sqrt{2g}} \frac{dh_x}{\sqrt{H - h_x}} \quad (98)$$

Pretože časť rovnice $\frac{S_f}{S_z} \frac{1}{\mu \sqrt{2g}} = a$ je možné považovať za konštantu, potom platí:

$$d\tau_L = a \frac{dh_x}{H - h_x} \Rightarrow \tau_{L_{1,2}} = a \int_{h_{x_2}}^{h_{x_1}} \frac{1}{\sqrt{H - h_x}} dh_x = 2a \left(\sqrt{H - h_{x_1}} - \sqrt{H - h_{x_2}} \right) \quad (99)$$

Čas na doliatie celého odliatku, t.j. do výšky $h = h_{x_2}$ ($h_{x_1} = 0$), je možné stanoviť:

$$\tau_L = 2a \sqrt{H} - 2a \sqrt{H - h} \quad (100)$$

Z diagramu pripojeného k obr. 126b vyplýva, že závislosť doby liatia od prírastku objemu kovu vo forme nie je lineárna, ale s časom klesá prírastok obsahu kovu daný výškou hladiny dh_x .

Optimálna doba liatia sa stanovuje podľa empirických vzťahov a nomogramov mnohých autorov, ktoré sú obvykle vhodné iba pre určitú skupinu zlievarenských zliatin. Pre výpočet τ_L sa najčas-

tejšie využívajú vzťahy:

$$\tau_L = k_1 \sqrt[3]{t \cdot m} \quad \text{alebo} \quad \tau_L = k_2 \sqrt{m} \quad (101)$$

kde t je stredná hrúbka stien odliatku (mm),

m - hmotnosť odliatku spolu s vtokovou sústavou a náliatkami (kg),

k_1 - súčiniteľ hmotnosti ($k_1=1,4 - 2,3$),

k_2 - súčiniteľ zohľadňujúci hrúbky stien, tvar zárezov a materiál ($k_2=1,7 - 3,5$)

Doba liatia musí byť dostatočne krátka, aby sa tavenina v priebehu plnenia formy nestihla ochlaďiť pod teplotu nulovej tekutosti a súčasne taká dlhá, aby rýchlosť taveniny v samotnom odliatku nespôsobovala trhanie oxidických blán, penenie taveniny alebo nežiadúcu turbulenciu. Ak určíme optimálnu dobu liatia podľa empirických vzorcov alebo použijeme rôzne nomogramy, je potrebné vždy urobiť kontrolu rýchlosti taveniny a stúpania jej hladiny v dutine formy. V tabuľke 27 sú uvedené hodnoty rýchlosti stúpania taveniny vo forme v závislosti od hrúbky steny odliatku.

Tabuľka 27

Odporúčané hodnoty rýchlosti stúpania hladiny taveniny vo forme

hrúbka steny (mm)	do 4	4 až 10	10 až 40	nad 40
rýchlosť (m.s ⁻¹)	0,1 až 0,03	0,03 až 0,02	0,02 až 0,01	0,01 až 0,008

Ak je vo forme rýchlosť taveniny príliš odlišná od odporúčanej, potom je potrebné zmeniť polohu odliatku vo forme alebo upraviť dobu liatia τ_L . Okrem hodnoty τ_L je možné na stanovenie rozmerov vtokovej sústavy vychádzať z tzv. stredného hmotnostného toku Q_m (kg.s⁻¹), ktorý udáva množstvo kovu v kilogramoch vtekajúceho do formy za sekundu a vyráta sa delením hmotnosti surového odliatku m celkovou dobou liatia $Q_m = m / \tau_L$. Určenie optimálnych hodnôt hmotnostného toku alebo doby liatia je náročné a v prípadoch, kedy nie sú k dispozícii hodnoty z podobných odliatkov, tieto sa určujú z nomogramov alebo pomocou špecializovaných softwarov. Hmotnostný tok Q_m (kg.s⁻¹) pretečie najužším prierezom vtokovej sústavy rýchlosťou v (m.s⁻¹), ktorá je určená stredným metalostatickým tlakom kovu a hydraulickými odpormi vtokovej sústavy:

$$v = \mu \sqrt{2gh_{str}} = \frac{Q_m}{S_z} = \frac{m \tau_L}{S_z} \quad (102)$$

Minimálny prierez vtokových zárezov je potom:

$$S_z = \frac{G}{\mu \tau_L \sqrt{h_{str}}} = \frac{1}{\mu \sqrt{h_{str}}} \frac{m}{\tau_L}$$

kde m je hmotnosť odliatku s vtokovou sústavou a náliatkami (kg),

μ - súčiniteľ hydraulických strát,

h_{str} - stredný metalostatický tlak (m),

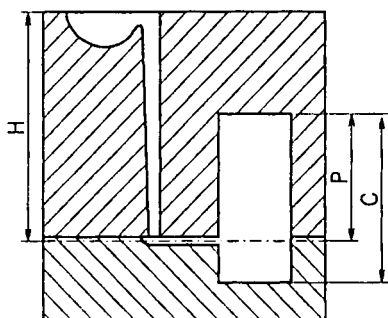
τ_L - doba liatia (s).

Hodnota súčiniteľa hydraulických strát vo forme (tabuľka 28) závisí od členitosti odliatkov a vtokovej sústavy, hrúbky stien, teploty taveniny, priedušnosti formy, drsnosti stien formy a pod.

Tabuľka 28

Informatívne súčinitele hydraulických strát μ

Forma	Odpor prúdenia		
	veľký	stredný	malý
sušená	41	48	60
na surovo	35	42	50



Obr. 127 Určenie stredného metalostatického tlaku

Ak je vo forme umiestnených niekoľko odliatkov, potom do výpočtu berieme len hmotnosť jedného odliatku m s náliatkami a výfukmi, zväčšenú o časť hmotnosti vtokovej sústavy pripadajúcu na odliatok. Stredný metalostatický tlak h_{str} sa podľa zaústenia zárezov môže počas doby liatia meniť a určíme ho, vychádzajúc z obr. 127, podľa vzťahu:

$$h_{str} = H_0 - \frac{P^2}{2C}$$

kde H_0 je počiatočný maximálny metalostatický tlak (m),
 P - výška odliatku nad úrovňou vtokových zárezov (m),
 C - celková výška odliatku pri liatí (m).

Keď vypočítame celkovú plochu prierezov vtokových zárezov S_z , môžeme stanoviť plochu prierezu troskového kanála S_t a vtokového kanála S_k :

$$S_z : S_t : S_k = 1 : 1,2 : 1,4 \quad \text{alebo} \quad S_z : S_t : S_k = 1 : 1,5 : 2$$

Ak do vtokovej sústavy vkladáme filter (cedidlo), potom používame pomer:

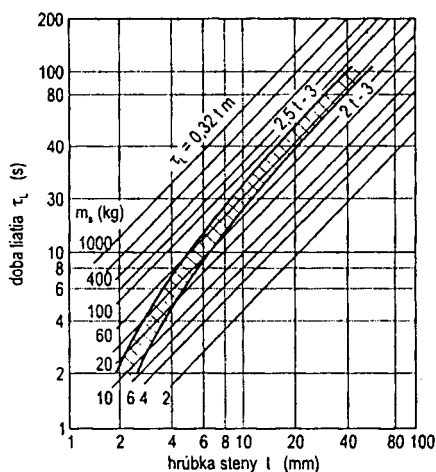
$$S_z : S_t : S_f : S_k = 1 : 1,2 : 1 : 1,2$$

V pretlakovej vtokovej sústave je riadiaci prierez systému najčastejšie prierez zárezu alebo ich súčet. Takéto riešenie je výhodné preto, že umožňuje separáciu trosky, zadrôbenín a nečistôt z konca prúdu tečúcej taveniny troskovým kanálom pred vstupom do dutiny formy. Mnoho pretlakových sústav však nemá požadovanú dĺžku a prierez troskového kanála taký, aby separácia trosky bola dostatočne účinná. Nevýhodou pretlakového systému je vysoká rýchlosť kovu v zárezoch, ktorá spôsobuje v dutine formy turbulenciu a eróziu formovacej zmesi, ak kov naráža na stenu jadra alebo formy.

V podtlakovej vtokovej sústave podľa AFS (American Foundrymen Society) je riadiaci prierez systému umiestnený pod vtokovým kanálom (ako S_2 obr. 115c) alebo blízko neho. Pri takejto konštrukcii je pretlak kovu len vo vtokovom kanále, ktorý sa dosiahne veľmi rýchlo po zaliatí jamky. Za riadiacim prierezom je už sústava podtlaková. Systém prináša isté naplynenie, ale zaisťuje nižšiu turbulenciu v tavenine a eróziu stien dutiny formy pri prijateľnom nasávaní vzduchu. Znížená rýchlosť v troskovom kanáli efektívne pôsobí na separáciu nekovových vmestkov, ktoré sa zhromažďujú a zachytávajú na horných plochách troskového kanála. U podtlakových vtokových sústav, ktoré odporúča AFS, sa používajú nasledovné pomery prierezov jednotlivých prvkov $S_z : S_t : S_k = 4 : 4 : 1$ alebo $S_z : S_t : S_k = 4 : 2 : 1$. Podtlakové vtokové sústavy sa využívajú prevažne u odliatkov z hliníkových alebo horčíkových zliatin.

Vtokové sústavy na odliatky z liatin

Pri návrhu vtokovej sústavy je potrebné zaistiť čo najmenšie erózne pôsobenie kovu na steny formy, t.j. priblížiť sa laminárnemu prúdeniu. Je preto výhodné voliť miesto jedného veľkého zárezu do dutiny formy vždy niekoľko zárezov s menším prierezom. Zárezy je potrebné situovať tak, aby prúd nenarážal na stenu formy alebo jadra, ale aby vždy smeroval do stien alebo rebier odliatku po dĺžke. Ak je zárez zaústený do nerovnej steny odliatku, potom sa volí smer zaústenia zárezu v smere dotýčnice tejto steny. V najvyšších miestach odliatku a v miestach, v ktorých by mohli zostať vzduchové bubliny, sa umiestňujú výfuky. Výfuky musia odviesť z dutiny formy vzniknuté plyny a vzduch, znižujú silu úderu kovu na hornú stenu formy pri jej naplnení, signalizujú okamih naplnenia dutiny formy a slúžia na zachytenie nečistôt. Prierez výfukov závisí od rýchlosti plnenia dutiny formy a hmotnosti odlievanej kovu. Ak je výfuk umiestnený priamo na stene odliatku, potom sa jeho prierez volí asi 0,8 strednej hrúbky steny odliatku. Správna konštrukcia vtokovej sústavy umožňuje regulovať v pomerne širokom intervale rozloženie teplôt v odliatku počas jeho tuhnutia. U odliatkov z liatiny môžeme pozorovať dva spôsoby tuhnutia, a to objemové a postupné (usmernené). Objemové tuhnutie vzniká u liatinových odliatkov s vysokým stupňom grafitizácie a malým sklonom k tvorbe stiahnutí. Vtokové zárezy sa u takýchto odliatkov zaúšťujú do tenkých stien, rebier, výstupkov a pod. Pri takomto zaústení zárezov je tenká časť steny odliatku prehriata, pretože cez ňu prúdi celkové množstvo najteplejšej taveniny. Do ďalších, hrub-



Obr. 128 Nomogram na určenie doby liatia liatinových odliatkov

ších stien odliatku prichádza už čiastočne ochladený kov. Za týchto podmienok kov potom tuhne takmer rovnomerne nielen v tenkých, ale aj v hrubších prierezoch odliatku. Doba liatia pre liatinové odliatky s rôznou hmotnosťou a hrúbkou stien sa dá veľmi dobre určiť podľa nomogramu na obr. 128.

Odliatky z liatiny s vysokou pevnosťou, z temperovanej liatiny a liatiny s guľôčkovým grafitom majú sklon k tvorbe stiahnutí, pretože zmraštenie kovu počas tuhnutia je oveľa väčšie než u liatiny s lupienkovým grafitom, a preto spravidla vyžadujú náliatkovanie. Pri ich tuhnutí začína kryštalizácia v

najtenších častiach odliatku a končí v miestach najhrubších s najväčším nahromadením kovu. U týchto odliatkov je potrebné navrhovať zaústenie vtokovej sústavy podľa zásad usmerneného tuhnutia. Aby sa zaistilo usmernené tuhnutie, náliatky sa umiestňujú na steny a tepelné uzly odliatku, ktoré tuhnú ako posledné, tak, aby do miest, ktoré budú tuhnúť posledné, bol privedený najteplejší kov. Odlievanie veľkých tenkostenných odliatkov vyžaduje nielen pokojné, ale aj rýchle plnenie dutiny formy. Preto je potrebné použiť veľké množstvo zárezov, ktoré zaistí nielen rýchle plnenie formy, ale aj znižuje možnosť vzniku vnútorných napätí v odliatku počas tuhnutia. Tavenina liatiny má kritickú hodnotu Reynoldsovho čísla $Re_{kr} = 7000$ a hodnotu kinematickej viskozity $\nu = 0,3 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ a pre kritickú rýchlosť taveniny v kanáli s priemerom D (m) platí:

$$v_{krit} = 7000 \frac{0,3 \cdot 10^{-6}}{D} = \frac{0,0021}{D}$$

Vtokové sústavy pre odliatky z ocelí

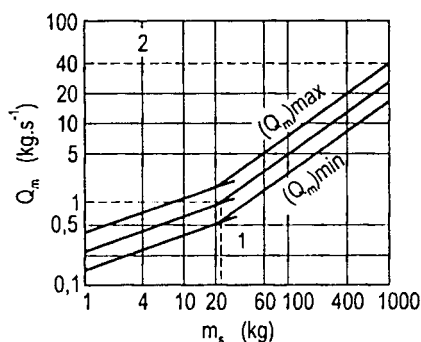
Pri odlievaní odliatkov z ocelí je pomerne nízke riziko, že troska vnikne do dutiny odliatku najmä vďaka vysokej teplote liatia, pri ktorej je väčšina nečistôt v tekutom stave. Tavenina ocele má vysoké hodnoty viskozity a povrchového napätia, preto vtokové sústavy pre ocel'ové odliatky sú menej komplikované, vtoková jamka sa nahrádza vtokovým lievikom, odpadajú zložité troskové kanály, ktoré sú nahradené len kanálmi rozvážacími. Na druhej strane však, v dôsledku vysokej teploty liatia ocele, jej erozívnym účinkom a veľkému lineárnemu i objemovému zmrašťovaniu je potrebné konštruovať vtokovú sústavu veľmi zodpovedne a starostlivo. Tavenina musí plniť dutinu formy pokojne, bez dynamických účinkov, ktoré by mohli formu poškodiť.

Pre tekutú oceľ je kritická hodnota Reynoldsovho čísla $Re_{kr} = 3500$ a kinematická viskozita $\nu = 0,4 \cdot 10^{-6} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ a pre hodnotu kritickej rýchlosti ($\text{m} \cdot \text{s}^{-1}$) platí:

$$v_{krit} = 3500 \frac{0,4 \cdot 10^{-6}}{D} = \frac{0,0014}{D}$$

V súčasnej praxi sa volí rýchlosť vyššia než kritická, pri ktorej menší prierez kanálov znižuje straty kovu a súčasne turbulentný pohyb zaisťuje premiešavanie taveniny, žiadúce u ocelí. Tave-

nina reaguje s vlhkosťou z formovacej zmesi a pri laminárnom prúdení sa povrchová vrstva taveniny nasycuje vodíkom, ktorý sa pri tuhnutí často vylučuje v podobe endogénnych bublín kvapkovitého tvaru - tzv. bodlín. Kyslík sa viaže najskôr na zvyškový hliník a po jeho spotrebovaní na FeO, čím sa tavenina stane náchylnou k sekundárnemu uhlíkovému varu, ktorý v špeciálnych prípadoch môže spôsobiť ďalšiu endogénnu bublinatosť. Turbulentné prúdenie zaistí premiešanie kontaminovanej taveniny s čistou, čím sa zabráni bublinatosti odliatkov.



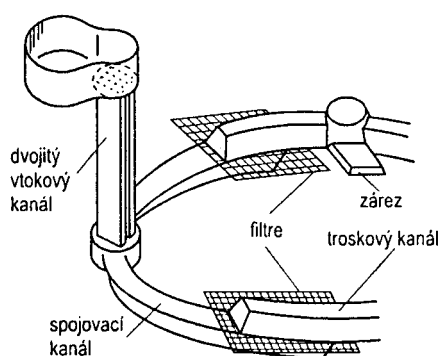
Obr. 129 Nomogram na určenie hmotnostného toku pre ocelové odliatky

Na obr. 129 je uvedený nomogram na určenie hmotnostného toku (tým aj doby liatia) pre ocelové odliatky. Pre tenkostenné odliatky sa volí hmotnostný tok bližšie ku $Q_{m\ min}$. Oceľ sa pri prechode z tekutého do tuhého stavu sa veľmi zmrašťuje, preto musíme odliatok správne náliatkovat'. Voľba vtokovej sústavy z tohto hľadiska je tiež dôležitá, pretože účinnosť pôsobenia náliatkov vo veľkej miere závisí od spôsobu privedenia taveniny do odliatku. Pri návrhu vtokovej sústavy pre odliatky z ocele platí

niekoľko všeobecných zásad. Zárezy sa zaúst'ujú do tých častí odliatku, ktoré ležia tesne pod náliatkami, alebo ich zaúst'ujeme priamo do nich. Tým sa zvýši účinnosť pôsobenia náliatkov, pričom podľa možnosti dolievame náliatky priamo z lejacej panvy. Zárezy nenapájame do blízkosti miest s vnútornými alebo vonkajšími chladidlami, lebo tak zmenšíme ich ochladzovaciu účinnosť. Z hľadiska rizika vzniku stiahnutí nikdy nezaúst'ujeme zárezy do tepelných uzlov odliatku. Malé a nevysoké odliatky sa odlievajú so zárezmi zaústenými do hornej časti dutiny formy, lebo vtedy je teplotný gradient v odliatku najvýhodnejší. Tento spôsob je však nebezpečný u vysokých odliatkov, kedy sa môže forma pod prúdom padajúceho kovu porušiť. Preto vysoké formy, ktoré je nevyhnutné odlievať s hornými vtokmi, musia mať dopadovú časť vystuženú šamotom alebo šamotovými tvárnicami. Liatie spodnými zárezmi je najmenej vhodné z hľadiska usmerneného tuhnutia odliatku, nebezpečenstvo porušenia formy je však malé a používa sa hlavne pri liatí na surovo. Vysoké odliatky sa odlievajú pomocou zárezov umiestnených v niekoľkých rovinách. V súčasnej praxi sa úspešne využíva liatie priamo do špeciálnych izolovaných náliatkov (napr. z produkcie firmy FOSECO - obr. 117c) opatrených v dolnej časti filtrom, ktorý určuje hmotnostný tok taveniny Q_m (kg.s⁻¹) do odliatku.

Vtokové sústavy pre odliatky z ľahkých zliatin

Pri odlievaní odliatkov z hliníkových a horčíkových zliatin je potrebné zaistiť, aby sa vrstva oxidov tvoriaca sa na povrchu kovu netrhala a nemiešala s prúdiacim kovom. Preto sa obvykle volia zárezy do spodnej časti odliatku, alebo sa odlieva bočnými zvislými štrbinovými zárezmi s veľkosťou blízkou výške odliatku a veľmi často sa používajú filtre na potlačenie turbulencie. U symetrických odliatkov sa často používajú dva lejacie kanály a rozvod z dvoch strán, aby sa získalo rovnomerné teplotné pole pri tuhnutí odliatku. Na obr. 130 je ukážka vtokovej sústavy pre náročné odliatky bloku valcov spaľovacieho motora s filtrami s vysokou rafinačnou účinnosťou.



Obr. 130 Vtoková sústava s vysokou rafinačnou účinnosťou

Potlačenie turbulencie sa dosahuje rozčlenením vtokového kanála a rafinačný účinok použitím filtrov zo sklolaminátových tkanín pred vstupom do troskových kanálov. Pomer plôch vo vtokovej sústave pre Al a Mg zliatiny sa navrhuje $S_z > S_l > S_k$ alebo $S_z < S_l > S_k$.

Zliatiny horčíka na vzduchu výrazne oxidujú, preto musí byť vtoková sústava stále zaplnená taveninou. Oxidácii Mg sa dá zabrániť odlievaním v ochrannej atmosfére. Do formovacích hmôt na od-

lievanie Mg zliatiny sa na zabránenie oxidácii a reakcii *forma - tavenina* pridáva kyselina boritá a prášková síra v množstve niekoľkých %. Aby sa zaistilo pokojné plnenie dutiny formy, odlieva sa spodnými zárezmi a kov nesmie do formy padať a rozstrekať sa.

Vtokové sústavy pre odliatky z hliníkových a horčíkových zliatin sa navrhujú na základe určenia optimálnych hodnôt rýchlosti taveniny v jednotlivých častiach vtokovej sústavy a vo forme. Kritériom je pritom stupeň turbulencie daný hodnotou Reynoldsovo čísla. Pretože samotný odliatok a časti vtokovej sústavy nemajú kruhový pričný prierez, vo vzťahu pre Reynoldsovo číslo (90) je priemer kanála D nahradený *hydraulickým polomerom kanála* R_h , ktorý je podielom plochy pričného prierezu S (m^2) s jeho obvodom O (m), keď $R_h = S/O$. Vzťah pre Reynoldsovo číslo potom získa tvar:

$$v_{kr} = \frac{Re \, v}{D} = \frac{Re \, v}{4 R_h} = \frac{Re \, v \, O}{4 S} \quad (103)$$

Hodnoty Reynoldsovho čísla, pri ktorých vzniká turbulencia ešte prijateľná pre jednotlivé časti vtokovej sústavy a samotný odliatok sú uvedené v tabuľke 29.

Tabuľka 29

Najvyššie dovolené hodnoty Re

	Vtokový kanál	Troskový kanál	Zárezy	Odliatok vo forme	
				jednoduchý	členitý
Re	43 500	28 000	7 800	2 600	780

V taveninách Al zliatin pri teplote 700°C je hodnota kinematickej viskozity okolo $7 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$ a z hraničných hodnôt Re uvedených v tabuľke 29 pomocou rovnice (103) je možné vyrátať najvyššie dovolené rýchlosti v každej časti zlievarenskej formy:

- vo vtokovom kanále $v_k \leq \frac{7,6 \cdot 10^{-3}}{R_{hk}}$
- v troskovom kanále $v_t \leq \frac{4,9 \cdot 10^{-3}}{R_{ht}}$
- v zárezoch $v_z \leq \frac{1,3 \cdot 10^{-3}}{R_{hz}}$
- v odliatku $v_{od} \leq \frac{(0,1 - 0,45) \cdot 10^{-2}}{R_{hod}}$

U odliatkov z technologicky podobných Mg zliatin, u ktorých je hodnota kinematickej viskozity okolo $6 \cdot 10^{-7} \text{ m}^2 \cdot \text{s}^{-1}$, budú všetky hodnoty rýchlosti v_k , v_t , v_z a v_{od} asi o 10% nižšie (než u Al-zliatin). Požiadavku, aby sa rýchlosť smerom k odliatku znižovala, zaistí podtlaková vtoková sústava, v ktorej sa prierez smerom k odliatku zväčšuje v opačnom pomere ku hodnote dovolenej rýchlosti. Riadiacim prierezom takejto sústavy je spodný otvor pretlakového vtokového kanála s prierezom S_k , v ktorom rýchlosť v_k určuje výška kanála h_k ($v_k = \sqrt{2gh_k}$). Požadované klesanie rýchlosti smerom k odliatku zaistí pomer plôch prierezov vtokového kanála S_k , troskového kanála S_t a zárezov S_z , ktorý sa volí v rozsahu $S_k : S_t : S_z = 1 : 2 : 4$ až $1 : 3 : 6$.

10. ZLIEVARENSKÉ FORMOVACIE ZMESI

Formovacia zmes je polydisperzná trojfázová sústava, ktorej vlastnosti závisia od vlastností a vzájomného pôsobenia všetkých troch fáz - tuhej, kvapalnej a plynnej. Častice rôznej veľkosti a tvaru, tvoriace tuhú fázu nazývanú *ostrivo*, určujú a tvoria kostru celej sústavy. V medzerách medzi tuhými časticami je uzavretá fáza kvapalná (*voda, spojivo*, pomocné formovacie látky zlepšujúce vlastnosti zmesi - *prísady*) a plynná (vzduch). Zmes pripravená z jednotlivých formovacích materiálov sa nazýva *syntetická*. V zlievarňach sa ešte stále používajú aj *prírodné piesky*.

Technológia výroby formy a odliatku určuje požiadavky na vlastnosti formovacích zmesí. Zložitý cyklus, ktorým prechádza, môžeme rozdeliť do dvoch základných fáz:

1. zhotovenie formy a jadier vrátane rôznych štádií spracovania zmesi,
2. vzájomné pôsobenie formovacej zmesi na roztavený kov a tuhnúci odliatok.

V prvej fáze vystupuje formovacia zmes ako materiál, pomocou ktorého sa vytvára forma a v druhej fáze vystupuje ako nástroj, pomocou ktorého sa roztavený kov mení na odliatok. Prvá fáza vyžaduje homogénnu prípravu formovacej zmesi, aby sa zmes vyznačovala dokonalou formovateľnosťou (tekutosť, plasticita, vstrelovateľnosť a pod.), mechanickou pevnosťou v spechovanom stave, presnosťou udržania tvaru po vytiahnutí modelu, malou osýchavosťou a drobivosťou, dlhou životnosťou a pod. V druhej fáze musí mať formovacia alebo jadrová zmes dostatočnú priedušnosť, malú plynosť, tepelnú a chemickú stálosť, mechanickú pevnosť v zahriatom stave, poddajnosť pri tuhnutí odliatku a pod.

Pri cirkulácii formovacích zmesí sa pracuje s tromi pieskovými systémami:

1. Modelová zmes sa pripravuje z nového ostriva a prísad, výplňová zmes je tvorená regenerovanou vratnou zmesou,
2. Modelová zmes sa pripravuje z regenerovanej vratnej zmesi, pričom nové ostrivo sa dostáva do pieskového systému čiastočne alebo úplne z použitej jadrovej zmesi. V tomto prípade sa modelová zmes pripravuje z vratnej zmesi pridaním spojiva a prísad. Pre výplňovú zmes slúži zmes vratná, ktorej vlastnosti boli zhomogenizované len opakovaným zvlhčením a miesením.

3. Jednotná zmes, ktorej vlastnosti sú upravované dokonalou regeneráciou a prípravou zo zmesi vratnej. Jednotné zmesi sa používajú v sériovej výrobe strojných odliatkov zo sivej liatiny a ocelí pri liatí na surovo.

10.1 OSTRIVÁ FORMOVACÍCH ZMESÍ

Ostrivo je zrnitý žiaruvzdorný materiál s veľkosťou častíc nad 0,02 mm a tvorí 86 až 96% objemového a hmotnostného zastúpenia vo formovacej zmesi. Pretože vytvára materiálový skelet foriem a jadier, okrem aktivity povrchu zŕn patrí k jeho najdôležitejším vlastnostiam hranatosť a granulometria častíc. Častice, ktoré sa nachádzajú v ostrive a sú menšie ako 0,02 mm, sa nazývajú *vyplaviteľné látky*. Podiel vyplaviteľných látok v zlievarenskom piesku sa stanovuje skúškou vyplaviteľnosti.

Ostrivá formovacích zmesí sa podľa chemického charakteru rozdeľujú na:

- a) kyslé ostrivá (kremenné piesky),
- b) neutrálne ostrivá (šamot, chromit, korund),
- c) zásadité ostrivá (magnezit).

Kyslé ostrivá reagujú so zásaditými oxidmi legovaných ocelí, pričom vznikajú zlúčeniny s nižšou žiaruvzdornosťou, napr. $2 \text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$. Tieto chemické reakcie podmieňujú vznik pripečenín na odliatkoch, preto nemožno odlievať napr. manganové ocele do kremenných formovacích zmesí. Pri tenkostenných odliatkoch možno izolovať styk rozdielnych oxidov zásaditým alebo neutrálnym náterom (magnezit, korund). Pri masívnych odliatkoch sa používajú formovacie zmesi so zásaditým ostrivom (magnezit, chrómmagnezit) alebo s ostrivom obsahujúcim SiO_2 vo viazanej forme (olivín). Pri oceliach legovaných kremíkom sa nepoužívajú zmesi so zásaditým ostrivom, ale neutrálne ostrivá (šamot, korund a chromit).

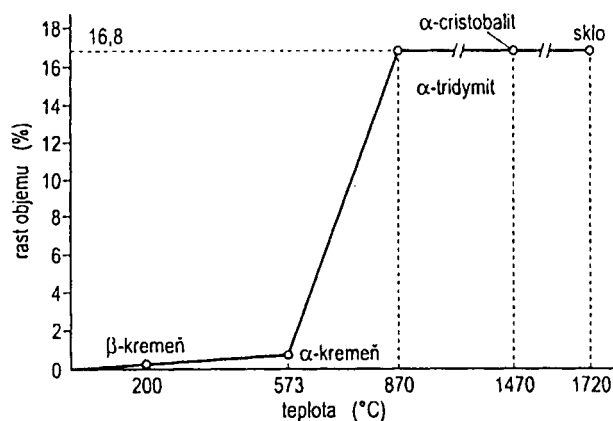
Najpoužívanejším a ekonomicky najvýhodnejším ostrivom v zlievarňach je *kremenný piesok*. Základným minerálom je *oxid kremičitý* SiO_2 , ktorý je v prírode najrozšírenejší a nachádza sa vo vhodnej zrnitosti. Pretože jeho teplota tavenia je 1700°C , je vhodný na výrobu foriem pre odlievanie väčšiny zlievarenských zliatin. Okrem týchto priaznivých vlastností má SiO_2 aj vlastnosti menej vhodné. Pri ohreve prechádza polymorfnými premenami, ktoré sa prejavujú objemovými

zmenami a poruchami celistnosti formy. Kremeň je zlúčenina kyslá, ktorá reaguje so zásaditými látkami a tieto reakcie sú potom príčinou zníženej žiaruvzdornosti. Vznikajú nízkotavitel'né zlúčeniny typu $2 \text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$, $2 \text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$ a i.

Bezvodý oxid kremičitý SiO_2 môže existovať v niekoľkých kryštalických a jednej amorfnej modifikácii. Základnou modifikáciou kremeňa v prírode je β -kremeň.

	870°C		1470°C		1710±10°C	
α-kremeň	→	α-tridymit	→	α-cristobalit	→	roztavený SiO ₂
↓↑ 573°C		↓↑ 163°C		↓↑ 180 - 270°C		↓↑
β-kremeň		β-tridymit		β-cristobalit		kremenné sklo
		↓↑ 117°C				
		γ-tridymit				

Vodorovnými šipkami sú označené smery premien, ktoré sú nevratné, prebiehajú pomaly a iba pri zvláštnych podmienkach, zvislé šipky označujú rýchle premeny, ktoré prebiehajú pri ohreve alebo ochladzovaní. Najzávažnejšími dôsledkami týchto polymorfných premien, ovplyvňujúcich vlastnosti formovacích zmesí, sú zmeny hustoty a objemu jednotlivých modifikácií (obr. 131).



Obr. 131 Zmena objemu kremeňa pri polymorfných premenách

V porovnaní s inými ostrivami (olivín, zirkón, šamot) sa zmeny β -kremeňa na α -kremeň prejavajú podstatne vyššou roztlačnosťou kremenných zŕn pri ohreve povrchových vrstiev formy, dôsledkom čoho dochádza k ich praskaniu alebo odlupovaniu za vzniku zlievarenských chýb, ako sú zálupy a výronky. Kremenný prach zapríčiňuje vážne ochorenie pľúc - silikózu, hlavným

zdrojom ktorej je cristobalit. Kremenné piesky obsahujú aj sprievodné minerály ako napr. živce, sliedu a uhličitany, ktoré spôsobujú spekanie zmesi a zhoršujú kvalitu povrchu odliatkov. Obsah sprievodných minerálov vo formovacích zmesiach pre ocel'ové odlátky nemá prekročiť 3%.

Magnezit a chrómmagnezit. Pod pojem magnezit sa rozumie zásadité ostrivo vyrábané z horniny magnezit, ktorá obsahuje okrem čistého minerálu ešte vápenaté, kremičité a železité zlúčeniny. Surový magnezit je uhličitan horečnatý MgCO_3 a izomorfne sa mieša s CaCO_3 a FeCO_3 . Pálením sa magnezit zbavuje CO_2 a vzniká oxid horečnatý MgO , ktorý na vzduchu hydratuje, a preto sa čo najskôr speká pri teplotách 1400°C , čo umožňuje prímеси sprievodných oxidov. Získava sa tak spekaný magnezit hnedej farby s obsahom 85 až 88% MgO , ktorý podmieňuje žiaruvzdornosť. Prímеси v magnezite majú veľký vplyv na vlastnosti magnezitu po vypálení a spekaní. Obsah Fe_2O_3 nemá prekračovať 5% a obsah CaO a SiO_2 nemá prekračovať 6%. Čistý oxid horečnatý MgO má žiaruvzdornosť 2800°C a magnezitové výrobky nad 2000°C . Používajú sa na výmurovky taviacich pecí a sú veľmi odolné voči vplyvu zásaditých trosiek.

Drvením odpadových výrobkov z magnezitu sa získava zrnitý magnezit, vhodný pre formovacie účely. Používa sa na výrobu ťažkých odliatkov z mangánových ocelí, obsahujúcich vysoký podiel MnO , ktorý môže chemicky reagovať s ostrivom kyslého charakteru (SiO_2). Jemne mletý magnezit sa používa ako plnivo pre nátery zlievarenských foriem.

Kvôli zmenšeniu objemových zmien a zabráneniu praskania foriem a jadier sa ako ostrivo formovacích zmesí používa chrómmagnezit - spinel $\text{MgO} \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$, ktorý vzhľadom na svoje vlastnosti môže nahradiť zirkónové piesky. Používa sa pri odlievaní hrubostenných a ťažkých ocelových odliatkov. V pôvodnom stave je ťažko dostupný a drahý. V zlievarňach sa používa iba drvina z chrómmagnezitových tehál a tvaroviek. Najväčšiu odolnosť voči zmenám teploty majú hmoty zo zmesi 65% spekaného magnezitu a 35% chromitu. Vo formovacích zmesiach sa používa ako veľmi kvalitné ostrivo pre špeciálne legované ocele.

Šamot je vypálený žiaruvzdorný íl, ktorý obsahuje minimálne 30% Al_2O_3 . Pri použití plavených kaolínov dosahuje obsah Al_2O_3 až 45%. Ďalšou zložkou tejto žiaruvzdornej hmoty je SiO_2 . Chemické vlastnosti šamotu závisia od pomeru medzi SiO_2 a Al_2O_3 . Podľa pomeru $\text{SiO}_2 : \text{Al}_2\text{O}_3$ sa šamoty rozdeľujú na:

- kyslé $\text{SiO}_2 : \text{Al}_2\text{O}_3 > 4$
- normálne $\text{SiO}_2 : \text{Al}_2\text{O}_3 = 2 \text{ až } 4$
- hlinité $\text{SiO}_2 : \text{Al}_2\text{O}_3 < 2$

So zvyšovaním podielu oxidu hlinitého sa zvyšuje žiaruvzdornosť šamotu: sillimanit (asi 63% Al_2O_3) - bezvodý kremičitan hlinitý $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$, mullit (asi 72% Al_2O_3) a korund (čistý Al_2O_3 so žiaruvzdornosťou asi 2050°C). Výhodou šamotu je malá a rovnomerná tepelná rozťažnosť, ktorá znižuje zlievarenské chyby spôsobené zá lupmi. V kombinácii so žiaruvzdorným ílom ako spojivom je šamotové ostrivo vhodné na výrobu foriem ťažkých odliatkov z ocele alebo sivej liatiny. Do formovacích zmesí sa volí šamot stredne žiaruvzdorný s bežným chemickým zložením ($\text{SiO}_2 : \text{Al}_2\text{O}_3 = 2$), hutný, drvený na zrno s maximálnym priemerom 3 až 5 mm. Sillimanitové a mullitové ostrivo sa uplatňuje vo formovacích zmesiach pre metódy presného liatia (vytavitel'né modely a pod.).

Zirkónové piesky sú ostrivá, ktoré sa po kremenných pieskoch používajú najčastejšie. Hlavným minerálom je ZrSiO_4 alebo ZrO_2 . Teplota tavenia zirkónových pieskov uplatňujúcich sa v zlievarstve je asi 2300°C a majú asi 2-krát väčšiu tepelnú vodivosť ako kremenné piesky. Formy majú asi o 25% vyšší chladiaci účinok, čím sa približujú k chladiacemu účinku kokily. Formovacia zmes z týchto pieskov obsahuje asi 3% bentonitu, pričom sa do zmesi pridáva až 6% vody. Zmesi sa z ekonomických dôvodov používajú iba ako modelové. V súčasnosti sa zirkónové piesky používajú pri výrobe odliatkov z uhlíkových a vysokolegovaných ocelí.

Medzi veľmi rozšírené nekremenné ostrivá patria aj *olivínové piesky*. Olivín ako prirodzený minerál a dunit (olivínová ruda) sa skladajú zo zmesi Mg_2SiO_4 a Fe_2SiO_4 bez voľného SiO_2 . Teplota tavenia je nad 1830°C a znižuje sa so zvyšujúcim sa stupňom znečistenia piesku. Olivínové piesky sú žiaruvzdornejšie než kremenné, sú menej zlučiteľné s oxidmi kovov a vyznačujú sa dobrou stálosťou v obehú. Používajú sa najmä pri výrobe odliatkov z vysokolegovaných ocelí formovaných do sušených foriem.

Grafitové ostrivo. Používajú sa drvené grafitové tégly a elektródy, alebo sa formy vyrábajú opracovaním grafitových blokov. Grafitové ostrivo je nezmáčavé, tepelne stabilizované a vysokožiaruvzdorné. Grafitové formy sa vyznačujú vysokou tepelnou vodivosťou, ale majú malú priechodnosť a nízku pevnosť tenkých prierezov formy. Používajú sa ako polotrvalé formy a sú vhodné na odlievanie zliatin s vysokými teplotami tavenia, napr. titánu.

10.2 SPOJIVÁ FORMOVACÍCH ZMESÍ

Spojivá vo formovacích zmesiach vytvárajú väzbu medzi jednotlivými zrnami pieskového systému. Táto väzba môže pôsobiť už v surovom stave po rozmiešaní spojiva s ostrivom, alebo až po fyzikálnom či chemickom zásahu z vonkajšieho prostredia. Väzbu spojiva s ostrivom určuje veľkosť adhézných síl medzi ich povrchmi a veľkosť síl kohéznych, určených vnútornou pevnosťou daného typu spojiva. Charakter týchto síl je daný stavom povrchu a fyzikálno-chemickými vlastnosťami rôznych druhov spojív.

Najbežnejšie rozdelenie spojív je podľa ich pôvodu na anorganické spojivá a organické spojivá. *Anorganické spojivá* sú minerálneho pôvodu a dávajú formovacej zmesi väznosť už v surovom stave alebo vytvrdzujú po chemickom alebo fyzikálnom spevnení. Patria k nim predovšetkým íly, cement, sadra, vodné sklo, organické estery kyseliny kremičitej a iné. Tieto spojivá majú niektoré spoločné vlastnosti ako vhodnosť pre liatie na surovo, malý vývoj plynov pri liatí, po odliatí majú však zhoršenú rozpadavosť a nevyhárajú teplom taveniny.

Organické spojivá tvoria veľkú oblasť formovacích materiálov. Patria sem najmä živice, oleje, sacharidy, bitumény a iné odpadové organické produkty. Charakteristickými vlastnosťami zmesí s týmito spojivami sú vysoká tekutosť za surova, možnosť riadeného tepelného alebo chemického vytvrdzovania, výrazný vývoj plynov pri liatí, tepelná deštrukcia a vyhárание pri liatí, dobrá rozpadavosť po odliatí a teda aj jednoduché čistenie odliatkov. Zvýšená zdravotná škodlivosť všetkých organických spojív vyžaduje dodržiavanie bezpečnostných predpisov pri práci s nimi.

Základné typy formovacích zmesí sú na surovo, na sušenie (prisúšanie), samotvrdnúce a vytvrdzované zvonku. Poslednú skupinu je možné ďalej členiť podľa pochodu vytvrdzovania:

- tepelne - postup HotBox, škrupinové formovanie, vytvrdzovanie tepelným šokom, horúcim vzduchom a pod.,
- chemicky - postup CO₂, postup CB Ashland, postup SO₂,
- fyzikálne - prefukovanie studeným vzduchom, vytvrdzovanie ultrakrátkymi vlnami, zmrazovanie (postup Effset).

Formovacie zmesi s ílovými spojivami

Ílové spojivá sa používajú pri formovaní na surovo i na sušenie, sú nositeľmi väznosti a pevnosti po vysušení syntetických aj prirodzených zmesí. Podľa štruktúry patria medzi vrstevnaté silikáty, ktoré sú zložené z vrstvičiek štvorstenov (SiO_4)⁴⁻ a osemstenov $\text{Al}(\text{OH})_6^{3-}$ alebo $\text{Mg}(\text{OH})_6^{4-}$.

Kaolinitické íly. Kaolinit - $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2 \cdot 2\text{H}_2\text{O}$ - je hlavnou zložkou horniny kaolínu a žiaruvzdorných ílov. Plavením surového kaolínu sa získava plavený kaolín, ktorý obsahuje až 90% kaolinitu a zvyšok sú prímеси kremeňa, živca, sludy a pod. Surový kaolín je pre formovacie materiály nevhodný, pretože má nízku väznosť a vysokú teplotu spekania.

Illitické íly sú sludové íly, ktoré sa nachádzajú vo väčšine prírodných formovacích pieskov. Najčastejšie sa používa železnato-železitý illitický íl - glaukonit zelenej farby s obsahom 20 až 25% oxidov železa. Je veľmi plastický a formovacie zmesi s ním dosahujú vysokú väznosť. Spekavosť je okolo 1300°C, takže vytvára na líci formy tenkú spečenú vrstvu formovacieho materiálu, ktorá sa nerozplavuje a ľahko sa odlupuje z odliatkov.

Montmorillonitické íly. Montmorillonit - $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{SiO}_2 \cdot \text{H}_2\text{O} \cdot n\text{H}_2\text{O}$ - je hlavným minerálom horniny nazývanej bentonit. Bentonit vznikol zvetraním sopečných hornín (čadič, diabas) a hlavne ich popola, t.j. tufov, pričom proces bentonizácie prebiehal predovšetkým v zásaditom prostredí na rozdiel od kaolínu, ktorého metamorfóza predpokladá kyslé prostredie. Na rozdiel od kaolinitu montmorillonit adsorbuje vodu nielen povrchom častíc, ale aj ich vnútornými vrstvami, čo zapríčiňuje vysokú väznosť bentonitových ílov.

V prírode sa vyskytujú vápenaté, horečnaté a zriedka aj sodné bentonity. Optimálnu napúčavosť majú prírodné sodné bentonity. Prírodné vápenato-horečnaté bentonity sa kvôli zlepšeniu napúčavosti a ostatných vlastností *aktivujú*, t.j. upravujú pridaním uhličitanu sodného (*natrifikovanie bentonitu*). Bentonitové zmesi, na rozdiel od prírodných formovacích zmesí, vyžadujú len polovičnú vlhkosť, preto sú vhodné na výrobu surových foriem. Formovacie zmesi spojené bentonitom sa nazývajú *syntetické formovacie zmesi*.

Spevňovanie ílových formovacích zmesí má energetický charakter, najmä pôsobením van der Waalových síl (75 až 80%) a kapilárnych síl (25 až 20%). U veľmi vlhkých pieskov sú v dôsledku veľkých vzdialeností medzi jednotlivými zrnami sily van der Waalsove skoro nulové a sú-

držnosť zmesi je daná len kapilárnym napätím. V bentonitovej zmesi s 6% bentonitu a 4% vody s pevnosťou v ťahu 46 kPa predstavuje podiel kapilárneho napätia 17,4 % (8 kPa) a van der Waalove sily 82,6% (38 kPa).

Formovacie zmesi s vodným sklom

Vodné sklo je najrozšírenejším anorganickým spojivom syntetických formovacích zmesí. Je to zlúčenina kremeňa so soľami alkalických kovov typu $R_2O \cdot nSiO_2$, kde R je sodík alebo draslík. V zlievarenskej praxi sa používa iba sodné vodné sklo. Z chemického hľadiska predstavuje vodné sklo zmes sodných kremičitanov s rôznou hmotnosťou molekúl. Stredná hmotnosť molekúl tejto zmesi závisí najmä od molárneho pomeru $SiO_2 : Na_2O$ (*modulu*) a hodnoty pH vodného skla. Pre modul chemicky čistého vodného skla 2,4 až 3,3 a $pH > 11$ literatúra uvádza, že kremičitanové ióny sú prevažne vo forme trimerov.

Zmesi sa podľa spôsobu tuhnutia vodného skla vo formovacích zmesiach rozdeľujú na:

- a) zmesi s riadeným vytvrdzovaním zvonku pomocou oxidu uhličitého CO_2 ,
- b) zmesi bez riadeného vytvrdzovania - samotvrdnúce.

Formovacie zmesi s vodným sklom vytvrdzované oxidom uhličitým (proces CO_2), tzv. *CT zmesi* sú československým vynálezom (Dr. Ing. Lev Petržela). Pre svoje prednosti sa tieto zmesi rozšírili v zlievárňach po celom svete pri výrobe jadier, ale aj foriém pre všetky odlievané zliatiny. Výhodami týchto zmesí je dostupnosť zmesí, jednoduchá príprava, dobrá tekutosť, spechovateľnosť, rýchle vytvrdzovanie, dostatočná životnosť, nízky vývoj plynov, odolnosť proti vzniku zálpov, zvýšená presnosť odliatkov a pod. Ich nedostatkom je sklon k chemickému zapekaniu, zhoršená rozpadavosť po odliatí, nižšia pevnosť a skladovateľnosť jadier v porovnaní s organickým spojivami (umelé živice).

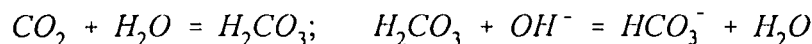
Základná zmes, ktorá vytvrdzuje za prítomnosti plynného CO_2 , obsahuje najčastejšie čistý kremenný piesok so 4% vodného skla 50°Be. Pre voľbu vlhkosti je rozhodujúca maximálna pevnosť zmesi. Základná zmes sa kombinuje s prísadami upravujúcimi rôzne špecifické vlastnosti zmesi. Mierne zvýšenie väznosti za surova sa dosahuje sacharidmi, vyššia väznosť prísadou ílových spojív so súčasnou stabilizáciou vodného skla hydroxidmi alkalických kovov. Zlepšenie rozpadavosti zmesi po odliatí zaisťujú prísady organických alebo minerálnych látok. Chemickú neaktívnosť

voči legovaným oceliam zaručí zmes s ostrivom chrómmagnezitovým, korundovým a pod.

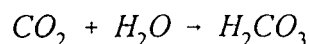
Reakcia CO_2 s vodným sklom, ktorá spôsobuje pokles aktivity hydroxylových ionov, prebieha dvomi mechanizmami. Na začiatku vytvrdzovania pri $\text{pH} > 10$ (silne hydrolyzovaný roztok sodných kremičitanov) dochádza ku priamej reakcii CO_2 s hydroxylovými iónami OH^- :



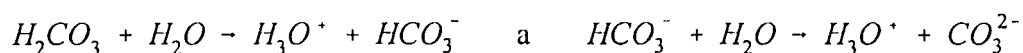
Keď pH vodného skla poklesne pod hodnotu 10, začína sa uplatňovať druhý mechanizmus, ktorý pri $\text{pH} < 8$ nahradí mechanizmus prvý:



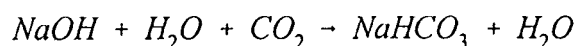
Veľká styková plocha medzi ostrivom a prúdiacim plynom katalyzuje rýchlu reakciu medzi oxidom uhličitým a vodnou obálkou podľa vzťahu:



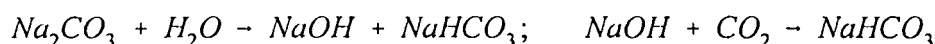
Vzniknutá kyselina uhličitá vo vodnom roztoku rýchle disociuje na ióny v dvoch stupňoch:



Okrem týchto iónov uplatňujú sa aj ióny Na^+ ; SiO_3^{2-} ; $\text{Si}_2\text{O}_5^{2-}$; $(x\text{SiO}_3 \cdot y\text{SiO}_2 \cdot n\text{H}_2\text{O})^{2-}$ a pod. pH vodného skla sa však v dôsledku prefukovania CO_2 stále znižuje a proces gelácie sa urýchlí. Postupne nastáva neutralizácia vonkajšej elektrickej dvojvrstvy koloidov a výmena Na^+ iónov za H^+ vo vnútornej dvojvrstve. OH^- skupiny viazané na Si kondenzujú za vzniku väzieb Si-O-Si. Súčasne sa znižuje elektrokinetický potenciál koloidnej častice, ktorý je mierou stability koloidu v roztoku. Pri dosiahnutí izoelektrického bodu ($\text{pH} = 5$ až 7) prejdú aj zvyšky koloidných častíc z roztoku agregáciou do gélu. Pri vytvrdzovaní CO_2 vznikajú ešte ďalšie produkty ako kyslá sodná soľ kyseliny uhličitej, ktorá má základnú neutralizačnú rovnicu:



Na začiatku vytvrdzovania vzniká uhličitan sodný, ktorý sa potom v dôsledku prebytku CO_2 a vyššieho obsahu vody čiastočne rozkladá na NaHCO_3 podľa rovnice:

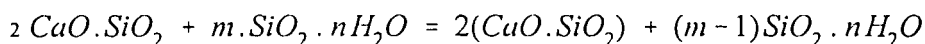


Zvyškovým produktom reakcie je voda, ktorá je obsiahnutá v systéme v troch podobách ako voľná voda v póroch silikagélu, ako fyzikálno-chemicky viazaná voda hydroxylových skupín OH^- na povrchu silikagélu a ako kryštalicky viazaná v Na_2CO_3 . Pri vytvrdzovaní zmesi klesá hodnota pH zmesi úmerne poklesu NaOH. Ak klesne obsah NaOH na nulu, zmes dosahuje maximálnu pevnosť. Súčasne so znižovaním NaOH v zmesi vzniká kryštalický Na_2CO_3 (kryštalizuje až s desiatimi molekulami vody), ktorý sa zúčastňuje na väzbe pieskových zŕn a spolupôsobí s gélom SiO_2 pri spevňovaní zmesi. Po vyčerpaní NaOH v zmesi a ďalším prefukovaním CO_2 rastie množstvo NaHCO_3 na úkor Na_2CO_3 . Hydrogenuhličitan sodný nemá vážne účinky (neviaže kryštalovú vodu) a dochádza k poklesu pevnosti zmesi. Hlavnou príčinou zhoršenia mechanických vlastností “pretvrdenej” zmesi je dehydratácia gélu kyseliny kremičitej prebytočným CO_2 . Oxid uhličitý je veľmi suchý plyn, ktorý gél intenzívne vysušuje. Gél SiO_2 sa stáva krehkým, a pretože jeho adhézia ku kremenným zŕnám je značná, vzniká v ňom napäťový stav, ktorý sa uvoľňuje vznikom trhlín. Pevnosť zmesi je preto nižšia, formy a jadrá majú nízku odolnosť voči oteru.

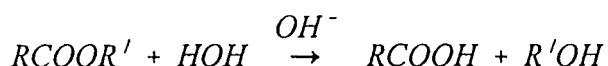
Prvé štádium vytvrdzovania zmesi CO_2 sa určuje tzv. *súčiniteľom aktívnej zásaditosti* A_a , ktorý je určený pomerom množstva NaOH a množstva Na_2CO_3 v zmesi. Oblasť prefukovanej zmesi sa charakterizuje *súčiniteľom pasívnej zásaditosti* A_p , určeným pomerom množstva NaHCO_3 a množstva Na_2CO_3 vo vytvrdennej zmesi. Ak sú tieto súčinitele nulové, zmes dosahuje maximálnu pevnosť (zároveň s dosiahnutím maximálnej teploty - uvoľňovanie neutralizačného tepla).

Stekutené zmesi s vodným sklom a dikalciumsilikátom sú vhodné na výrobu jednoduchých a stredne zložitých jadier bez zúžených prierezov, tenkých výstupkov a pod. s dostatočne veľkými známkami, zaistujúcimi odvdzdušnenie a na formy zhotovované podľa modelov takého tvaru, ktorý umožňuje vyberanie modelu z vytvrdennej formy. V porovnaní s metódou CO_2 je použitie tejto

zmesi obmedzené a vyžaduje kontinuálnu prípravu a dopravu do jadrovníkov alebo formovacích rámov. Tunutie systému umožňuje premena dikalciumsilikátu na monokalciumsilikát zlúčením s jednou molekulou SiO_2 vodného skla:



Formovacie zmesi s vodným sklom a esterolom. Tekuté vytvrdzovadlá umožňujú dokonalé využitie väzných vlastností vodného skla. Esterol sa skladá z dvoch účinných zložiek esterov. Jedna zložka má nízku rýchlosť vytvrdzovania, druhá naopak, veľmi vysokú. Obe zložky sú dokonale miešateľné a zmena ich vzájomného pomeru umožňuje vytvoriť ľubovoľne odstupňovaný rad vytvrdzovadiel líšiacich sa rýchlosťou vytvrdzovania a dobou spracovateľnosti zmesi. Vytvrdzovací proces je založený na dvojstupňovej reakcii. V prvom stupni dochádza v alkalickom prostredí vodného skla k rozkladu esteru podľa reakcie:

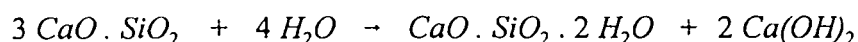


V druhom stupni nastane vplyvom uvoľnenej kyseliny k želatinácii vodného skla a vzniku spojivých gélov kyseliny kremičitej. Dej sa podobá procesom pri vytvrdzovaní vodného skla pomocou CO_2 . Kinetika vytvrdzovania sa riadi reakčnou rýchlosťou rozkladu esteru. Túto rýchlosť je možné ovplyvňovať typom esteru, alkalitou, teplotou a mnohými inými faktormi. Vysoká účinnosť tohto systému poskytuje reálnu možnosť znižovať obsah vodného skla z bežne používaných 5 až 8% na polovicu a menej.

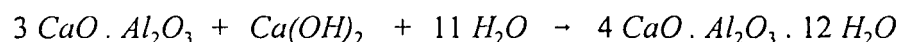
Formovacie zmesi s cementovým spojivom

Formovacie zmesi s cementovým spojivom sa používajú najmä pre ťažké a veľmi ťažké odliatky zo sivej liatiny alebo ocele. Hlavnou výhodou cementových zmesí je ich schopnosť tuhnúť vo voľnej atmosfére bez komplikovaného umelého sušenia foriem alebo jadier. Chemická príčina

tuhnutia portlandského cementu je reakcia kremičitanu trojvápenatého s vodou:



Hlinitany obsiahnuté v cemente hydratujú oveľa rýchlejšie, a preto od nich závisí rýchlejšie alebo pomalšie tuhnutie cementu:



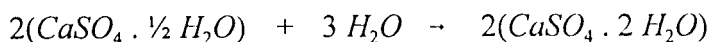
Pri výrobe foriem a jadier je dôležité, aby mal cement dostatok času chemicky viazať všetku vlhkosť zmesi. Cementové zmesi po dokonalom vytvrdení pri styku roztaveného kovu s formou nevylučujú takmer žiadne plyny. Zmesi patri medzi formovacie hmoty, ktoré zaručujú veľmi čistý povrch odliatkov. Spôsobujú to jemné, ľahko tavitel'né častice cementu, ktoré vytvárajú na povrchu odliatkov z ocele a liatiny povlak svetlomodrých oxidov železa.

Sadrové formovacie zmesi

Sadra sa vyrába z prírodnej suroviny dihydrátu $\text{CaSO}_4 \cdot 2 \text{H}_2\text{O}$ (sadrovec) alebo dihydrátu, ktorý je produktom odsírovacích zariadení, a to žíhaním, pri ktorom sa odstráni viazaná voda. Pri žíhaní pri teplote nad 97°C v atmosfére nasýtenej vodnej pary sa získava α -hemihydrát $\alpha\text{-CaSO}_4 \cdot \frac{1}{2} \text{H}_2\text{O}$ a pri teplote pod 100°C v suchej atmosfére vzniká β -hemihydrát $\beta\text{-CaSO}_4 \cdot \frac{1}{2} \text{H}_2\text{O}$, ktorý reaguje s vodou aktívnejšie než α -hemihydrát. Sušením α -hemihydrátu pri teplote okolo 100°C sa po odstránení viazanej vody vytvorí α -anhydrid CaSO_4 , žíhaním dihydrátu v suchej atmosfére pri teplote nad 300°C sa získava bezvodý β -anhydrid. Po žíhaní akejkoľvek modifikácie síranu vápenatého pri teplote nad 350°C je produktom vo vode nerozpustný anhydrid CaSO_4 tzv. pálená sadra.

Jednoduché komerčné typy sadry sa odlišujú rýchlosťou tuhnutia, tvrdosťou, pevnosťou spoja medzi vrstvami postupne nanášanými na už stuhnutú podkladovú vrstvu a náchylnosťou na tvorbu povrchových prasklín. Veľká odlišnosť vlastností je spôsobená rôznym zastúpením hemihydrátov (tvoria väčšinu) a anhydridov, čo závisí od postupu výroby a použitých vstupných surovín. Tuhnutie sadrových zmesí je založené na hydratácii zmesi hemihydrátov s malým množstvom

anhydridov, pri ktorej vznikne pevný dihydrát síranu vápenatého podľa rovnice:



Rýchlosť tuhnutia sadry závisí najmä od obsahu β -hemihydrátu, ktorý reaguje s vodou intenzívnejšie než ostatné zložky a zvyšovanie jeho podielu výrazne skracuje dobu tuhnutia. Na rýchlosť tuhnutia vplyvajú aj ďalšie faktory ako množstvo a teplota vody, ale aj prítomnosť sprievodných solí, ktoré sa nachádzajú v komerčných sadrách alebo zámerne pridávaných do zmesi s cieľom úpravy doby tuhnutia. Vytvorený dihydrát môže tvoriť formu samotný alebo súčasne ako nosná zložka a spojivový systém vhodnej výplňovej zložky.

Sadry po stuhnutí je tvorená dihydrátom síranu vápenatého, ktorý obsahuje okolo 21% chemicky viazanej vody a v póroch samotnej formovacej zmesi sa nachádza aj voľná voda, pretože zmesi sa vždy pripravujú s určitým prebytkom vody. Pri odlievaní akejkoľvek zliatiny s teplotou liatia vyššou než 100°C do surových foriem by došlo k uvoľneniu vody, a preto je potrebné vždy formy tepelne spracovať. K najintenzívnejšiemu uvoľňovaniu vody vo forme pár dochádza v intervale teplôt 100 až 200°C, kedy sa v zmesi zmení dihydrát na hemihydrát, pričom sa odstráni viac než 2/3 z celkového obsahu viazanej vody a aj väčšina voľnej vody. Pri teplote nad 300°C sa uvoľní zostávajúca viazaná voda (teoreticky 6,2%) z hemihydrátu a vznikne vo vode rozpustný anhydrid - bezvodý CaSO_4 . Pri teplote vyššej než 350°C z rozpustného anhydridu vznikne anhydrid, ktorý je vo vode nerozpustný. Pri teplotách nad 450°C sa z formy odstraňuje aj zvyšky voľnej vody a pri liatí farebných kovov na báze Al alebo Cu dochádza k zanedbateľnému vývinu plynov. Takéto formy sú iba veľmi málo hydrofilné a môžu sa skladovať aj niekoľko dní bez negatívnych dôsledkov na kvalitu povrchu odliatkov. Vypaľovanie bežných foriem pri teplote vyššej než 450°C už významnejšie neovplyvní kvalitu povrchu odliatkov a vývin plynov pri liatí. Pri tepelnom spracovaní foriem a jadier hrubších než 10 cm po výdrži na 450°C sa často volí ešte doplnkové žihanie pri teplote okolo 600°C, aby sa z ich stredových oblastí bezpečne odstránili posledné zvyšky vody a najmä vosku v prípade foriem vyrobených metódou vytaviteľného modelu.

Nevyhnutná priedušnosť foriem sa zaisťuje buď v napenených zmesiach vytvorením veľkého množstva navzájom prepojených bubliniek, alebo vhodnou výplňovou zložkou, ktorá navyše znižuje spotrebu sadry bez zhoršenia mechanických vlastností formy. Napenené zmesi sa pre svoju

vysokú priedušnosť a nízku tepelnú vodivosť veľmi dobre uplatňujú pri odlievaní malých tenkostenných odliatkov. Pevnosť napenených zmesí sa pohybuje v rozmedzí od 250 do 500 kPa a zaisťuje vysokú rozmerovú presnosť odliatkov s hrúbkou steny 3 až 7 mm.

V praxi sa často využívajú sadrové zmesi s približne tretinovým podielom výplňovej zložky. Hlavným kritériom pri výbere typu plnidla do zmesi je zaistenie a trvalá stabilita dobrých technologických vlastností formy. Dobré a prakticky rovnocenné výsledky z hľadiska priedušnosti, tvorby povrchových trhlín, vývinu plynov a celkovej kvality povrchu odliatku sa dosahujú pri použití šamotu alebo antuky v množstve 2 hm. diely plnidla na 3 hm. diely sadry. Použitie jemnejších frakcií na reliéfnu zmes zaisťuje nižšiu drsnosť povrchu a vyšší podiel väčších frakcií v jadrových zmesiach zasa ich žiadúcu vyššiu priedušnosť. V praxi často používané sadrové zmesi s výplňovým kremičitým pieskom možno pokladať za nevhodné pre členité náročné odliatky, lebo sa vyznačujú nižšou priedušnosťou a vyššou náchylnosťou k tvorbe prasklín, než zmesi s prídavkom šamotu alebo antuky.

Sadrové zmesi s nerozpustným anhydridom. Veľmi dobré výsledky z hľadiska kvality povrchu odliatkov, rozmerovej presnosti, vývinu plynov pri liatí, tvorby trhlín a manipulačných vlastností formy poskytujú zmesi s výplňovou zložkou drviny vo vode nerozpustného anhydridu CaSO_4 . Aby pri odlievaní materiálov na báze Cu alebo Al dochádzalo na funkčnom povrchu formy k minimálnemu vývinu plynov a vodných pár, musí byť forma vyžíhaná pri teplote aspoň 450°C, kedy je tvorená prakticky iba vo vode nerozpustným anhydridom. Zvyšky formy a jadier odstránené z odliatku potom predstavujú vhodnú surovinu na výrobu plnidla. Plnohodnotnú výplňovú zložku je možné pripraviť rozdrvením úlomkov použitých foriem v kolesovom mlyne do stavu, kde je v drvine už dostatočný podiel jemných frakcií. Drvina môže tvoriť až 75% objemu a minimálne ovplyvňuje tekutosť namiešanej zmesi a zaisťuje veľmi dobré mechanické a technologické vlastnosti foriem po tepelnom spracovaní.

Zmes má veľmi dobré technologické vlastnosti pri príprave zmesi a výrobe foriem. Drvina anhydridu je veľmi dobre zmáčavá vodou, a preto je zmes podstatne menej náročná na spôsob a dobu miešania ako zmesi s antukou alebo šamotom a tuhne približne po 15 až 20 minútach. Nie je náchylná na tvorbu bublín a veľmi dobre kopíruje povrch voskových modelov i bez použitia zmáčadiel alebo tenzidov. Forma sa vyznačuje mimoriadnou odolnosťou voči tvorbe povrchových prasklín aj pri väčších rýchlostiach ohrevu, čo sa dá vysvetliť poddajnosťou mierne pórovitej,

dostatočne priedušnej zmesi, ako aj veľmi malými rozdielmi rozťažnosti jednotlivých zložiek zmesi, výplňového anhydridu a postupne sa tvoriacich produktov dehydratácie východiskového dihydridu. Pevnosť po vypálení presahuje 1 MPa (typicky 5 MPa) a formy sú dostatočne odolné voči vydrobovaniu povrchu pri manipulácii. Priedušnosť sa pohybuje okolo 20 n.j.p. a pri liatí dochádza ku zanedbateľnému vývinu plynov.

Formovacie zmesi so živicovými spojivami

V súčasnosti už existuje široký sortiment syntetických živíc vyrábaných priemyselne s výhodnými vlastnosťami zlievarenských spojív. Ako zlievarenské spojivá sú najvhodnejšie živice vyrábané polykondenzáciou, a to predovšetkým živice fenolformaldehydové, močovinoformaldehydové, furánové a kombinované.

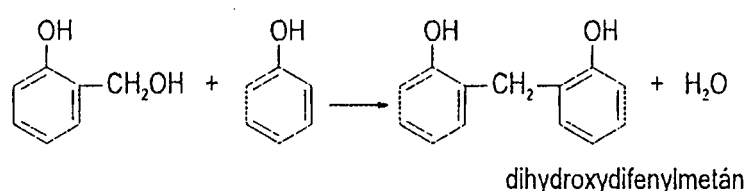
Pri vytvrdzovaní zlievarenských syntetických živíc dochádza k polykondenzácii, kedy makromolekuly vznikajú postupne ako medziprodukty. Počas reakcie neustále vzrastá molekulová hmotnosť jednotlivých makromolekúl na úkor molekúl malých. Tekuté živice vytvrditeľné teplom alebo tuhnuce účinkom katalyzátorov za studena majú rôznu viskozitu, ktorá ovplyvňuje väznosť zmesi za surova. Najviskóznejšie sú zmesi formaldehydové, nasledujú močovino-formaldehydové a furánové. Ak je väznosť zmesi malá, upravuje sa prísadami sacharidov, príp. malého množstva bentonitu. Vytvrdzovanie živicových spojív, či už za tepla alebo za studena, prebieha oveľa rýchlejšie než u iných používaných spojív. Pevnosť v ohybe po vytvrdení zmesi za studena závisí od mnohých činiteľov, najmä od typu použitého ostriva, živice, katalyzátora a spôsobu prípravy.

Všetky spojivá na báze živíc majú toxické účinky na ľudský organizmus. Je to vývin voľného fenolu, formaldehydu alebo furánu počas prípravy a vytvrdzovania zmesi, ktorý fyziologicky pôsobí na centrálnu nervovú sústavu človeka alebo sú príčinou akútnych kožných zápalov. Pri odlievaní foriem sa navyše vyvíja u niektorých týchto spojív karcinogénny uhlovodík benzpyrén 3,4. Pri práci so živicovými spojivami musí byť dodržaná prípustná koncentrácia škodlivín v ovzduší a pracovisko musí byť dokonale vetrané.

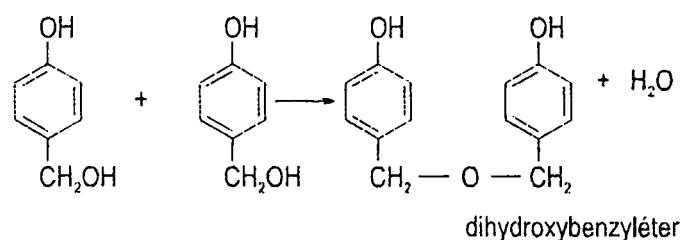
Formovacie zmesi so živicovivými spojivami vytvrditeľné teplom

Štandardné zloženie zmesi s fenol-formaldehydovou živicom je 100 hm. dielov suchého kremenného piesku (20°C) a 3,5 - 4,5 hm. dielov FC Resol 5260. Technologické vlastnosti zmesi: doba miešania 2 až 3 minúty; životnosť pri 20°C je 12 hodín. Optimálna teplota vytvrdzovania v horúcom jadrovníku 190 až 200°C. Doba vytvrdzovania (podľa hrúbky jadra) 2 až 5 minút. Pevnosť v ohybe 5,5 až 6,5 MPa.

Pri ohreve ireverzibilne tuhnúcej fenol-formaldehdydovej živice prevládajú reakcie zväčšujúce jej molekulovú hmotnosť. Pod teplotou 170°C reaguje metylová skupiny s reaktívnym vodíkom iného fenolického jadra, pričom sa tvorí metylénový mostík a odštiepuje sa voda podľa rovnice:



Dve metylové skupiny reagujú navzájom za vzniku dibenzyleterovej väzby a odštiepenia vody:



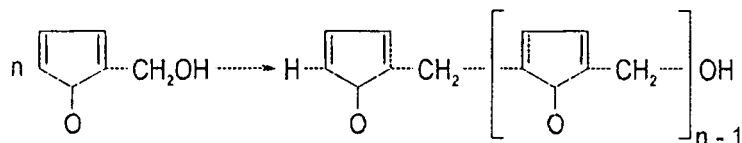
Druhá etapa tepelných reakcií začína už po prekročení teploty 160°C a dosahuje maximum pri 200°C. Pri týchto reakciách dochádza k čiastočnej strate formaldehydu a neodštiepuje sa voda. Živica výrazne sčernie až zhnedne. Celý dej môžeme rozdeliť na tri stavy, v ktorých sa živica počas premeny nachádza. Najskôr tvorí rozpustný a taviteľný produkt - resol, potom prechádza na rozpustný, ale netaviteľný resitol a nakoniec na nerozpustný a netaviteľný resit.

Pevnosť zmesi s optimálnym percentom spojiva je 4,5 až 6 MPa. Hodnota 4,5 MPa je dostatočne vysoká pre jadrá vyrábané sériovo. Pri rozbere vlastností zmesi je potrebné zohľadňovať predovšetkým dobu vytvrdzovania, pri ktorej zmes dosiahne túto optimálnu hodnotu. Skrátene doby vytvrdzovania je hlavný činiteľ, ktorý zvyšuje produktivitu práce výroby jadier metódou Hot-Box.

Formovacie zmesi so živicovými spojivami tuhnuce za studena

Okolo roku 1968 boli po prvýkrát v praxi využité schopnosti samovoľného vytvrdzovania derivátov furánových živíc v kyslom prostredí. Tento poznatok bol využitý aj na prípravu formovacích zmesí, ktoré, ak sa použije ako spojivo furánová živica, veľmi rýchlo tuhnú v dôsledku pôsobenia kyslých katalyzátorov už za studena. Technológia furánových zmesí úplne eliminovala sušenie jadier, výrazne skrátila výrobné a vytvrdzovacie časy. Jadrá a formy dosahujú vysoké pevnosti a môžu byť vyrábané bez výstuh. Pretože tuhnutie zmesi sa realizuje v jadrovníku, majú jadrá vysokú rozmerovú presnosť. Po odliatí majú jadrá výbornú rozpadavosť, čím sa znižujú náklady na čistenie odliatkov.

Základnou zložkou furánových živíc je furfurylalkohol. Reakcia vzniku živíc z furfurylalkoholu je na základe medzimolekulovej kondenzácie, pri ktorej sa odštiepuje asi 18% vody z hmotnosti východiskového produktu. Živica je tvorená reťazovými molekulami, ktoré sú tvorené furánovými jadrami spojenými metylénovými mostíkmi. Lineárne molekuly sa tvoria v kyslom prostredí podľa tejto schémy:



Rýchlosť konverzie živice do netaviteľného a nerozpustného stavu závisí od teploty, aktivity a koncentrácie kyslých katalyzátorov. Proces samokondenzácie furfurylalkoholu je možné zastaviť v ktoromkoľvek stupni ochladením zmesi alebo prísadou zásaditých látok.

Štandardné zloženie zmesi s furánovým spojivom Vitresit je 100 hm. dielov suchého kremenného priesku (20°C); 2 - 2,5 hm. dielov Vitresitu 0, a 1 - 1,8 hm. dielov Katalyzátora 0. Doba miešania 1 + 1 minúta, tekutosť je veľmi dobrá, životnosť pri 20°C je 10 minút a doba tuhnutia v jadrovníku pri 20°C je 30 až 45 minút. Pevnosť v ohybe po vytvrdení 2 hodiny/20°C je 2 až 2,6 MPa, po vytvrdení 24 hodín/20°C je pevnosť v ohybe 2 až 2,6 MPa. Skladovateľnosť jadier v suchom prostredí je neobmedzená. Pri normálnej teplote je možné urýchliť alebo spomaliť vytvrdzovanie zmesi zvýšením alebo znížením obsahu katalyzátora o 20 až 40%. Proces formovania od miešania zmesi až po vytvorenie hotových foriem musí byť zaistený riadnym odsávaním, prípadne hermeti-

Formovacie zmesi so živicovým spojivom vytvrditeľné vzdušnou emulziou trietylaminu

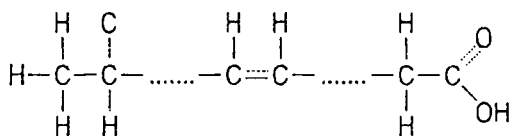
$$\left[\begin{array}{c} \text{R} \\ | \\ \text{C}_6\text{H}_3\text{OH} \\ | \\ \text{R} \end{array} \right] + \left[\text{O}=\text{C}=\text{N}-\text{C}_6\text{H}_4-\text{R}'' \right] \xrightarrow{(\text{C}_2\text{H}_5)_3\text{N}} \begin{array}{c} \text{R} \\ | \\ \text{C}_6\text{H}_3\text{O}-\text{C}(=\text{O})-\text{NH}-\text{C}_6\text{H}_4-\text{R}'' \\ | \\ \text{R} \end{array}$$

roztok roztok uretánová živica
 fenolová živica + polyizokyanát + triethylamín

287

Formovacie zmesi s alkydolejovými spojivami

Olejové spojivá patria medzi nenavlhavé a vo vode nerozpustné. Hlavnou surovinou týchto spojív sú estery rôznych mastných kyselín, a to nenasýtených. Príkladom takejto kyseliny je kyselina olejová, ktorá má v štruktúre jednu alebo niekoľko dvojitéch väzieb:



Čím vyšší počet dvojítých väzieb kyselina obsahuje, tým lepšie tuhnú tuky oxidáciou, a tým sú vhodnejšie pre zlievarenské pieskové zmesi. Do kvapalného olejového spojiva sa pridávajú vhodné prísady ako sulfitový výluh, dexetrín, živice a pod.

Alkydové spojivá upravené modifikáciou nenasýtenými olejmi a vhodnou sikativáciou majú mnoho predností v porovnaní s klasickými olejovými spojivami. K hlavným prednostiam patrí ich ľahká vytvrditeľnosť v zmesi za tepla aj za normálnej teploty, regulovaná vhodnou sikativáciou tak, že sikativované spojivo je možné použiť pre zmesi na formy alebo jednoduchšie jadrá ako jednozložkové bez ďalších prísad (katalyzátorov). Ďalšou prednosťou týchto spojív je ich vyššia tepelná stabilita oproti vytvrdeným olejom a tým aj použiteľnosť pre vyššie hmotnostné kategórie odliatkov. Vhodne upravené alkydy s vyšším obsahom hydroxylových skupín sa dajú použiť aj pre rýchlovytvrditeľné spojivá, ktoré sú v zmesi vytvrdzované polyizokyanátmi. Tieto spojivá sú vhodné najmä pre zložité a náročné jadrá pre odliatky z ocele a liatiny. Jadrovníky so zaformovanou zmesou s 2% spojiva je možné rozoberať po pol hodine tuhnutia, keď sa dosiahne manipulačná pevnosť 700 až 1200 kPa v ohybe. Pripravené zmesi sa musia spracovať do 10 až 15 minút pri teplote 20 až 25°C.

Formovacie zmesi pre ocel'ové odliatky odlievané na surovo

Základnými hľadiskami pri výbere zmesi je najmä spôsob použitia zmesi (na formy, jadrá), spôsob ubíjania (strojné, ručné), veľkosť a tvar odliatku (sklon k zálupom na plochých stenách vystavených sálavému teplu, hrúbka steny), doba státia formy pred odliatím, jej povrchová úprava (nástreky), nároky na drsnosť odliatku a iné. Menšie odliatky s vyššími nárokmi na hladkosť povrchu vyžadujú najmä pro strojnom ubíjaní jemnejšie ostrivá, zmesi menej väzné (asi 50 až 80 kPa)

s minimálnym prídavkom polysacharidov. Formy z týchto zmesí sa musia po zhotovení odliať čo najskôr (do 1 hodiny), alebo chrániť proti drobeniu nástrekom. V žiadnom prípade sa nemajú skladovať dlhšiu dobu. Väčšie formy, ubíjané ručne, vyžadujú stredne hrubé ostrivá a zmesi s vyššou väznosťou (80 až 110 kPa), odolnejšie proti deformácii pri manipulácii a pri liatí kovu. Ich pevnosť a odolnosť proti drobeniu pri osychaní a proti vzniku zá lupov zvyšujú prídavky dextrínu alebo lacnejšieho, ale menej účinnejšieho sulfitového výluhu.

Formovacie zmesi na odliatky z liatiny s lupienkovým grafitom odlievané na surovo

Do bentonitových zmesí sa odlievajú odliatky z LLG s hmotnosťou 150 až 200 kg, formy z hlinitých zmesí pre ťažšie odliatky je potrebné prisúšať alebo sušiť. Zmesi sa vo väčšine zlievarní pripravujú synteticky z kremenného piesku, bentonitu a prísad. Množstvo bentonitu (5 až 7%) sa volí podľa požadovanej väznosti, ktorá nemá klesnúť u modelových zmesí pod 90 kPa a u zmesí výplňových pod 70 kPa. Najčastejšie sa používajú bentonity Standard 550 alebo Speciál 750, ktoré sa môžu dostatočne natrifikovať, pričom v súčasnosti sa používa aj natrifikovaný bentonit Sabenil. Natrifikované bentonity lepšie odolávajú dezaktivizačným pochodom pri styku formovacej zmesi s roztaveným kovom. Na zlepšenie povrchu odliatkov obsahujú tieto zmesi uhľikaté prísady, predovšetkým kamenouhoľnú múčku, ktorých kvalita sa líši podľa obsahu popola, prchavých horľavín a jemnosti mletia. Ich množstvo v zmesi sa volí v rozsahu 3 až 5%.

Formovacie zmesi na odliatky z neželezných kovov

Podstatný rozdiel týchto zmesí oproti vyššie uvedeným je v zrnitosti. Používajú sa veľmi jemnozrnné piesky so zrnitosťou pod 0,15 mm. Veľmi často sa používajú prirodzené piesky hlinité s vysokým podielom ilov. Zmesi dosahujú nižšie pevnosti za surova, väčšiu rozpadavosť po odlíatí a nízku priedušnosť. Aby sa dosiahla požadovaná kvalita povrchu, pridáva sa na zjemnenie zmesi kremenná múčka v množstve až 40%.

10.3 NÁTERY FORIEM A JADIER

Pri styku roztaveného kovu s formou dochádza na ich rozhraní k tepelno-fyzikálnym, tepelno-mechanickým a mechanickým procesom vzájomného pôsobenia, ktorých podstata a kinetika ovplyvňuje proces tvorby základných vlastností odliatkov. Tieto kontaktné procesy sú navzájom viazané a prebiehajú buď okamžite alebo počas veľmi krátkeho časového úseku. Jednou z možností zlepšenia tohto stavu je dokonalá ochrana a izolácia povrchu foriem či jadier od agresívnych účinkov roztaveného kovu. Táto ochrana je založená na základe znalostí kontaktných procesov prebiehajúcich na rozhraní dvoch veľmi rozdielnych materiálov formy a kovu. Nátery a postreky sú niekoľkokrátové heterogénne systémy, skladajúce sa najčastejšie z výplňovej hmoty, spojiva, nosnej kvapaliny a prísad. Každá z týchto zložiek má svoju funkciu, ktorá potom komplexne pôsobí pri procese vytvárania povrchu odliatku.

Výplňové hmoty sa volia podľa charakteru odlievanej zliatiny a hmotnosti odliatku. V mnohých prípadoch je vhodné, aby boli podrobené tepelno-chemickému spracovaniu na dosiahnutie stabilných vlastností (odstránenie polymorfných premien, zníženie súčiniteľa tepelnej rozťažnosti a pod.). U odliatkov z LLG sú to najčastejšie rôzne druhy grafitu, koksová múčka, mastok, šamotová múčka a pod. U odliatkov z ocele sa ako plnivo do náterov používa kremenná múčka, mullit, mletý korund, forsterit, kalcinovaný Al_2O_3 , silimanit, zirkónový piesok, disperzné kovové prášky a pod. Výber spojiva závisí od charakteru nosnej kvapaliny. U vodných náterov je to dextrín, melasa, škrob, sulfitový výluh alebo vodné sklo. Samovysychacie a zápalné nátery majú na stmelenie keramickej zložky najčastejšie spojivá na báze syntetických živíc alebo bituménov (fenolformaldehydové, močovinoformaldehydové alebo furánové živice, polyvinylacetáty, nitrocelulóza, propanasfalty a i.). Nosné kvapaliny určujú technológiu sušenia náterov. Vodné nátery sú prevádzkovo bezpečné a nenáročné. Pri ich použití však dochádza k presýteniu povrchových vrstiev zmesi vodou. Bezvodé nosné kvapaliny sú na báze etanolu, etylénglykolu, rôznych technických benzínov a pod. Po natretí formy samovoľne vysychajú na vzduchu alebo sa náter zapáľuje. Nátery s týmito kvapalinami sú zdraviu škodlivé a je potrebné prísne dodržiavať bezpečnostné predpisy. Prísady v náteroch majú funkciu regulácie a zlepšenia niektorých technologických vlastností: znížiť sedimentáciu ostriva, zlepšiť príľnavosť a zmäčavosť náterov k povrchu formy, vytvoriť inertnú alebo redukčnú atmosféru v dutine formy pri liatí a znížiť teplotu tavenia výplňovej zložky náteru.

LITERATÚRA

1. SLOVÁK, S. - RUSÍN, K.: Teorie slévání. SNTL, Praha, 1990.
2. BECHNÝ, L. - GEDEONOVÁ, Z. - MÄSIAR, H.: Teória zlievania. ALFA, Bratislava, 1990.
3. LUCAS, J.: Electromagnetic Induction and Electric Conduction in Industry. Centre Français de l'Electricité, 1997.
4. GEDEONOVÁ, Z. - JELČ, I.: Metalurgia liatin. HF TU v Košiciach, Košice, 2000.
5. WALTON, Ch. F. - OPAR, T. J.: Iron Casting Handbook. Iron Casting Society, Inc., 1981.
6. KARSAY, S. I.: Gusseisen mit Kugelgraphit I. - Grundlagen Technologien. Qit-I'er et Titane Inc., 1976 (Tvárna liatina I. - Výroba. Preklad Fompex, s.r.o. Trenčín, 1995).
7. LEKACH, S. N. - BESTUŽEV, N. I.: Vnepečnaja obrabotka vysokokačestvennyh čugunov v mašinostrojeniji. Navuka i tehnika, Minska, 1992.
8. GRÍGEROVÁ, T. - LUKÁČ, I. - KOŘENÝ, R.: Zlievarenstvo neželezných kovov. ALFA - SNTL, Bratislava, 1988.
9. KOMAROV, O. S. a kol.: Technologija konstrukcionnyh materialov. Dizajn PRO, Minsk. 1998.
10. GELIN, F. D. - CHAUS, A. S.: Metaličeskije materialy. Dizajn PRO, Minsk, 1999.
11. VILČKO, J. - SLOVÁK, S.: Zlievarenská technológia. ALFA - SNTL, Bratislava, 1987.
12. RUSÍN, K. a kol.: Slévárenské formovací materiály. SNTL, Praha, 1991.
13. MAKOVNÍK, J.: Špeciálna technológia II. - Nekonenčné spôsoby výroby odliatkov. SVŠT, Bratislava, 1988.

Prof. Ing. Marián Murgaš, CSc. – Doc. Ing. Anton Pokusa, CSc.
Ing. Marcela Pokusová, PhD. – Ing. Štefan Podhorský, PhD.

TEÓRIA ZLIEVARENSTVA

1. vydanie

Náklad 200 výtlačkov

291 strán, 131 obrázkov, 29 tabuliek, 19,407 AH, 19,806 VH

Edičné číslo 4967

Tlač Vydavateľstvo STU v Bratislave

Rok vydania 2002

85 - 231 - 2002

ISBN 80-227-1684-7