

Poměrné posunutí povrchového vlákna, tzv. zkos γ se vypočte ze vztahu

$$\gamma \cdot l = \varphi \cdot r.$$

Modul pružnosti v krutu je $G = \frac{\tau_0}{\gamma}$ [daN mm⁻²].

Vztah mezi modulem pružnosti v tahu a v krutu je $G = \frac{E}{2(1 + \mu)}$, kde μ je Poissonovo číslo (platí jen pro izotropní látky).

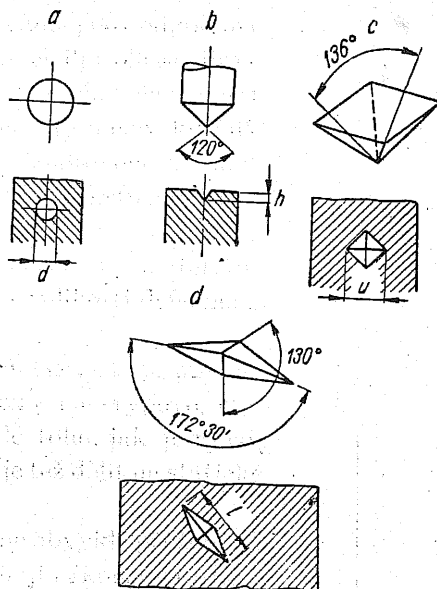
U křehkých materiálů dochází k poruše již při malém úhlu zkroucení. U houževnatého materiálu dojde k překroucení tyče až po několika otáčkách.

Statická zkouška krutem je obtížnější než tahová. Proto pro přejímky a zkoušení ocelových i jiných materiálů nemá význam.

Zkoušky tvrdosti

Měření tvrdosti je velmi rozšířenou laboratorní i provozní metodou, používanou ke kontrole, zkoušení i výzkumu materiálu. Má proti ostatním zkouškám řadu výhod, jako např. rychlost a jednoduchost provedení, možnost zkoušení i hotových součástí bez jejich znehodnocení apod.

Z tvrdosti lze často usuzovat i na ostatní vlastnosti (např. pevnost v tahu, obrobitelnost apod.).



Obr. 3-51. Tvary nejčastěji používaných vnikacích těles pro zjišťování tvrdosti

a) metoda Brinellova, b) metoda Rockwellova (kuželík), c) metoda Vickersova, d) metoda Knoopova

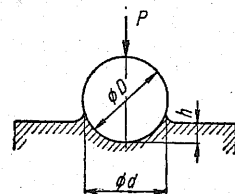
Tvrdost je definována jako odpor materiálu proti vnikání cizího tělesa. Prakticky ji stanovujeme tak, že těleso vhodného tvaru — *indentor* (kulička, kuželík, jehlan, viz obr. 3-51), zhotovené z vhodného, dostatečně tvrdého materiálu (kalená ocel, slinutý karbid, diamant), zatlačujeme do zkoušeného materiálu. Tvrdost posuzujeme z velikosti deformace povrchu.

Metod pro zjišťování tvrdosti je mnoho. Nejčastěji je rozlišujeme na vrypové, vnikací a odrazové. Podle toho, jak je vyvozen tlak, můžeme je též dělit na statické a dynamické.

Tvrdost vyšetřujeme obvykle při teplotě okolí. Význam však mají i zkoušky tvrdosti, prováděné za vyšších nebo někdy i nižších teplot. Pokud při zkoušce tvrdosti se vytvoří ve zkoušeném tělese vtisk o ploše několika mm² nebo desítek mm², mluvíme o makrotvrdosti.

Často však nás zajímá tvrdost jednotlivých strukturních složek nebo jiných velmi malých objemů materiálu. V tom případě mluvíme o mikrotvrdoosti (podrobněji vysvětleno dále).

a) *Statické vrypové zkoušky tvrdosti* mají dnes již jen malý význam. Jsou obdobou metody převzaté z mineralogie, kde pro posuzování tvrdosti slouží známá Mohsova stupnice tvrdosti. Pro kovové materiály se používá k vytvoření vrypu vnikacího tělíska — kuželíku s diamantovým hrotem o vrcholovém úhlu 90° (Martensova zkouška). Měřítkem tvrdosti je zatížení indentoru potřebné pro vryp určité šířky, nebo převratná hodnota šířky vrypu v μm při konstantním zatížení. Této metody se v metalografii používalo např. pro zjištění tvrdosti jednotlivých strukturních složek. V poslední době se vrypová zkouška nahrazuje měřením mikrotvrdoosti metodou vnikací.



Obr. 3-52. Princip zkoušky tvrdosti podle Brinella

b) *Statické vnikací zkoušky tvrdosti* jsou nejběžnější. Používají pozvolného vtláčování vnikacího elementu do zkoušeného materiálu, ve kterém se vytvoří vtisk. Podle plochy nebo hloubky vtisku se usuzuje na tvrdost. Rozeznáváme zkoušky podle Brinella, Rockwella a Vickerse.

Při zkoušce podle Brinella (ČSN 42 0371) zatlačujeme do zkoušeného materiálu určitou silou ocelovou kalenou kuličku. Tvrdost vyjadřujeme poměrem zatížení k ploše vytlačeného důlku (obr. 3-52) a vypočte se ze vzorce

$$HB = \frac{P}{F} = \frac{P}{\pi D h} = \frac{P}{\frac{D}{2} (D - \sqrt{D^2 - d^2})}$$

Pro výpočet je tedy nutno změřit buď hloubku h , nebo průměr d vtisku. Pro rychlou orientaci se někdy používá přibližného vzorce

$$HB = \frac{4P}{\pi d^2} - 10$$

Tvrdost podle Brinella závisí do značné míry na podmínkách, za kterých byla zkouška prováděna. Aby výsledky byly srovnatelné, je nutno při zkoušce dodržovat určité podmínky, které jsou uvedeny v ČSN.

Na výsledek má vliv zejména velikost zatížení pro daný průměr kuličky, doba zatížení a velikost vtisku se zřetelem na rozměry zkoušeného předmětu.

Jako vnikacího tělesa se běžně používá ocelových kalených kuliček o průměru $D = 10 \text{ mm}$. Lze však použít i menších (obvykle $\varnothing 5$; 2,5; 1,25 a 0,625 mm). Zatížení se volí jako násobek čtverce průměru kuličky D . Běžně bývá pro ocel $P = 30 D^2$, pro neželezné kovy a slitiny $P = 10 D^2$, pro měkké neželezné kovy (kompozice aj.) $P = 2,5 D^2$. Pro materiály tvrdší než $HB = 400$ není

jíž ocelová kulička vhodná (deformuje se). Je nutno použít kuličku ze slinitých karbidů. Jen za těchto podmínek lze porovnávat tvrdosti stanovené kuličkami různých průměrů.

Doba, po kterou se maximální zatížení udržuje, je stanovena normou pro ocel o tvrdosti do 140 daN mm⁻² 30 vteřin, pro ocel vyšší tvrdosti 10 vteřin, pro neželezné kovy 60 vteřin a neželezné kovy měkké 180 vteřin.

Průměr vtisku se měří vhodným měřicím přístrojem (mikroskopem) ve dvou navzájem kolmých směrech. Rozdíl měření nemá být větší než 5 %. Velikost vtisku může být v mezích $d = (0,2 \text{ až } 0,6) \cdot D$.

Zkoušený povrch musí být dostatečně rovný, bez nečistot a okují. Tloušťka zkoušeného materiálu nemá být menší než osminásobek hloubky vtisku. Jinak je měření ovlivněno tvrdostí podložky, na které spočívá zkoušený materiál. Rovněž nejmenší vzdálenost mezi jednotlivými vtisky i vtisku od okraje zkoušeného materiálu je předepsána.

Podmínky zkoušky se připojují k značce tvrdosti *HB* v pořadí: průměr kuličky, velikost a doba zatížení. Například *HB 5/750//10* znamená, že tvrdost byla stanovena kuličkou o průměru 5 mm při zatížení 737 daN (750 kp)* a době 10 vteřin. Pro nejčastěji používané podmínky, tj. $D = 10 \text{ mm}$, $P = 2940 \text{ daN}$ (3 000 kp) a dobu zatížení 10 vteřin se používá jen označení *HB*.

Mezi tvrdostí a pevností v tahu je pro některé materiály (zejména oceli) přímá závislost, daná vztahem:

$$\sigma_{Pt} = (0,31 - 0,41) HB^{**} .$$

Proto je možno z jednoduché zkoušky tvrdosti informativně stanovit i pevnost v tahu.

Při metodě *Rockwellově* (ČSN 42 0373) se do zkoušeného předmětu zatlačuje vnikací těleso, kterým je buď diamantový kužel (*obr. 3-51*) se zaobleným hrotem o vrcholovém úhlu 120° (tvrdost je označována *HRC*), nebo ocelová kalená kulička o průměru 1/16" — 1,587 5 mm (tvrdost se označuje *HRB*). Měří se hloubka vtisku (*h*), jednotkou tvrdosti je hloubka 0,002 mm. Hloubka vtisku se měří od určité výchozí polohy vnikacího tělesa, které se dosahuje předběžným zatížením.

Postup zkoušky je tento (*obr. 3-53*): Indentor se předběžným základním zatížením $P = 10 \text{ kp}$ pomalu vtlačí do povrchu zkoušeného předmětu. Pak se nastaví stupnice hloubkoměru do počáteční polohy a zatížení se zvolna zvětšuje na hodnotu předepsanou normou (u diamantového kuželu 150 kp a u kuličky 100 kp). Po odlehčení zpět na základní zatížení 10 kp odečteme na hloubkoměru hloubku vtisku přímo ve stupních tvrdosti *HRC* nebo *HRB*.

*) Použití kp pro označení normovaných rozsahů sil je odůvodněno tím, že rozsahy sil byly voleny jako celá čísla v technické soustavě.

***) pro uhlíkové oceli používáme hodnoty 0,36

P
ber
čuj
P
1/4,
M
vel
m
M
vat
výc
ní t
pro
A
jak
o v
zát
pra
T
V
hoc
C
pře
nap
Ž
E
V
T
r
S
E
n
C

Pro stanovení tvrdosti tenkých povrchových vrstev nebo křehkých materiálů bereme pouze zatížení 50 kp, tj. zatížení celkové = 60 kp a tvrdost označujeme *HRA*.

Pro velmi měkké materiály lze použít kuličku o větším průměru (1/8, 1/4, 1/2").

Metody Rockwellovy lze použít pro velmi širokou oblast tvrdosti i tam, kde metoda Brinellova není již použitelná.

Malá hloubka vtisku umožňuje zjišťovat tvrdost tenkých součástí a povrchových vrstev. Výhodou je i přímé odečítání tvrdosti a krátká doba, potřebná pro provedení zkoušky (asi 10 vteřin).

Metoda Vickersova (ČSN 42 0374) má jako vnikací tělísko čtyřboký jehlan o vrcholovém úhlu 136° (obr. 3-51). Při tomto tvaru zůstává vtisk i při změně zátěžné síly v širokém rozsahu geometricky podobný, takže zatížení lze volit prakticky libovolně.

Tvrdost označujeme *HV* a vypočte se ze vzorce

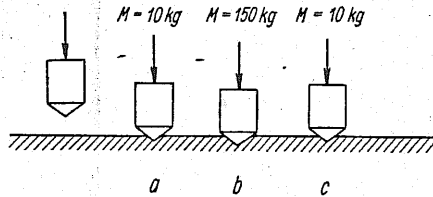
$$HV = \frac{1,8544 P}{d^2}$$

Velikost úhlopříčky vtisku *d* měříme ve dvou kolmých směrech a hledanou hodnotu tvrdosti odečteme z tabulek.

Obvyklá zatížení jsou od 1 kp do 100 kp, běžně bývá 30 kp. Jinak se volí přednostně v řadě 1, 3, 5, 10, 30, 50 kp. Použité zatížení uvádíme v označení např.: *HV*₁₀.

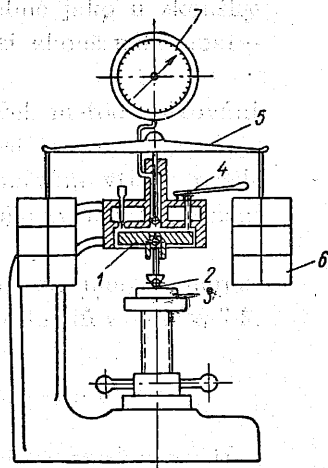
Tabulka 3-9. Příklady použití jednotlivých metod zjišťování tvrdosti

Zkoušený předmět	Vhodná metoda	Důvod volby
Žiletka	Vickers — mikrotvrdost	velká tvrdost malá tloušťka
Hliníková fólie	Vickers — mikrotvrdost	malá tloušťka — složení fólie k dosažení větší tloušťky není vhodné
Velký odlitek z oceli	Kladívko Poldi Baumannovo kladívko	rozměry předmětu, malá tvrdost
Tvrzený válec větších rozměrů	Skleroskop-Shore	rozměry — velká povr- chová tvrdost
Soustružnický nůž	Vickers, Rockwell	velká tvrdost předmětu
Povrchová vrstva chro- mu	Vickers — mikrotvrdost	tenká tvrdá povrchová vrstva
Odlitek z šedé litiny	Brinell	heterogenní struktura



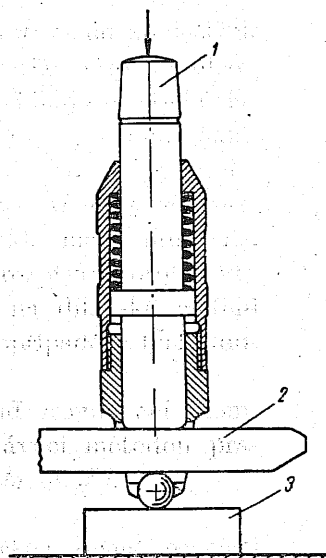
Obr. 3-53. Schéma postupu při měření Rockwellovou metodou

a) základní zatížení, b) zkušební zatížení, c) základní zatížení a odečítání tvrdosti



Obr. 3-54. Hydraulický tvrdoměr (Brinell—Alpha)

1 - píst, 2 - vnikací těleso, 3 - zkoušený materiál, 4 - ruční pístové čerpadlo, 5 - rameno, 6 - závaží, 7 - kontrolní manometr.



Obr. 3-55. Kladívko Poldiny huti

1 - úderník, 2 - porovnávací tyčka, 3 - zkoušený materiál

Doba zatížení se volí (podobně jako u zkoušky podle Brinella) podle tvrdosti zkoušeného materiálu od 10 do 180 vteřin.

Tento způsob je z uvedených metod zjišťování tvrdosti nejpřesnější. Přesnost metody vyžaduje však vzhledem k malým rozměrům vtisků pečlivou úpravu povrchu (při malém zvoleném zatížení nejlépe broušením).

Vhodnost použití jednotlivých metod měření tvrdosti vyplývá z několika příkladů v tabulce 3-9.

Přístroje k zjišťování tvrdosti

Tvrdost zjišťujeme za použití tvrdoměrů různých konstrukcí. Zátěžná síla se vyvozuje buď hydraulicky (obr. 3-54), nebo mechanicky (závažím a pákovým převodem, popřípadě pružinou). Přesné proměření vtisků umožňuje jejich zvětšený průmět na matnici, nebo odečítání měřicím mikroskopem. Přístroje se nyní stavějí nejvíce jako kombinované, takže se dají použít pro několik zkušebních metod.

c) *Dynamické zkoušky tvrdosti* se od předešlých liší tím, že na zkoušený materiál působí vnikací těleso rázem. Tvrdost se stanoví buď z plastické deformace zkoušeného materiálu (podobně jako u zkoušek statických) — *zkoušky vtiskové*, nebo z velikosti odskoku indentoru — *zkoušky odrazové*. Zkušební přístroje jsou obvykle malé, přenosné. Výsledky měření mají větší rozptyl, a proto tyto metody se omezují hlavně na dílenské měření tvrdosti velkých výrobků, popřípadě celých konstrukcí.

Zkoušky vtiskové jsou buď srovnávací (komparační), nebo přímé. Srovnávací metodou pracuje *kladívko Poldiny huti* (obr. 3-55).

Kladívko s porovnávací tyčkou známé pevnosti postavíme na zkoušený předmět, který je na podložce o dostatečně velké hmotě. Úderem kladiva na úderník vznikne vtisk ve zkoušeném předmětu i porovnávací tyčce. Změřením obou vtisků lze z tabulek určit tvrdost, popř. pevnost zkoušeného materiálu.

Přímou metodou pracuje *kladívko Baumannovo*. Energie potřebná k vytvoření vtisku je zde vyvozena stlačenou pružinou.

Zkoušky odrazové jsou založeny většinou na metodě Shoreho. Tvrdost měříme velikostí odrazu závažíčka s kulovitě vybroušeným diamantovým hrotem, které dopadá s určité výšky na zkoušený předmět.

Pro poměrně malou přesnost je tato metoda převážně používána jen pro větší součásti k porovnávání tvrdosti kalených povrchů po přebroušení atp. (např. válec pro válcování za studena).

Přístroje pracující na tomto principu se nazývají *skleroskopy*.

Mikrotvrdost

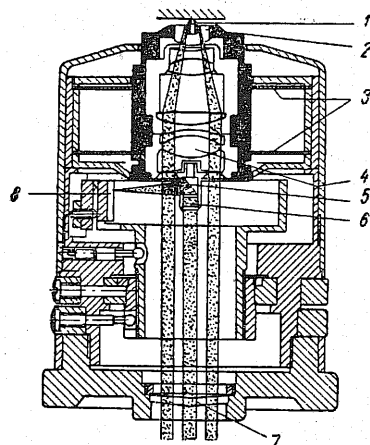
Popsanými vnikacími metodami jsme zjišťovali u polykrystalického materiálu průměrnou hodnotu tvrdosti — makrotvrdost. Má-li se určit tvrdost jednotlivých zrn či strukturních složek nebo tvrdost velmi malých předmětů, jsou tyto metody příliš hrubé. Proto provádíme zkoušky za použití přesnějších přístrojů — mikrotvrddoměrů, při menších zátěžných silách.

Mikrotvrdoměry jsou buď samostatné, nebo jsou součástí metalografického mikroskopu. Jako vnikacích tělísek používáme nejčastěji diamantových hrotů. Zátěž je o několik řádů menší než u makrotvrddoměrů. Mikrotvrdost, jejíž definice je stejná jako u makrotvrdosti, se měří obvykle na metalografických výbrusech.

Nejdokonalejší mikrotvrddoměr — Hanemannův (*obr. 3-56*) — používá diamantového Vickersova indentoru vsazeného přímo do speciálního objektivu. Přístroj vkládáme místo prostého objektivu do metalografického mikroskopu.

Objektiv mikrotvrdoměru je zavěšen na pružných membránách, které mu dovolují posuv ve směru optické osy. Zkoušený materiál — výbrus — klademe na stolek mikroskopu. Zátěžná síla je vyvozena přitlačením výbrusu na indentor, jehož výchylka je úměrná působící síle a odečítá se na stupnici přístroje. Přístroj pracuje v rozsahu 0,5 až 100 p.

Hodnoty mikrotvrdosti nelze porovnávat s výsledky měření makrotvrdosti ani při stejném tvaru vnikajícího tělesa (Vickers — Hanemann). Každý vtisk se totiž po odlehčení zmenšuje o určitý podíl, který je závislý na modulu a mezi pružnosti materiálu. Při relativně velkých vtiscích (u makrotvrdosti) je tato změna zanedbatelná. Při měření mikrotvrdosti způsobuje, že zjištěná tvrdost je vyšší.



Obr. 3-56. Schéma mikrotvrdoměru Hanemann

1 - Vickersův indentor, 2 - čočka objektivu, 3 - závěsné pružiny, 4 - čočka objektivu, 5 - stupnice, 6 - pomocný optický systém, 7 - čočka optického systému

vnikajícího tělesa podle Knoopovy tvrdosti (obr. 3-51), který je zvláště vhodný pro měření tvrdosti tenkých povrchových vrstev¹⁾.

Dynamické zkoušky

V praxi jsou strojní součásti jen zřídka zatěžovány výhradně stálými či zvolna a plynule se měnícími silami, které charakterizují statické namáhání. Častěji rostou zatěžující síly skokem, nebo se opakovaně mění, a součást je vystavena působení velkého počtu těchto změn. Jde o namáhání dynamické. V prvním případě mluvíme o *dynamickém namáhání rázovém*, v druhém případě *cyklickém*. Samozřejmě existuje i cyklické rázové namáhání.

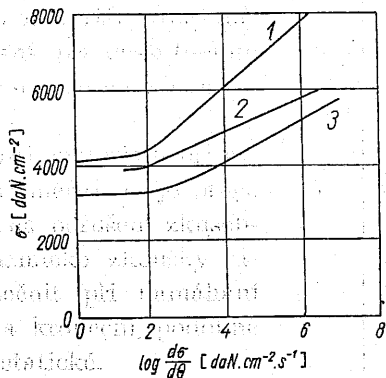
Při dynamickém namáhání dochází často k náhlým poruchám soudržnosti, i když zátěžné síly zdaleka nedosahují statické pevnosti materiálu. Účelem dynamických zkoušek při rázovém namáhání — *zkoušek rázových* — a při cyklickém namáhání — *zkoušek únavových* — je proto stanovení vlastností materiálu za působení dynamických sil.

a) Zkoušky rázové

S rychlostí zatěžování vzrůstá odpor kovu proti přetvoření (obr. 3-57). Charakteristické mechanické vlastnosti (jako mez kluzu a pevnost) se zvyšují. Mez kluzu stoupá přitom rychleji než pevnost. Při určité rychlosti deformace se materiál, který se při statickém zatěžování chová jako houževnatý, poruší na mezi pevnosti bez předchozí deformace. Přechod ke křehkému (bezdeformačnímu) lomu není však závislý jen na rychlosti zatěžování. Závisí i na stavu napjatosti v příslušné oblasti materiálu a na teplotě. Při složité (trojosé) napjatosti nebo za nižší teploty může se chovat jako křehký i materiál, který při stejné rychlosti zatěžování, při vyšší teplotě a jednoduché napjatosti se jevil jako houževnatý.

K určení houževnatosti materiálu při rázovém namáhání, jejímž měřítkem je práce (energie) spotřebovaná na porušení zkušebního tělesa, slouží dynamické zkoušky rázem. Mohou se uskutečnit při namáhání v tahu, tlaku, ohybu a kroucení, podobně jako základní zkoušky statické.

Rázová zkouška v ohybu má z rázových zkoušek největší význam. Používá se zejména u ocelí. Vzhledem k vysoké houževnatosti ocelí by někdy nedošlo k porušení



Obr. 3-57. Závislost deformačního odporu na rychlosti změny napětí u ocelí (podle Siebela a Mengese)
 1 - ocel uhlíková 0,6 % C, 2 - ocel uhlíková 0,2 % C, 3 - ocel uhlíková 0,15 % C

1) SHON, J.: Strojírnoství, 9, 1959, s. 453

(přeražení) zkušební tělesa, ale pouze k plastické deformaci. Proto se opatřují zkušební tyče vrubem. V jeho dně dochází při úderu ke koncentraci napětí a vzniká oblast složitě napjatosti, což zvýší pravděpodobnost křehkého porušení tělesa. Jde tedy většinou o vrubovou zkoušku rázovou.

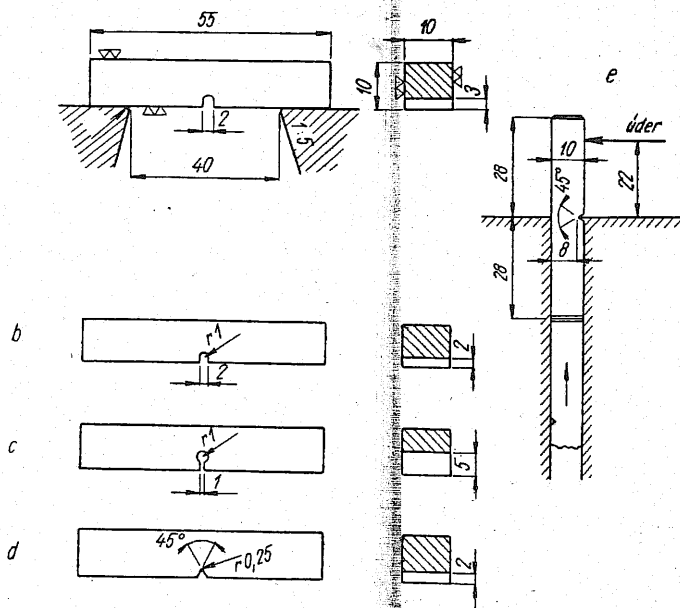
Vliv tvaru vrubu na hodnoty vrubové houževnatosti je na obr. 3-58a, kde jsou porovnány výsledky zkoušek na vzorcích z měkké oceli, opatřených různými vruby. Ukazuje se, že podstatný rozdíl vykazují vzorky s úhlem větším než 60°. S houževnatostí oceli relativně klesá vliv ostrosti vrubu. Oceli vyšší pevnosti mají větší vrubovou citlivost. Velký vliv má rovněž velikost i orientace zrna a jakost povrchu.

Tvar i rozměry zkušebních těles jsou proto stanoveny normou. Nejčastěji se používají tyče s vruby okrouhlými, méně často s ostrými (obr. 3-58b).

Vlivem rozdílné napjatosti, vznikající při rázu ve dně vrubu u tyčí různých

úhel vrubu	vzorek	vrubová houževnatost [daJ cm^{-2}]
0°		6,1
30°		6,7
60°		6,4
90°		7,1
120°		11,5
150°		18,3
180°		17,4

Obr. 3-58a. Vliv tvaru vrubu na hodnoty vrubové houževnatosti při rázové zkoušce

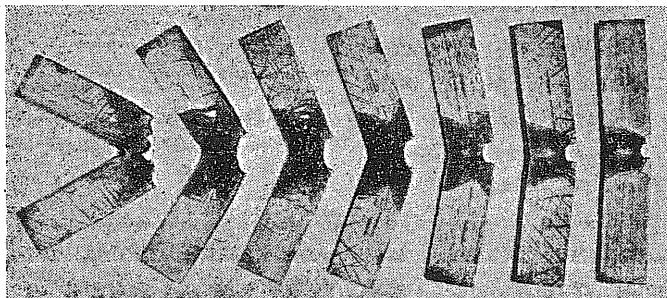


Obr. 3-58b. Tvar zkušebních těles pro rázovou zkoušku ohybem
 a) ČSM, DVM, b) Mesnager, c) ASTM, d) Charpy, e) Izod

nelze zrozměrují při jejich geometrické podobnosti, nelze získat zkoušením tyčí různých rozměrů srovnatelné výsledky.

3-58a) Způsob uložení zkušební tyče, na níž dopadá ráz, při zkoušce podle Charpyho (tyč uložena na dvou podporách) a podle Izoda (tyč uchycena letmo) je na obr. 3-58b.

3-58b) Práce potřebná k přeražení tyče by se měla vztahovat na deformovaný objem zkušební tyče. Jeho přesné vymezení je však nemožné (obr. 3-59).



Obr. 3-59. Plasticky deformovaný objem zkušební tyče při stoupající energii rázu (nejmenší energie vpravo, podle V. Jareše)

Proto se u zkoušky Charpyho, která je běžná v Evropě, vztahuje spotřebovaná práce na nejmenší průřez zkušební tyče v místě vrubu. Tato hodnota se nazývá vrubová houževnatost R .

$$R = \frac{L_r}{F_0} \quad [\text{daJ cm}^{-2}]$$

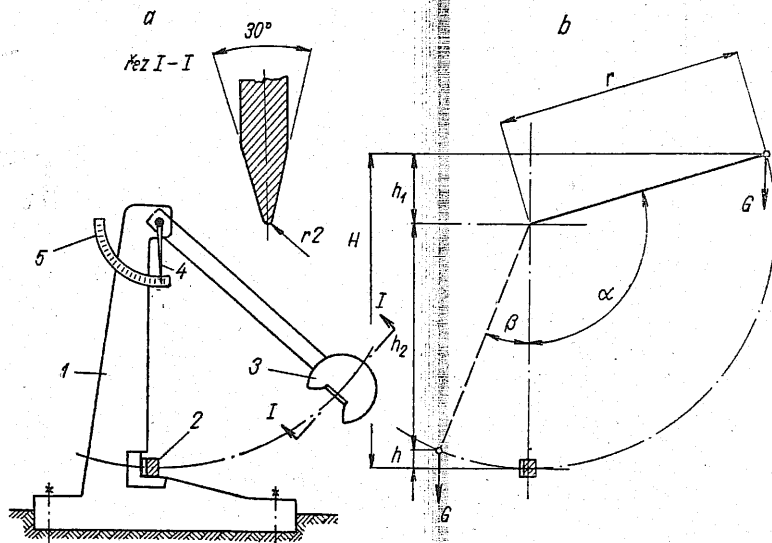
L_r je nárazová práce potřebná k přeražení tyče [daJ]*),
 F_0 — průřez zkušební tyče v místě vrubu [cm²].

Vždy je nutno udat druh vrubu. U nás se používá tyče s vrubem hloubky 3 mm (ČSN) a 2 mm (Mesnager). Vrubová houževnatost se označuje k odlišení indexem R_M při použití tyče Mesnagerovy. V některých zemích (např. USA) jsou častější zkoušky Izodovy s několikanásobnou tyčí. Při zkoušce se postupně vysunuje ze stojanu a letmo upnutá vysunutá část se uráží (viz obr. 3-58b). Výsledek zkoušky při stálém tvaru a energii kladiva (120 ft. lbs) se udává jen ve spotřebované práci (librostopách), bez přepočtu na plochu či deformovaný objem vzorku. Proto není přepočet výsledků získaný oběma způsoby zkoušek možný.

Podané vysvětlení také ukazuje, že hodnota vrubové houževnatosti nemá vlastně fyzikální charakter (není vztáжена na deformovaný objem).

*) určí se ze vztahu $L_r = G(H - h) = Gr(\cos \beta - \cos \alpha)$ na obr. 3-60.

Charpy, Izod — pro příslušnou zkoušku), nebo padostrojů (Amsler). Schéma kyvadlového kladiva, uložení zkušební tyčky i poměry pro výpočet spotřebované práce jsou na obr. 3-60. Velikost kyvadlových



Obr. 3-60. Poměry při rázové zkoušce v ohybu

a) Charpyho kyvadlové kladivo

1 - rám stroje, 2 - zkušební tyč, 3 - kyvadlové kladivo, 4 - vlečná ručka, 5 - stupnice

b) stanovení energie:

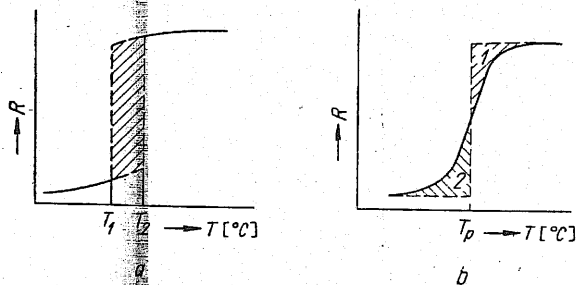
G = kývající hmota

(hmotnost kladiva + části závěsu)

r = poloměr otáčení účinné části bitu kladiva

kladiv je dána maximální energií rázu, kterou vyvodí. Běžně se používá kladiv s 25 a 30 daJ. Nárazová rychlost je v mezích 4 až 7 ms^{-1} . V tomto rozmezí neovlivní prakticky výsledek zkoušky.

Jak již bylo řečeno, výsledek zkoušky závisí výrazně i na teplotě. Běžně se zkouší při teplotě 20 °C. Velmi často se však zjišťuje celý průběh závislosti vrubové houževnatosti na teplotě, jehož charakter pro měkkou ocel ukazuje obr. 3-61a. Zkoušky v oblasti nad teplotou T_2 mají malý rozptyl a hodnoty vrubové houževnatosti jsou vysoké. Pod teplotou T_1 jsou hodnoty rovněž stejnoměrné, ale vrubová houževnatost je nízká. V teplotní oblasti T_1 a T_2 dostáváme velmi nepravidelné výsledky

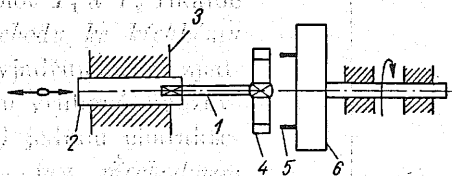


Obr. 3-61. Závislost vrubové houževnatosti na teplotě

a) přechodová oblast mezi T_1 a T_2 , b) přechodová oblast nahrazena křivkou, určení T_p

oběma částmi zkoušek jednotlivých tyčí s hodnotami mezi oběma čárkovanými částmi křivky nad T_2 jevek. Lomy zkušebních tyčí, které při teplotách nad T_2 jevily určité plastické T_1 v lomy k přetvoření, přecházejí při teplotách mezi T_1 a T_2 v lomy křehkého charakteru.

Proto oblasti teplot T_1 a T_2 říkáme
teplotní oblast přechodu ke křehkému
lomu. Většinou ji vyjadřujeme na zjed-
nodušeném průběhu vrubové houžev-
natosti (obr. 3-61b) jednou charakte-
ristickou teplotou — tzv. přechodovou
teplotou (T_p). Nejčastěji se určuje buď
jako inflexní bod křivky, nebo z rov-
nosti ploch, označených 1 a 2. Při vy-
hodnocování vrubové houževnatosti se



Obr. 3-62. Uspořádání při rázové zkoušce v křutu

1 - zkušební tyč, 2 - posuvný držák, 3 - vedení držáku, 4 - unášec, 5 - nárazky, 6 - setrvačnick

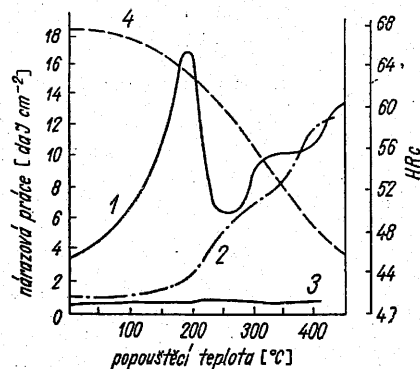
posuzuje vždy i vzhled lomové plochy a deformace zkušební tyče v okolí lomu.

Vrubová houževnatost i zejména přechodová teplota určitého materiálu je do značné míry ovlivněna odchylkami v jeho chemickém složení, čistotou, velikostí zrna, tepelným zpracováním atd. Teplota přechodu z křehkého do houževnatého stavu je proto u ocelí nejen velmi důležitým měřítkem pro posouzení schopnosti materiálu odolávat víceosé napjatosti při rázovém namáhání, ale je i cenným ukazatelem metalurgického technologického zpracování a některých strukturních změn. Je např. značně posunována k vyšším teplotám stárnutím oceli (viz kap. 43)¹⁾.

Rázovou zkouškou v křutu lze rozlišit citlivě i velmi malé rozdíly v houževnatosti materiálů, jež se jeví při zkoušce rázové v ohybu stejně křehké. Proto se jí s výhodou používá ke kontrole jakosti a tepelného zpracování nástrojů (vrtáků, závitníků, výstružníků atp.). Zkušební stroje jsou setrvačnickové konstrukce (obr. 3-62). Spotřebovaná energie A na překroucení zkušební tyčky se stanoví z rozdílu úhlové rychlosti setrvačnicku před rázem a po překroucení (dojde k němu tím, že vsuneme do záberu unášec s nárazníky setrvačnicku) ze vztahu

$$A = \frac{1}{2} \frac{G}{g} \varrho^2 (\omega_1^2 - \omega_2^2) \quad [\text{daJ}],$$

kde $\frac{1}{2} \frac{G}{g} \varrho^2$ je moment setrvačnosti setrvačnicku $[\text{daJ s}^2]$.



Obr. 3-63. Vliv popouštěcí teploty na spotřebovanou práci rázem v křutu
1 - nárazová práce křutem R_t , 2 - nárazová práce v ohybu R (zkušební tyč bez vrubu), 3 - nárazová práce v ohybu R (tyč s vrubem), 4 - tvrdost

1) KRAUS, V.: Materiálový sborník SVÚMT, 1960, s. 23—25

Spotřebovaná energie vztažená na průřez tyče — houževnatost v kroucení
 R_p [daJ cm⁻²]) pro zakalenou a různě popouštěnou nástrojovou ocel je porovná-
 na s vrubovou houževnatostí v ohybu na obr. 3-63.

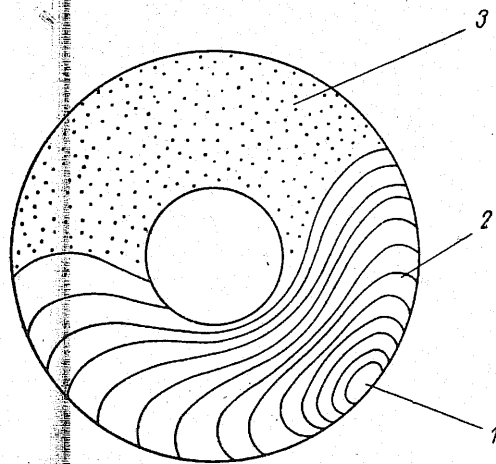
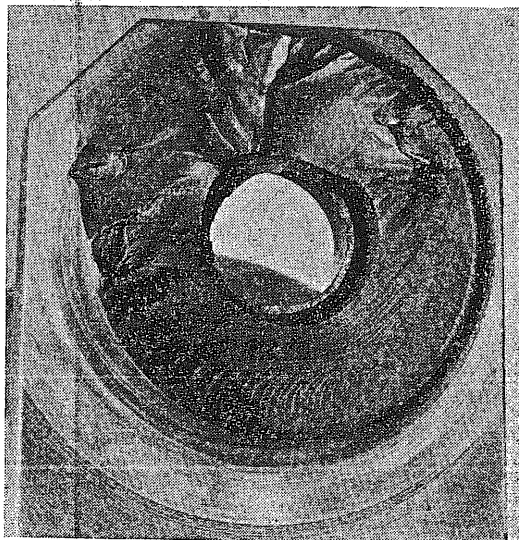
Rázové zkoušky v tahu se používá jen zřídka a má omezený význam.

Únavové zkoušky

Je-li materiál v provozu vystaven dlouhodobému proměnnému namáhání, dochází k jeho poruše již při značně menším napětí, než odpovídá jeho statické pevnosti. Charakter lomu je značně odlišný od lomu při statickém namáhání a je skoro vždy bez patrných trvalých deformací. Tento jev se označuje jako únavu materiálu. Většina strojních součástí je namáhána tímto způsobem a k jejich poruchám dochází často únavou materiálu.

Její mechanismus je vysvětlován takto: Při cyklickém namáhání nastává pohyb dislokací a dochází ke změnám, jejichž výsledkem je vznik vakancí, nových dislokací a napěťových polí. Při namáhání nad mezí únavy vytvářejí vakance, které byly již v kovu, a vakance vzniklé protínáním pohybujících se dislokací shluky (koagulace vakancí), což posléze vede ke vzniku mikroskopických pórů a mikrotrhlin [16¹⁾].



















Při dalším namáhání, popřípadě zvýšením napětí se může trhlinka, v jejímž ostrém kořeni dochází k vysoké koncentraci napětí, dále rozšiřovat a vede



Obr. 3-64. Únavový lom

a) skutečná lomová plocha, b) schematické znázornění
 1 - východiště lomu, 2 - lom způsobený únavou, 3 - statický silový lom

1) IVANOVA, V. S.: Uсталostnoje rozrušeniejje metallov. Moskva, Gosud. naučno-techn. izdat. 1963

druh zatížení	normální zatížení		přetížení	
	hladký povrch	vrub	hladký povrch	vrub
tah				
jednoduchý ohyb				
oboustranný ohyb				
ohyb za rotace				
krut			jako při normálním zatížení	

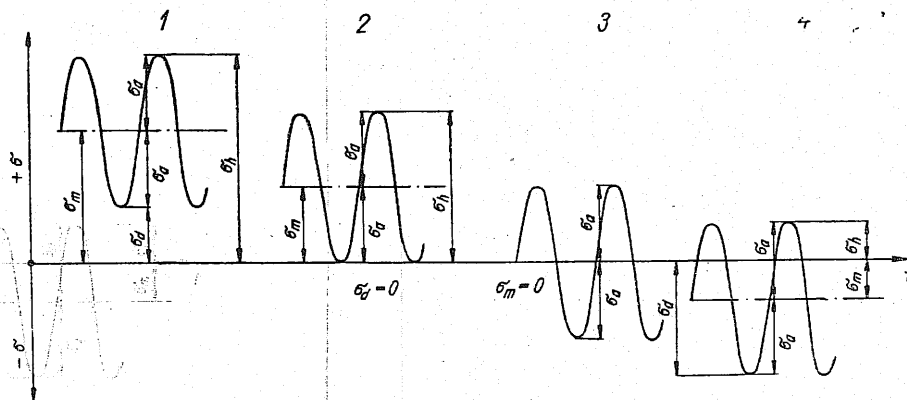
Obr. 3-65. Schematický přehled různých typů únavových lomů a podmínek jejich vzniku

Únavový lom může

vzniknout opakovaným namáháním v tahu, tlaku, ohybu, krutu, popřípadě jejich kombinací. Vzhled a průběh únavového lomu závisí na způsobu namáhání, na intenzitě vrubového účinku v místě východiště lomu, na velikosti působících sil a na dalších méně výrazných činitelích. Vliv nejdůležitějších vyjmenovaných činitelů je znázorněn na obr. 3-65.

Únavový lom může

být poměrně hladký, s viditelnými pásmy postupu. Statický lom — zbylá část průřezu, která bývá podle druhu materiálu a způsobu dolomení buď jemnozrnná, nebo hrubozrnná, často vykazuje určitou houževnatost.



Obr. 3-66. Typické průběhy napětí při únavovém namáhání
1 - pulsující, 2 - mříjivé, 3 - souměrné střídavé, 4 - nesouměrné střídavé

Roborem vzhledu únavového lomu můžeme často podstatně přispět k zjištění podmínek provozu a příčin, jež k lomu součásti vedly.

Dlouhodobé únavové namáhání může být vyvozeno v různých oblastech napětí a lze je znázornit tak, že kolem určitého stálého napětí σ_m kmitá $\pm \sigma_a$. Celkový rozkmit je tedy $2\sigma_a$ (obr. 3-66).

Obecný případ je naznačen v části 1, kde napětí σ_a souměrně kmitá kolem stálého napětí σ_m .

$$\text{Maximum horní } \sigma_h = \sigma_m + \sigma_a .$$

$$\text{Minimum } \sigma_d = \sigma_m - \sigma_a .$$

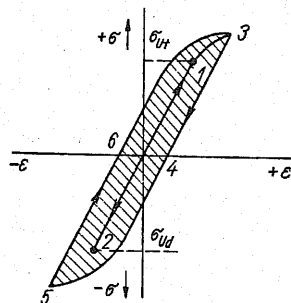
Jsou-li σ_h a σ_d téhož smyslu, jde o napětí pulsující. V části 2 je trvalé napětí $\sigma_m = \sigma_a$ a pulsující napětí přechází v míjivé.

V části 3 $\sigma_m = 0$ a existuje pouze $\pm \sigma_a$. Takovému napětí říkáme souměrné střídavé.

Střídavé napětí může být souměrné nebo nesouměrné, podle toho, zda σ_h a σ_d jsou stejná nebo různá. Rovněž napětí pulsující i míjivá mohou být v oblasti tahu nebo tlaku.

Poměry při zatěžování souměrným střídavým napětím jsou v diagramu 3-67.

Pokud budou napětí malá, je závislost σ na ϵ přímková a probíhá v oblasti $\pm \sigma$ až do bodu 1, 2. Jakmile napětí zvýšíme tak, že vzniknou plastické deformace, bude průběh v diagramu za 1 cyklus vyznačen hysterezní smyčkou 3, 4, 5, 6, 3. Plocha omezená touto křivkou značí práci vnitřního tření, která se mění v teplo.



Obr. 3-67. Hysterezní smyčka při souměrném střídavém namáhání

Každý kov má schopnost absorbovat při střídavém namáhání určité množství energie, aniž dojde k jeho porušení. Je to *útlum*, který vyjadřuje pohlcenou práci na jednotku objemu cm^3 za cyklus. Šířka hysterezní křivky charakterizuje *dynamickou houževnatost*.

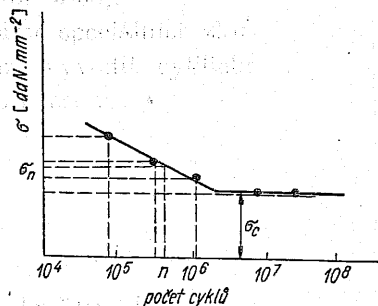
Ukazuje se, že nebezpečí únavového lomu existuje jen po překročení určité hodnoty napětí, kterému říkáme *mez únavy*. Je to tedy největší výkmit napětí, který materiál vydrží teoreticky po nekonečný počet cyklů, aniž se poruší.

Při zjišťování meze únavy nemůžeme ovšem materiál zatěžovat nekonečně dlouho. U ocelí se omezujeme na 10^7 cyklů. Ukazuje se totiž, že vydrží-li materiál tak vysoký počet cyklů, dalším zatěžováním již k poruše nedojde. U některých neželezných kovů (např. u Al nebo Mg slitin) nedosahujeme meze únavy ani při 10^8 cyklů.

Při určování meze únavy postupujeme tak, že zjišťujeme počet cyklů, vedoucích k lomu zkušební tyče při různých napětích. Grafickým zachycením výsledků vznikne tzv. *Wöhlerova křivka*. Počet cyklů, po nichž tyč praskne, samozřejmě s klesajícím napětím vzrůstá. Je-li zobrazen počet změn v loga-

určitému napětí σ_c (obr. 3-68), má křivka při určitém napětí vodorovnou větev. Toto napětí, při němž nedojde k lomu, představuje mez únavy σ_c . Pro určení meze únavy je tedy třeba provést zkoušku na několika zkušebních tyčích, obvykle nejméně na 6, přičemž napětí pro první tyč volíme blízké mezi kluzu.

Často používáme tzv. časované meze únavy σ_n . Ta přichází v úvahu u takových strojních součástí, kde doba jejich provozu je poměrně krátká. Zde je možno připustit mnohem větší provozní zatížení, odpovídající předpokládanému počtu n cyklů použití (obr. 3-68).



Obr. 3-68. Grafické znázornění výsledku zkoušek únavy (Wöhlerova křivka)

(σ_n = časovaná mez únavy, σ_c = mez únavy)

Ke zkouškám používáme speciálních zkušebních strojů, u nichž lze vyvodit cyklické namáhání hlavně těmito způsoby:

- střídavý tah, tlak,
- střídavý ohyb,
- ohyb za rotace,
- střídavý krut.

Nejčastěji se používá zkouška ohybem za rotace. Při otáčení se mění napětí v povrchových vláknech zkušební tyče cyklicky z napětí tahového v tlakové a naopak. Velikost napětí se jednoduše stanoví z rozměru zkušební tyče a ohybového momentu.

Schéma stroje pro únavové zkoušky ohybem za rotace je na obr. 3-69. Předností tohoto stroje je stálý ohybový moment po celé délce zkušební tyče. Strojům pro zkoušky únavy v tahu — tlaku se říká pulsátory, pro zkoušky v krutu — torsátory. Existují i stroje pro zkoušení únavy při kombinovaném namáhání (např. ohyb a krut). Při běžném mechanickém či hydraulickém zatěžování pracují stroje s malými frekvencemi a zjištění meze únavy je časově značně náročné.

Protože se hodnoty meze únavy s růstem frekvence zatěžování asi do 200 změn s^{-1} prakticky nemění, používá se s výhodou pulsátorů vysokofrekvenčních (do 200 Hz), kde zatížení je vyvozováno pružně uloženou hmotou (závažím), rozkmitávanou elektromagnetickým budičem. Pak je možno zjistit mez únavy za 2 až 3 dny.

Představu o odolnosti proti porušení při opakovaném namáhání v kombinaci se statickým předpětím dostaneme sestrojením diagramu meze únavy podle Smitha (obr. 3-70).

Na úsečku diagramu jsou vynášena trvalá napětí σ_m , na pořadnici výsledné napětí σ_c , které je součtem z napětí trvalého σ_m a střídavé složky odpovídající příslušné mezi únavy. Závislost mezi σ_m a σ_c pro $\sigma_{c=0}$ je znázorněna přímkou OT , která svírá s osou úhelník 45° . Pro $\sigma_c \neq 0$ jsou amplitudy střídavé složky tím menší, čím větší je trvalé napětí σ_m . Meze únavy jsou vyznačeny čarami MT — NT . Tyto čáry se někdy nahrazují přímkami, které jsou od přímkou OT ve svislém směru stejně vzdáleny o hodnoty střídavé složky napětí. Diagram je omezen mezi průtažnosti a dostáváme plochu

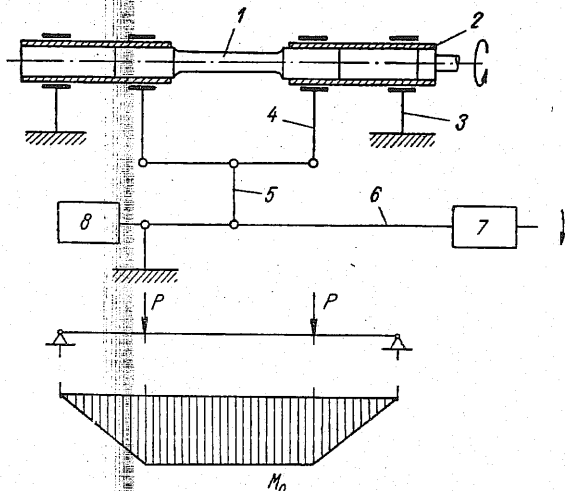
MRKSN. Pro sestavení diagramu tedy stačí určit σ_c z Wöhlerovy křivky a pro střídavé namáhání (body M, N), σ_{hc} pro míjivé namáhání (body A, B) a σ_{K1} ze zkoušky tahem.

Vliv různého druhu namáhání na tvar Smithova diagramu je znázorněn na obr. 3-70b.

Mez únavy závisí samozřejmě výrazně na zkušební teplotě. Proto pro součásti, pracující při cyklickém namáhání za vyšších teplot, provádějí se zkoušky únavy za příslušné teploty.

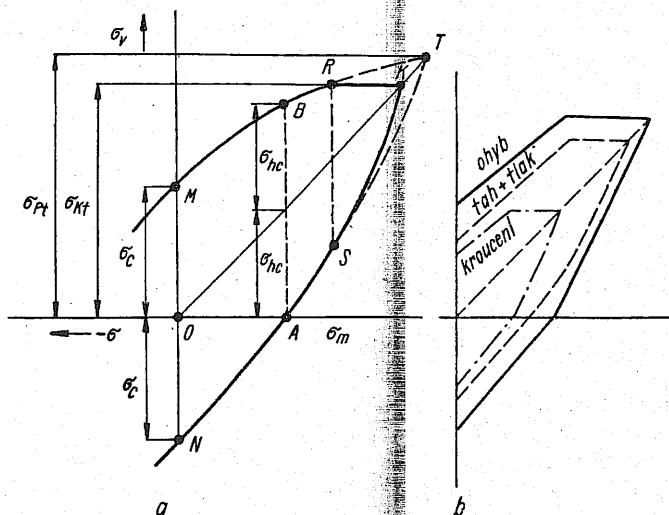
Mez únavy je dále značně ovlivněna stavem povrchu zkušební tyče. Platí to zejména při namáháních, kde napětí v průřezu směrem k povrchu stoupá a dosahuje v povrchových vláknách maxima (ohyb, krut).

Povrchové vady (hrubé obrobení, vruby, vměstky zasahující k povrchu) působí koncentraci napětí a mohou se stát východiskem únavové trhliny. Hrubým obrobením se tedy mez únavy značně snižuje.



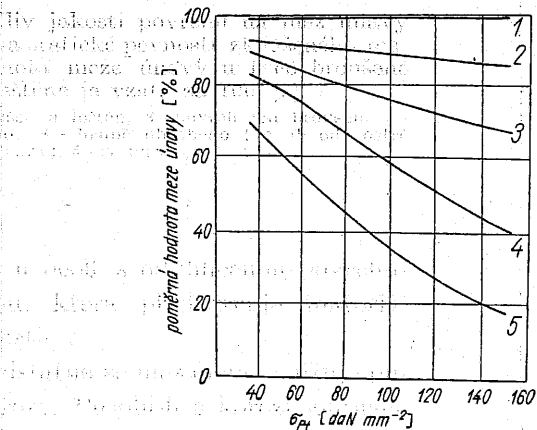
Obr. 3-69. Schéma zkušebního stroje pro stanovení meze únavy ohybem za rotace

1 - zkušební tyč, 2 - dutý hřídel, 3 - opěry, 4 - závěsná táhla, 5 - táhlo, 6 - páka, 7 - závaží, 8 - protizávaží (ve spodní části obr. průběh ohybového momentu zkušební tyče.)



Obr. 3-70. Smithův diagram

a) sestavení, b) průběh pro různé způsoby namáhání



Obr. 3-71. Vliv jakosti povrchu na mez únavy v závislosti na statické pevnosti zkoušeného materiálu (hodnota meze únavy u tyče broušené a leštěné je vzata za 100 %)

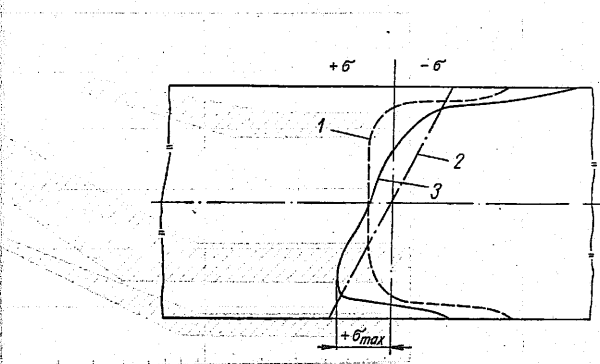
1 - povrch broušen a leštěn, 2 - povrch jen broušen, 3 - hrubě obrobeno, 4 - hrubě obrobeno (s obvodě ostré vruby), 5 - za působení koroze

Totéž platí u ocelí s oduhličenou povrchovou vrstvou, která představuje materiál menší pevnosti.

Velmi podstatně se mez únavy snižuje působením koroze. Působí-li s korozi současně únavové namáhání (únavy za koroze), může

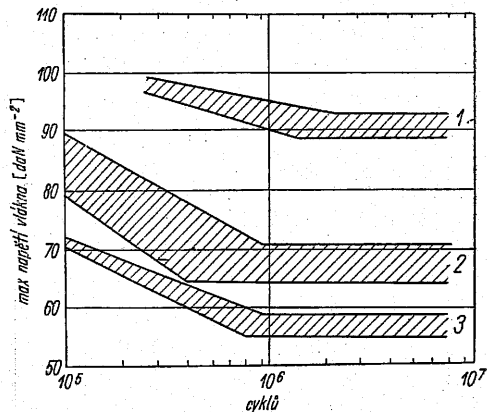
mez únavy klesnout až na pětinu původní hodnoty (obr. 3-71).

Jestliže vyvodíme v povrchové vrstvě součásti trvalé tlakové vnitřní pnutí, superponuje se při střídavém namáhání v ohybu nebo krutu toto tlakové napětí s napětím od vnější síly a dojde k snížení maximálních tahových napětí v povrchu součásti (zvětšení tlakových napětí nevede k lomu, a tedy nevádí) — viz obr. 3-72. Tím se mez únavy zvýší. U ocelí lze vyvodit žádoucí povrchová tlaková pnutí např. nitrlováním, cementováním, povrchovým kalením. Rovněž tvářením povrchu za studena, zejména kuličkováním a válečkováním, kterými dosáhneme v povrchových částech tlakového předpětí, se mez únavy podstatně zvýší¹⁾. Vrstvy vytvořené galvanickým pokovováním mají naopak nepříznivá pnutí tahová, jež mez únavy snižují²⁾.



Obr. 3-72. Zpevnění povrchové vrstvy meze únavy způsobem kuličkováním

1 - napětí způsobené ohybem, 2 - napětí způsobené kuličkováním, 3 - průběh výsledného napětí



Obr. 3-73. Vliv různého způsobu zpracování na mez únavy zalomeného hřídele

1 - nitrlováno, 2 - kuličkováno, 3 - tepelně zušlechťeno

1) Praha, Průl) SHON, J.: Zvyšování meze únavy kuličkováním. Praha, Prům. vyd. 1952
2) LINHART, V.: Materiálový sborník SVÚMT, 1965, s. 7—38

Účinnost zmíněných úprav na mez únavy a životnost celých součástí obecně závisí ovšem i na celkovém tvaru součásti a na průřezu (tj. na gradientu napětí*). Proto je i mez únavy, zjištěná na zkušebních tělesech předepsaných tvarů, pouze hodnotou orientační. Pro zpřesnění vlastností se často musí dlouhodobě zkoušet celé strojní části a svařované prvky zařízení. Mez únavy zalomené hřídele leteckého motoru po různých povrchových úpravách je na obr. 3-73.

Mechanické zkoušky za vyšších teplot

Jak bylo řečeno již v úvodu kap. 33.32, je možno provádět mechanické zkoušky i za vyšších teplot. Zhruba je možno je rozdělit na zkoušky, které mají poskytnout další podklady pro pevnostní výpočet a konstrukci zařízení pracujícího za vyšších teplot, a na zkoušky, jimiž posuzujeme tvárnost materiálu za tepla. Teplota, při které probíhají zkoušky patřící do první skupiny, leží zpravidla pod rekrystalizační teplotou kovu. Zkoušky druhé skupiny provádíme obvykle naopak při teplotách značně vyšších.

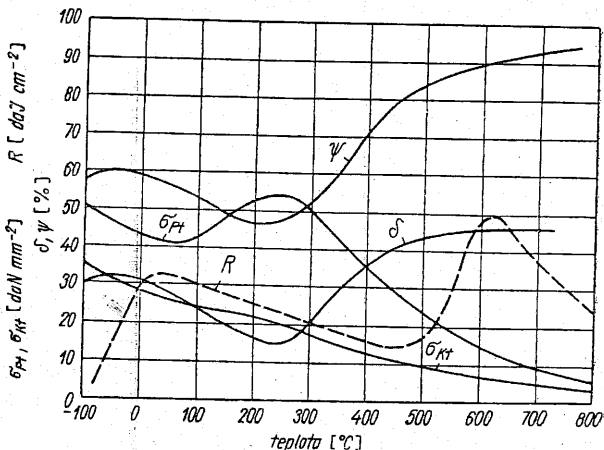
Krátkodobé mechanické zkoušky za tepla. Při studiu mechanických vlastností kovových materiálů základními zkouškami jsme dosud vycházeli z předpokladu,

že vztah deformace a napětí až do porušení není časově závislý. Tento zjednodušený předpoklad je přijatelný pro každý kov jen do určité teploty (ve vztahu k teplotě rekrystalizační), a tehdy, jestliže celá zkouška až do porušení soudržnosti kovu proběhne v dostatečně krátké době (několika minut).

Zkoušky tohoto druhu nazýváme krátkodobými zkouškami za tepla a jejich metodika se v podstatě neliší od stejných zkoušek při teplotě okolí.

Zkušební tělesa se přídavným zařízením (např. odporovou elektrickou pískou nebo solnou lázní) ohřívají na zkušební teplotu. Pro vlastní měření musí být zkušební těleso rovnoměrně ohřáto. K získání srovnatelných výsledků se musí dodržet předem předepsané zkušební podmínky, zejména rychlost zatěžování.

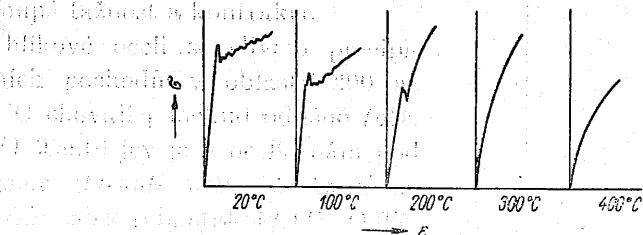
*) Např. ve výzkumném ústavu CNIITMAŠ v Moskvě se zkoušejí na únavu ohybem nebo kroucením zkušební tyče o průřezu až 200 × 300 mm.



Obr. 3-74. Změna mechanických vlastností uhlíkové oceli v závislosti na teplotě

Nejčastěji se používá *krátkodobé zkoušky za tepla tahem*. Určuje se při ní obvykle pracovní diagram, jako u zkoušky při teplotě okolí a základní mechanické charakteristiky (pevnost, mez kluzu, tažnost a kontrakce) při dané teplotě.

Vliv teploty na závislost napětí — deformace při této zkoušce je velmi výrazný. Obecně s rostoucí teplotou klesá u čistých kovů pevnost a mez kluzu a stoupá tažnost a kontrakce.



Obr. 3-75. Pracovní diagramy získané zkouškou tahem při různých teplotách (počáteční částí)

Změněný charakter počáteční části pracovního diagramu při zkoušce tahem za vyšších teplot pro měkkou uhlíkovou ocel je na obr. 3-75. Při vyšší teplotě výrazná mez kluzu oceli mizí. Zjišťování meze kluzu i pevnosti za tepla, jako podkladu pro dimenzování součástí, má u ocelí z důvodů dále uvedených význam jen asi do 350 °C.

Krátkodobé zkoušky tahem v oblasti tvářecích teplot dávají cenné informace o tvárnosti a tvářecím odporu materiálu. Při vývoji materiálu se často používá i *zkoušek tvrdosti za vyšších teplot**. Mají význam např. pro hodnocení materiálu na těsnicí plochy armatur, na ložiska, písty a jiné součásti pracující za vyšších teplot. Někdy se zkoušek tvrdosti v rozmezí tvářecích teplot používá i k informativnímu posouzení tvárnosti¹⁾.

Výrazný vliv teploty na výsledky vrubové zkoušky rázem byl již zmíněn v příslušném odstavci.

Dlouhodobé mechanické zkoušky za tepla. Při dostatečně dlouhodobém zatěžování a zejména za vyšších teplot nelze ani přibližně považovat deformaci napjatého kovu za časově nezávislou. Míra, do jaké se časová závislost projeví, je dána pro každý kov teplotou a napětím, kterým je kov vystaven. Například za teploty 20 °C se ocelová tyč při zatížení σ_1 prodlouží okamžitě o ϵ_1 , jak odpovídá příslušnému diagramu $\sigma - \epsilon$ (obr. 3-76). Necháme-li zatížení σ_1 působit i po dlouhou dobu, prodloužení se nemění. Provedeme-li však pokus za teploty např. 400 °C, pak se tyč okamžitě deformuje o ϵ_2 , jak odpovídá

*) Vnikací těleso je vzhledem k vyšším teplotám z diamantu nebo ze slinitých karbidů.

1) SHON, J.: Strojírnoství, 3, 1953, č. 3, s. 7

závislosti $\sigma - \epsilon$ stanovené krátkodobou tahovou zkouškou za příslušné teploty. Bude-li však napětí σ_1 působit dále, deformace tyče s časem poroste a může dojít po jisté době i k přetržení tyče, ač σ_1 je značně menší než pevnost při dané teplotě ($\sigma_{Pt 400} = 60 \text{ daN mm}^{-2}$).

Této časově závislé změně deformace zatíženého tělesa říkáme *tečení (creep)*. Průběh tečení, tj. deformace v závislosti na čase při stálé teplotě a stálém napětí, znázorňuje nejlépe křivka tečení. Její obecný tvar je na obr. 3-77.

Úsek *0I* odpovídá okamžité deformaci při zatížení, úsek *I* zpomalující se deformaci v závislosti na čase — tzv. primárnímu tečení. V úseku *II* roste deformace rovnoměrně s časem — tzv. sekundární, ustálené (quasiviskózní) tečení. V *III.* úseku se deformace opět zrychluje — terciární tečení — a končí lomem v bodě *4*.

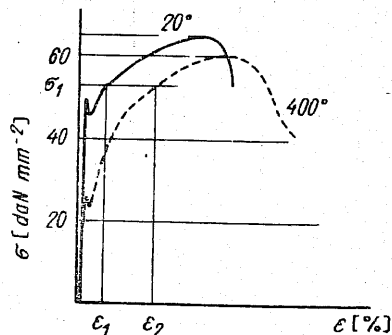
Měníme-li teplotu zkoušky při stálém napětí nebo měníme-li napětí při stálé teplotě, mění se průběh tečení podle obr. 3-78. S rostoucí teplotou nebo napětím roste celková deformace ϵ v okamžiku lomu, zkracuje se doba do lomu a zmenšuje se úsek *II* — ustálené tečení.

Průběh tečení je výslednicí složitých jevů, které je možno vysvětlit chováním dislokací za působení vnějších sil při zvýšené rychlosti difuze, za příslušné teploty.

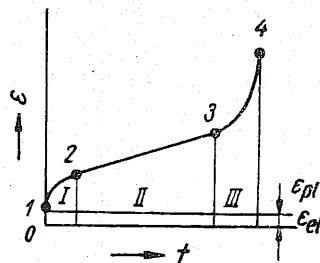
Na rozdíl od plastické deformace za normální teploty, která se děje „hrubým“ kluzem v celých svazcích kluzných rovin (kap. 33.2), uplatňují se při tečení další jevy. Díky difusnímu pohybu (šplhání) dislokací vzniká i velký počet tzv. jemných pòkluzů a dále dochází (u polykrystalického kovu) k vzájemným posunům a natačení zrn proti sobě.

Tečení tedy probíhá nejen v zrnech, ale i po jejich hranicích.

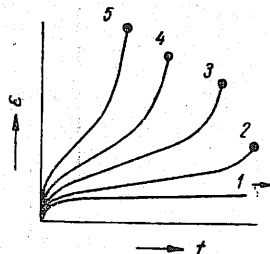
Presné fyzikální a matematické vyjádření průběhu tečení se dosud nepodařilo ani pro čisté kovy. Chování složitých slitin



Obr. 3-76. Pracovní diagram zkoušky tahem měkké uhlíkové oceli při teplotě 20 a 400 °C

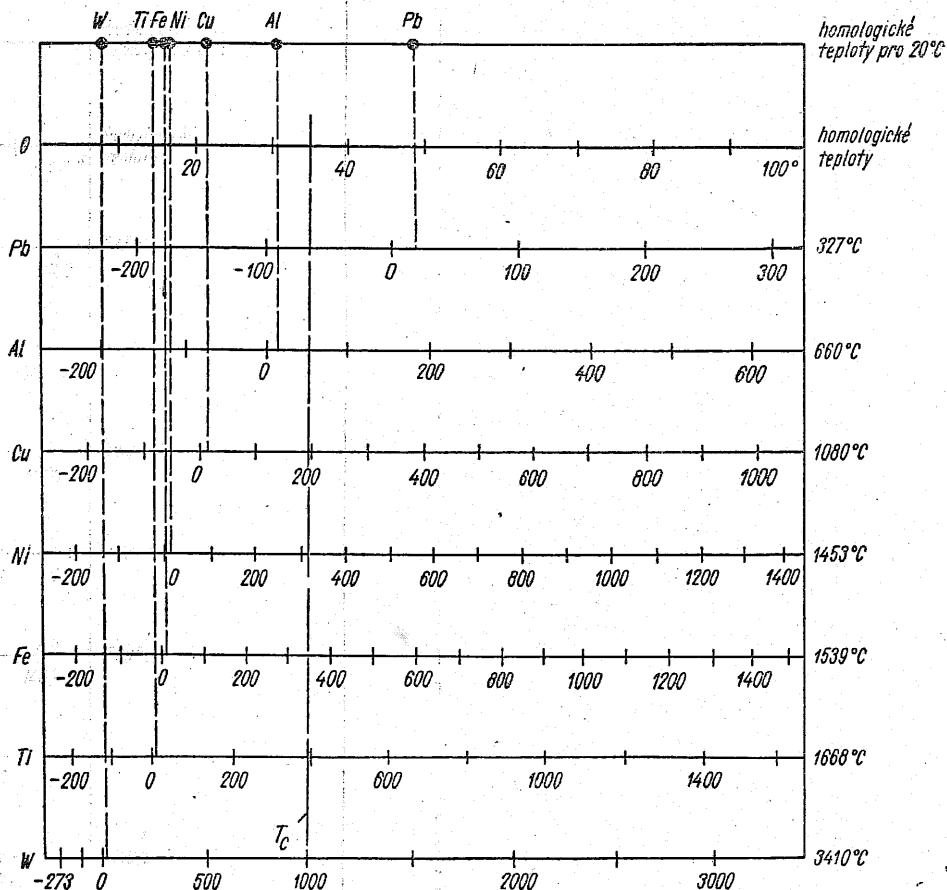


Obr. 3-77. Křivka tečení
 $T = \text{konst}$, $\sigma = \text{konst}$



Obr. 3-78. Změna tvaru křivek tečení vlivem teploty nebo napětí; křivky 1 až 5 platí pro rostoucí teplotu při stejném napětí, nebo rostoucí napětí při stejné teplotě

porušení současně za podmínek tečení je tím složitější.*) Také porušení soudržnosti má za podmínek tečení jiný charakter. Zatímco lomy za teplot, kdy se tečení neuplatní, jdou při tečení jdou vesměs zrnem (jsou transkrystalické), lomy při tečení jdou po hranicích



Obr. 3-79. Homologické teploty vybraných kovů
Teplota $T_c = 35^\circ$ homologické stupnice — značí spodní hranici teplot tečení

zrn (jsou interkrystalické). Záviseí to ovšem i na rychlosti deformace (na napětí a teplotě). Původní jednoduchá představa o jakési stálé teplotě, která pro určitý materiál je hranicí mezi oběma druhy lomů (tzv. ekvikohezní teplota), plně neplatí.

*) Nejznámější je jednoduchý empirický vztah da Andradeův, vyjadřující tečení jako funkci času

$$\varepsilon = (1 + \beta t^{1/3}) e^{Kt},$$

kde ε je plastická deformace, β , K — konstanty.

Rovnice odvozené na podkladě dislokační teorie a difusních jevů jsou značně složitější.

Během tečení probíhají dále změny i ve struktuře, které směřují k ustavení rovnovážného stavu (rozpad nestabilních fází a vylučování nových, sbalování — koagulace — strukturních složek atd.).

Tečení uhlíkové oceli se projevuje zřetelně až při teplotě nad 400 °C, olovo teče již za teploty okolí. Protože tečení je teplotně aktivovaný děj, který souvisí s kinetickou energií atomů v mřížce (ta je nulová při 0 °K a roste do maxima při teplotě tavení), můžeme teplotu tečení, podobně jako např. rekrytalizační teplotu různých čistých kovů porovnat nejlépe podle tzv. *homologické teploty*. Je to teplota, vztažená k jejich teplotě tavení ve °K.

Takové porovnání ukazuje obr. 3-79. Teplota 350 °C, při které se začíná uplatňovat tečení u měkkých ocelí a železa, tj. $T_{\text{hom}} = \frac{623 \cdot 100}{1812} = 34,3$ zhruba vyzna-

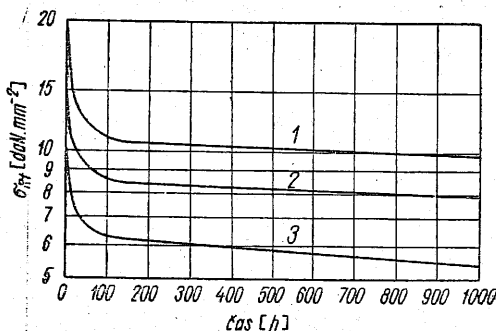
čuje na stupnicích jednotlivých dalších kovů teploty, nad nimiž se u nich projevuje rovněž tečení (např. u wolframu teploty nad 1 000 °C).

S jevem tečení souvisí i tzv. *relaxace*. Celková deformace tyče namáhané za teplot tečení nad mez pružnosti je složena z deformace pružné a plastické:

$$\varepsilon = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl}.$$

Jestliže celková délka napjaté tyče se nemůže měnit (např. délka napjatého svorníku přírubového spoje je dána tloušťkou přírub), pak s časem v důsledku tečení materiálu svorníku mění se postupně pružný podíl ε_{el} na plastický ε_{pl} . Napětí, jež je určeno pouze pružnou deformací, proto s časem klesá — relaxuje. Křivka relaxace je tedy jakýsi zrcadlový obraz křivky tečení a je na obr. 3-80. U šroubů, pružin, nalisovaných spojení atd. pracujících za tepla máme zájem, aby napětí relaxovalo (ubývalo) co nejpomaleji. Jindy podmínky umožňující maximální relaxaci úmyslně vyvoláváme. (Například při žíhání odlitků a výkovků na odstranění vnitřních pnutí, což je vlastně relaxační pochod.) Tečením může dojít při práci součástí za vysokých teplot k nepřijatelné deformaci nebo k lomu. Průběh a velikost deformace i doba do lomu jsou, jak ukázal obr. 3-78, závislé pro daný materiál především na teplotě a napětí. Nelze je odvodit nijak z mechanických hodnot zjišťovaných běžnými zkouškami za normální teploty.

Z hlediska bezpečného dimenzování konstrukcí vystavených tečení zajímají nás zejména podmínky vedoucí k určité deformaci za daný čas a pod-



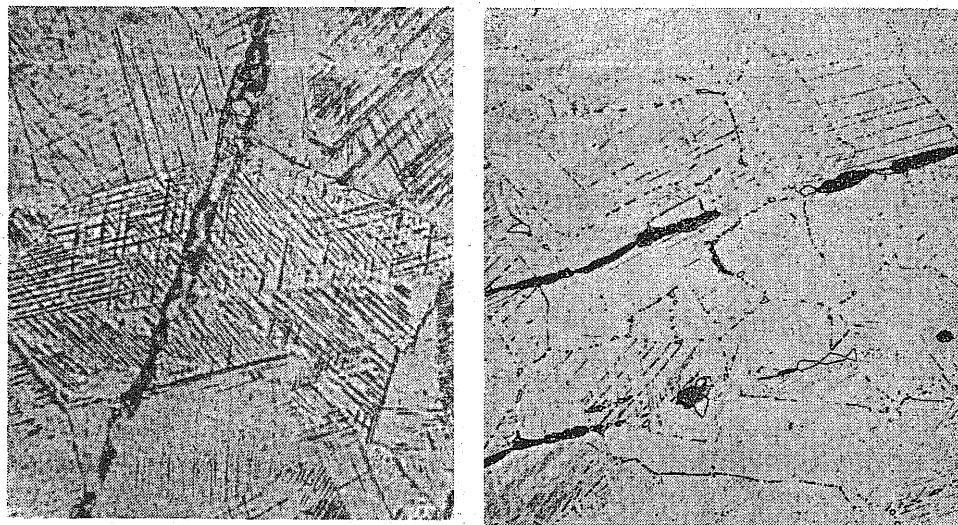
Obr. 3-80. Křivky relaxace austenitické chromniklové oceli 1Cr18Ni9 (ČSN 17 241) při teplotě 625 °C

- 1 - $\sigma_{Rl} = 20 \text{ daN mm}^{-2}$
- 2 - $\sigma_{Rl} = 15 \text{ daN mm}^{-2}$
- 3 - $\sigma_{Rl} = 10 \text{ daN mm}^{-2}$

součásti (resp. podmínky, které povedou za daný čas k lomu součásti (resp. mezní podmínky, které ještě k lomu v daném čase nepovedou). Někdy je významná i rychlost deformace, resp. rychlost tečení. Tyto údaje získáme zkouškou tečení, resp. zkouškou pevnosti při tečení (zkouška dovedena až k lomu), z nichž určujeme:

- 1) dobu do lomu — *mez tečení* — napětí, které za danou dobu při teplotě zkoušky vede k dané velikosti deformace,
 σ_T [daN mm⁻²]*
- 2) dobu do lomu — *mez pevnosti při tečení* — napětí, které za danou dobu při teplotě zkoušky vede k lomu zkušební tyče,
 σ_{TPt} daN mm⁻²
- 3) dobu do lomu — *rychlost tečení* — průměrnou rychlost deformace v určitém delším časovém úseku. Význam má jen rychlost tečení v druhém stadiu tečení (rovnoměrné tečení).

Tyto hodnoty charakterizují schopnost kovu odolávat dlouhodobě mechanickému namáhání za dané teploty, čili jeho *žáropevnost*.



Obr. 3-81. Ukázka změn mikrostruktury austenitické manganchromvanadové oceli ČSN 17 482 v průběhu tečení

a) výchozí stav (500 \times , leptáno lučavkou královskou). V zrnech austenitu patrný destičky fáze ϵ (v soustavě Fe—Mn fáze ϵ objevuje se nad 14% Mn), vyloučené v kluzných rovinách austenitu. b) stav po 5 314 hodinách zkoušky při teplotě 700 °C a napětí 8 daN mm⁻² (zv. 500 \times , Vilella-Bain). ϵ se vyloučily globuly. Útvary fáze ϵ se rozpustily, po hranicích zrn austenitu se vyloučily globulky karbidů typu M₂₃C₆.

1) při tečení (které*). Způsob označování meze tečení a pevnosti při tečení, které jsou kritérii žáropevnosti, ukazuje tento příklad: $\sigma_{T1/10\ 000/600} = 7,5$ daN mm⁻² — čteme: mez tečení 1% znamená, že napětí za 10 000 hodin při 600 °C je 7,5 daN mm⁻² a znamená, že napětí 7,5 daN mm⁻² vyvolá za 10 000 hodin při teplotě 600 °C celkovou deformaci 1%.
 $\sigma_{T\ 1000/550} = 12$ daN mm⁻² znamená, že napětí 12 daN mm⁻² (mez pevnosti při tečení) přivodí za 1 000 hodin při 550 °C lom.

Pro chování materiálu za podmínek tečení je důležitá i celková deformace v okamžiku lomu, která charakterizuje do určité míry i plasticitu a houževnatost materiálu za daných podmínek a je určitým měřítkem nebezpečí výskytu předčasných křehkých lomů.¹⁾

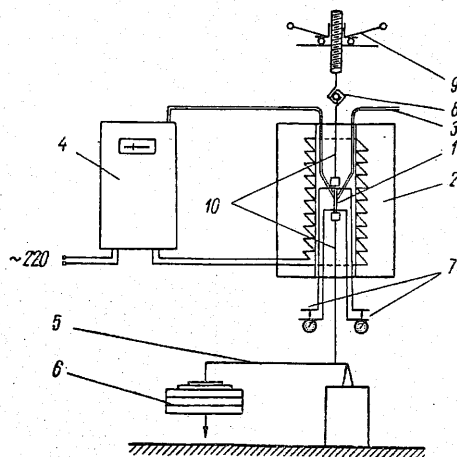
Dále studujeme i vliv strukturálních změn, k nimž došlo během tečení, a usuzujeme z nich na strukturální stálost (stabilitu) popř. na další chování daného materiálu v provozu. (Příklad změny struktury při dlouhodobém tečení žárovevné oceli je zřejmý z obr. 3-81. Vlivem těchto změn může vrubová houževnatost klesnout na zlomek výchozí hodnoty (např. u oceli typu 1Cr11Mo2V² (ČSN 17 132)) z 10 na 3 daJ cm⁻² po 1 000 hodinách při 600 °C.

Podle předpokládané životnosti strojů pracujících za tepla a funkce součástí jsou rozhodující pro výpočet součástí hodnoty meze tečení nebo pevnosti při tečení pro příslušné časy. Pro dimenzování lopatek letecké spalovací turbíny s životností několika set hodin jsou to hodnoty meze tečení (např. $\sigma_{T_{0,1}}$) do 1 000 hodin, pro trubky přehříváku parního kotle, kde deformace několik procent není rozhodující, je to pevnost při tečení za 100 000 hodin.

Mez tečení, mez pevnosti při tečení, event. další veličiny charakterizující žárovevnost materiálu, určují se běžně při tahovém namáhání. Pro křehké materiály se někdy zjišťují uvedené charakteristiky při namáhání na ohyb. Zkoušení žárovevnosti při namáhání na krut a při složitých stavech napjatosti není dosud běžné.

Žádané hodnoty určujeme zkouškami na speciálních zkušebních strojích³⁾. Zkušební tyč je zatížena stálým zatížením (obvykle mechanické zatěžování) a je udržována na stálé teplotě. Stroje vyžadují pícky s velmi rovnoměrným rozložením teploty a velmi přesnou automatickou regulací — obvykle pod $\pm 1,5$ °C.

Deformace tyče se měří buď průtahoměrem vyvedeným z pece (typ indikátorový, optický zrcátkový atd.), nebo opticky zaměřováním polohy značek na tyči okénky v pícce. Schéma stroje pro zkoušky tečení při tahovém namáhání je na obr. 3-82.



Obr. 3-82. Schéma stroje pro zkoušky tečení při tahovém namáhání

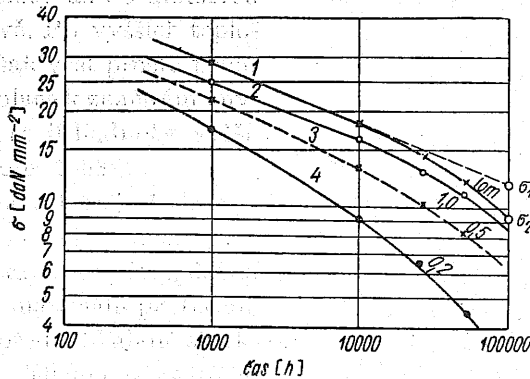
1 - zkušební tyč, 2 - pec, 3 - termočlánek, 4 - regulátor teploty, 5 - páka, 6 - závaží, 7 - průtahoměr, 8 - kloub závěru, 9 - šroub pro hrubé nastavení polohy tyče, 10 - horní a dolní závěs

1) VODSEĎÁLEK, J.: Rozpravy ČSAV, 1966 (v tisku)

2) VOBOŘIL, J. — PECH, R. — VODSEĎÁLEK, J.: Kovové materiály, 3, 1965, č. 3, s. 527

3) POKORNÝ, R.: Hutnické listy, 14, 1959, č. 12, s. 1184—1187

ou do diagramů. Výsledky zkoušek se zpracovávají většinou do diagramů závislosti napětí a času pro určitou deformaci (nebo lom) při stálé teplotě. Příklad diagramu pro žárovečnou nízkoalokovanou ocel s přísadou Cr, Mo, W a V při 550 °C je na obr. 3-83. K vypracování diagramu je třeba výsledků řady zkoušek při různých napětích. Hodnoty pro velmi dlouhé časy nelze zjišťovat přímo a určují se extrapolací. *) Závislost „ $\sigma - t$ “ v logaritmickém diagramu probíhá pro nižší teploty až do dlouhých časů přímkově. Při vyšších teplotách může však vést prostá přímková extrapolace k značným chybám. Získají se jí hodnoty vyšší, jak ukazuje obr. 3-83¹⁾.



Obr. 3-83. Výsledky zkoušek žárovečnosti nízkoalokované žárovečné oceli v logaritmickém diagramu napětí — čas. Teplota zkoušky: 550 °C

- 1 - pevnost při tečení, 2, 3, 4 - meze tečení pro různé deformace
- σ_1 - pevnost při tečení za 100 000 hodin, zjištěná jednoúchovou extrapolací,
- σ_2 - skutečná pevnost při tečení za 100 000 hodin

pro nižší teploty až do dlouhých časů přímkově. Při vyšších teplotách může však vést prostá přímková extrapolace k značným chybám. Získají se jí hodnoty vyšší, jak ukazuje obr. 3-83¹⁾.

V posledních letech bylo vypracováno několik složitějších způsobů extrapolací. Respektují lépe chování materiálu při tečení. Opírají se o předpokládané strukturní změny (Glennova metoda) nebo o převažující difusní charakter dějů** (např. parametrický vztah Larsonův-Millerův). Přesto však se připouští časová extrapolace v hodinách jen nejvýše o řád.

Získání spolehlivých údajů o žárovečnosti určitého materiálu v celém rozsahu teplot použití vyžaduje několik desítek zkoušek o celkovém trvání asi 100 000 hodin. Aspoň

*) Výjimečně se provedlo již několik zkoušek o trvání 100 000 až 200 000 hodin; nejdelší běžné zkoušky jsou však o trvání do 20 000 hodin.

**) Podle Arrheniova zákona je časová změna teplotně aktivovaných pochodů (takovým je třeba difuze) — např. změna tvrdosti HV — dána vztahem

$$dHV/dt = A (\exp - Q/RT),$$

- kde A je konstanta
- Q — aktivační energie pochodu,
- R — plynová konstanta,
- T — teplota.

Je tedy možno pro tutéž změnu vlastnosti (např. HV) najít různou kombinaci teploty a času (vyšší teplota — kratší čas a opačně), tedy $T_1 (C + \log t_1) = T_2 (C + \log t_2) = \text{konst.}$ (C je materiálová konstanta).

Larson a Miller použili těchto předpokladů k vyjádření σ_{TP} nebo σ_T na parametru $T(C + \log t)$.

1) FOLDYNA, V.: Hutnické listy, 14, 1959, č. 12, s. 1172—1176

Jedna ze zkoušek má být značně dlouhodobá (u materiálů energetických tepelných zařízení, jako parních kotlů a turbín, nejméně 10 000 h). K tomu je třeba zhruba 12 měsíců při kapacitě nejméně 12 strojů. Proto se používají kromě strojů typu z obr. 3-82 (pro jednu zkušební tyč nebo nejvýše 2 až 3 tyče v „řetězci“ za sebou) i stroje pro hromadné zkoušení až 200 tyčí současně. Výsledky zkoušek jednotlivých tyčí jsou v tomto případě většinou méně přesné, ale velký počet hodnot dovoluje naopak zpracování výsledků metodami matematické statistiky¹⁾.

Zkoušky relaxace, jichž je několik druhů, slouží především k hodnocení materiálů svorníků. Velmi jednoduché je např. provedení zkoušky na prstencích*); této relaxační zkoušky se někdy používá i k všeobecnému informativnímu hodnocení žáropevnosti²⁾.

K celkové charakteristice některých žáropevných materiálů je třeba zachytit i další hodnoty, jakými jsou např. únava za tepla (při teplotách tečení je to vlastně kombinace tečení a únavy), vnitřní tlumení a jeho změny během tečení, odolnost proti rychlým změnám teploty — tepelný ráz, tepelná únava atd. Přitom je nutno samozřejmě brát v úvahu i ostatní hlediska, běžná při volbě konstrukčních materiálů, zejména hlediska technologická. Jen komplexní hodnocení dovolí správně volit materiál např. pro lopatky spalovacích turbín, uzavírací orgány (ventily a šoupátka) atd.

Žáropevným materiálům, o jejichž některých charakteristických vlastnostech a způsobech zkoušení jsme právě pojednali, je vzhledem k jejich významu pro strojírenství věnována stať v *kap. 45-43*.

Mechanické zkoušky za nízkých teplot

V předchozí stati jsme se seznámili s jevy, které ovlivňují chování kovových materiálů za vyšších teplot. Také při snižování teploty pod teplotu okolí se některé vlastnosti konstrukčních materiálů, zjišťované mechanickými zkouškami, výrazně mění. Obecně lze říci, že pevnostní charakteristiky (σ_P , σ_K) stoupají, hodnoty charakterizující plasticitu (tažnost, kontrakce) a vrubová houževnatost klesají. Pro měkkou ocel je tato změna zřejmá i z obr. 3-74.

Proto pro součásti strojů a zařízení, jež mají pracovat za nízkých teplot (např. zařízení na zkapalňování plynů, vozidla určená pro polární kraje atd.) je nutné zjišťovat vlastnosti konstrukčních materiálů za předpokládané provozní teploty. K tomu slouží mechanické zkoušky za nízkých teplot.

*). Zkušební tělesa. — prstence rozříznuté na jednom místě obvodu se rozevřou určitým napětím, které vyvodí klín vsunutý mezi rozříznuté konce. Dlouhodobou prodlevou na zkušební teplotě napětí poklesne (relaxuje), takže po odstranění klínu se konce prstence nesevřou na původní vzdálenost. Ze změny rozevření je možno určit změnu napětí vlivem relaxace.

1) Koucký, J.: *Hutnické listy*, 16, 1961, č. 11, s. 800—812

2) KERMES, J.: *Sborník prací Výzkumného a zkušebního ústavu Leninových závodů v Plzni*, 1965, s. 438—445

Způsob jejich provedení se neliší v zásadě od zkoušek při teplotě okolí. Používá se také stejných zkušebních strojů, doplněných pouze vhodným chladicím zařízením. To musí umožnit rovnoměrné ochlazení zkušebního tělesa na předepsanou teplotu a její udržení během zkoušky.

Pro teploty do -70°C se používá k ochlazení zkušebních těles směsi tuhého kyslíčnatého (suchého ledu) a metylalkoholu, do -150°C kapalného dusíku a petroléteru, do -190°C kapalného dusíku. Chladivem pro nejnižší teploty je kapalné helium.

Nejčastěji se uplatňují nízké teploty při určování teploty přechodu ke křehkému lomu při vrubové zkoušce rázové. Méně běžná je statická zkouška tahem za nízkých teplot. Ostatní základní mechanické zkoušky se za nízkých teplot běžně neprovádějí.

O materiálech vhodných pro práci za nízkých teplot pojednává kap. 45.44.

33.33 Opotřebení a jeho zkoušení

Povrch mnoha strojních součástí je během provozu vystaven opotřebení. Opotřebením trpí všechny povrchy vzájemně pohyblivě uložené — *kluzné* nebo *valivé opotřebení*, povrchy přicházející do styku s tuhými částicemi prostředí — *abrazivní opotřebení*, a povrchy vystavené působení proudu tuhých částic unášených kapalinami či plyny, nebo kapek unášených plyny — *erozivní opotřebení*. Zvláštním případem opotřebení je i eroze povrchu za průchodu elektrického proudu — *elektroeroze* — a opotřebení vlivem rázů v proudící kapalině — *kavitace*.

Měřítkem opotřebení je nejen úbytek materiálu, ale i celková změna jakosti a popřípadě i tvaru funkčního povrchu součásti. Opotřebení znamená zpravidla zhoršování funkce součásti a vede k jejímu předčasnému vyřazení, nebo i k úplnému porušení. Ve světovém měřítku jsou ztráty kovu i hospodářské ztráty, plynoucí ze zhoršené funkce a snížené životnosti součástí vlivem opotřebení, ohromné. Je možno je porovnat jen se ztrátami, které působí koroze. Proto se příčiny opotřebení soustavně studují.

Podstata opotřebení je velmi složitá. Podle pracovních podmínek součástí vystavených opotřebení probíhají na pracovním povrchu různé fyzikální i chemické pochody, jejichž intenzita i vliv závisí na vlastnostech povrchu a na pracovních podmínkách. Hlavními činiteli jsou obvykle

— mikroskopické plastické deformace, resp. povrchová únava, vyvolané zatlačováním tvrdých částic nebo opakovaným rázovým namáháním povrchu, které vedou k vzniku trhlinek a vylamování částic kovu;

— oxydace kovu podporovaná jak plastickou deformací, tak zvýšením teploty v místech dotyku.

Pro převažující první hledisko zařadili jsme zkoušky opotřebení přes komplexnost jevu mezi zkoušky mechanických vlastností.

Tvárnost materiálu umožňuje za působení vnějších sil jeho přetvoření do daného stupně a tvaru, aniž dojde k porušení celistvosti tvářeného materiálu. Stupeň tvárnosti souvisí u kovů velmi úzce s jejich vnitřní stavbou, jak je podrobněji vysvětleno v *odst. 33.1*. Tvárnost je ovlivněna zejména chemickým složením, teplotou tvářeného kovu a druhem napjatosti vznikající během tvářecího procesu.

Odlévání je jednou z metod k výrobě polotovarů strojních součástí. Při něm musí roztavený kov dokonale vyplnit formu a vytvořit odlitek, který svými rozměry i homogenitou materiálu odpovídá požadavkům stanoveným normami nebo zvláštním ujednáním.

Soubor vlastností kovu, které umožňují výrobu vyhovujících odlitků, označujeme jako *slévateľnost*. Závisí nejen na fyzikálních vlastnostech, chemickém složení a teplotě roztaveného kovu, ale velmi značně je ovlivňována i vnějšími podmínkami, tj. zejména jakostí a provedením formy a způsobem lití součásti.

Převážná většina strojních součástí dostává konečný tvar obráběním. *Obrobiteľnosť* nezávisí jen na fyzikálních a mechanických vlastnostech a stavu obráběného materiálu (např. na jeho tvrdosti, houževnatosti a struktuře), ale je silně ovlivňována i řezným nástrojem a řeznými podmínkami.

34.2 Technologické zkoušky

Technologické vlastnosti materiálu se zjišťují podle některých ukazatelů, důležitých pro posouzení vhodnosti materiálu pro určitý způsob technologického zpracování. Tyto ukazatele nelze vyjádřit v přesně definovaných základních veličinách, majících fyzikální význam. Srovnatelné ukazatele komplexního charakteru zjišťujeme tzv. technologickými zkouškami, prováděnými za podmínek blízkých nebo podobných zpracování ve výrobním procesu.

Předností technologických zkoušek je možnost zkoušení materiálu buď jednoduchými dílenskými prostředky (např. na kovářině, ve svěráku), nebo běžnými zkušebními zařízeními s použitím vhodných přípravků. Jen ve zvláštních případech je třeba speciálních, poměrně jednoduchých zkušebních zařízení. K zajištění srovnatelnosti a reprodukovatelnosti výsledků zkoušek je nutno dodržovat jednotné podmínky, které udává obvykle norma.

V této kapitole se zabýváme především těmi technologickými vlastnostmi materiálu, které jsou významné pro strojírenskou výrobu a které jsou běžnou součástí charakteristik strojírenských materiálů (materiálových listů). K jejich zjišťování používáme převážně zkušební zařízení popsaného v *odst. 33-32*. Kromě toho jsou uvedeny i některé nenormované zkoušky technologických vlastností, které zasahují větší část povrchu nebo objemu výrobků a dávají proto větší přehled o vlastnostech materiálu. V dalším budou popsány a zhodno-

ceny zkoušky svařitelnosti, tvárnosti za studena, tvárnosti za tepla a technologicke zkoušky některých výrobků.

Zkoušky slévateľnosti a obrobiteľnosti nejsou probírány, neboť na rozdíl od svařitelnosti a tvárnosti je slévateľnost a obrobiteľnost závislá na činitelech, ležících mimo vlastní materiál. Jsou podrobně probírány v příslušných technologiích.

34.21 Zkoušky svařitelnosti

Svařitelnost se podle ČSN 05 1310 vyjadřuje ve čtyřech stupních: zaručená, zaručená podmíněná, dobrá, obtížná — viz tabulka 3-10.

Tabulka 3-10. Stupně svařitelnosti

Stupeň	Svařitelnost	Charakteristika
1a	zaručená	Výrobce zaručuje svařitelnost na základě výsledků zkoušek a výběru materiálu
1b	zaručená — podmíněná	Výrobce zaručuje svařitelnost při dodržení určitých podmínek (např. namáhání, způsobu svařování, předehřátí, tepelného zpracování)
2	dobrá	Výrobce podle výrobních zkušeností a na základě výběru taveb označuje materiál jako dobře svařitelný i bez zkoušek svařitelnosti
3	obtížná	Vyhovující jakosti svaru nelze zpravidla dosáhnout ani při dodržení zvláštního pracovního postupu. Materiál se nedoporučuje pro svařování

Svařitelnost se zkouší řadou zkoušek, které jsou přizpůsobeny druhu a tloušťce svařovaného materiálu, konstrukčnímu provedení svaru a jeho typickému namáhání v provozu i použité technologii svařování. Proto jejich výsledky nejsou často vzájemně kvantitativně srovnávatelné. K ověření svařitelnosti daného materiálu je proto zapotřebí volit z mnoha existujících zkoušek nejvhodnější, popřípadě hodnotit svařitelnost podle několika zkoušek.

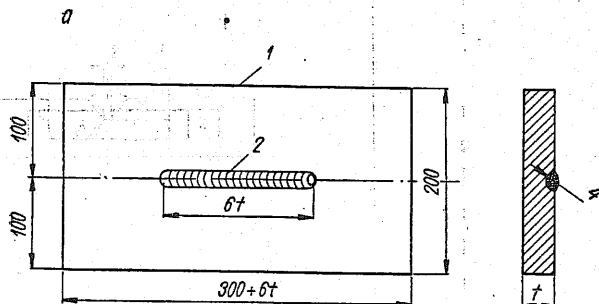
V dalším uvádíme hlavní (u nás normované) zkoušky svařitelnosti i některé další (nenormované), používané běžně v zahraničí [6]^{1,2}.

Ohybová návarová zkouška (obr. 3-87) (ČSN 05 1312) ověřuje statickým ohybem vliv prostorové napjatosti, vyvolané svarem, na plastické vlastnosti

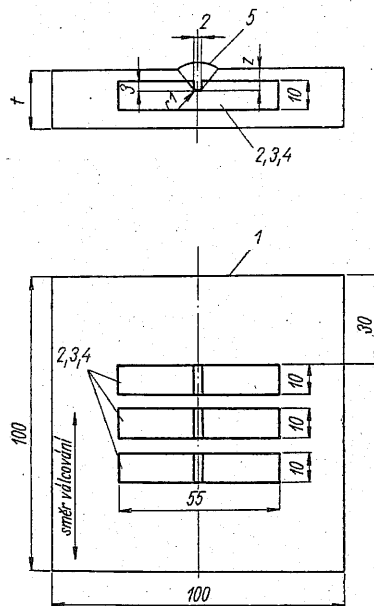
- 1) LOMBARDINI, J.: Zváračský sborník, SAV, Bratislava, 2, 1953, č. 1—2, s. 55—113
- 2) ČABELKA, J.: Zváračský sborník, SAV, Bratislava, 3, 1954, č. 3—4, s. 203—227

materiálu svaru a tepelně ovlivněného základního materiálu. Provádí se většinou u plechů o tloušťce přes 25 mm.

Na povrchu zkušební tělesa vyříznutého z plechu se zhotoví drážka, do které se navarí v jedné vrstvě svarová housenka. Po vychladnutí se zkušební těleso ohýbá přes trn předepsaného průměru, přičemž svarová housenka je na straně tažené. Zkouška vyhoví, dosáhne-li se předepsaného úhlu ohybu, aniž nastane náhlý lom v celém průřezu zkušební tělesa.



Obr. 3-87. Ohybová návarová zkouška (a - deska s návarem, b - provedení zkoušky):
1 - zkušební deska, 2 - návar, 3 - trn



Obr. 3-88. Nárazová návarová zkouška
1 - zkušební deska, 2, 3, 4 - vrubová tělíska, 5 - návar

Nárazovou návarovou zkouškou (ČSN 05 1312) se ověřuje zkřehnutí v tepelně ovlivněné oblasti základního materiálu těsně u svaru (obr. 3-88). Používá se u plechů o tloušťce do 25 mm.

V ose zkušební desky se ve směru váloování provede návar po celé délce. Z desky se zhotoví 3 tyče pro zkoušku vrubové houževnatosti s kořenem vrubu na hranici závaru. Zkouška vyhoví, neklesne-li vrubová houževnatost žádná z tyčí pod předepsanou hodnotu.

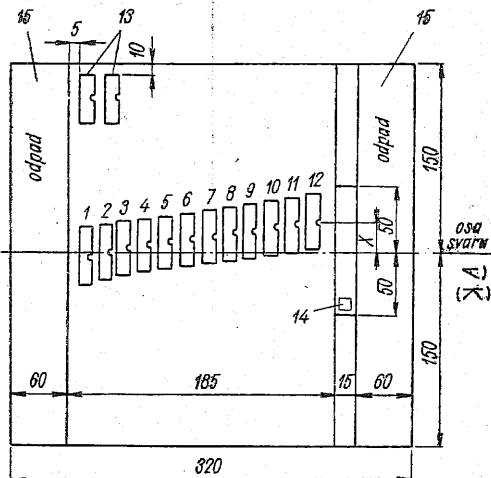
Zkouška zkřehnutí v tepelně ovlivněné oblasti svaru (VÚS-2S) (ČSN 05 1312) je založena na ověření vrubové houževnatosti v tepelně ovlivněném okolí svaru.

Svaření zkušebních desek tupými svary (obr. 3-89) odpovídá technologickému postupu ve výrobě. Z desek se odebere 12 zkušebních tyčí orientovaných kolmo k ose svaru, s vrubovými různými vzdálenostech od osy svaru (od $-1,5$ do $+21$ mm). Hodnota vrubové houževnatosti v kterémkoli místě nesmí být nižší než 50% zaručené hodnoty základního materiálu, nejméně však 3,5 daJ cm^{-2} . Příklad vyhodnocení zkoušky je na obr. 3-90. Svařitelnost nevyhověla, neboť vrubová houževnatost klesla v ovlivněném pásmu pod předepsanou hodnotu.

Zkouška praskavosti svaru v tuhém upnutí (podle Kirovova závodu) a zkouška svařitelnosti tenkých plechů, které se používá hlavně k zjišťování náchylnosti plechů do tloušťky 2,5 mm k praskání za tepla při svařování plamenem.

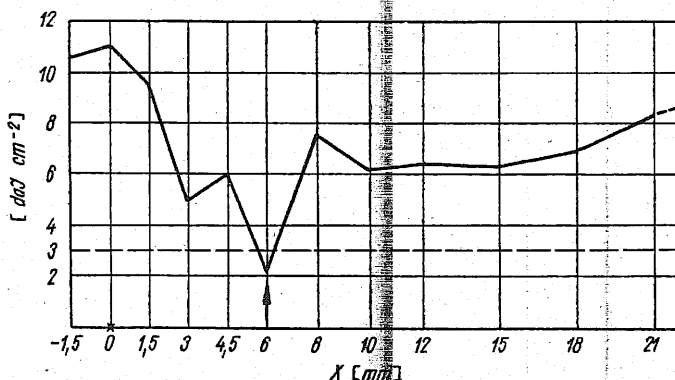
Pro zkoušku v tuhém upnutí se vypracují ze zkoušené oceli 3 vzorky s kruhovým vybráním, tvořícím dno o třech různých tloušťkách (obr. 3-91). Dno vzorku představuje desku s tuhým upnutím na obvodu. Na dno se navaří svarová housenka, přičemž se deska zesponu buď chladí vodou nebo vzduchem, nebo se předehřívá. Svařitelnost se posuzuje podle vzniku, velikosti a četnosti trhlinek za různých podmínek ochlazování.

Při zkoušce svařitelnosti tenkých plechů se svařuje plech upnutý v přípravku podle obr. 3-92. Ocel vyhoví, nepřekročí-li poměr celkové délky trhlin k délce svaru předepsanou hodnotu (např. 10%).



Obr. 3-89. Zkouška zkřehnutí vlivem svaru

1 až 12 - vrubová tělíska v oblasti svaru, 13 - vrubová tělíska neovlivněného základního materiálu, 14 - vzorek pro zkoušky struktury, 15 - odpad



Obr. 3-90. Diagram průběhu vrubové houževnatosti zjištěné při zkoušce VUS-2S x — vzdálenost od osy svaru v mm. Šipkou označeno místo s nevyhovující houževnatostí pod 3,5 daJ cm^{-2} (podle J. Čabelky)

Nejvýznamnějšími a nejrozšířenějšími technickými slitinami jsou slitiny, v nichž převládá železo. Někdy se označují souborným názvem *technické železo*. Patří mezi ně kromě surového železa všechny oceli a litiny — tedy základní konstrukční materiály strojírenského průmyslu.

Ve všech druzích technického železa je přítomen uhlík, který výrazně ovlivňuje jeho vlastnosti. Samotné železo, tvořící základ těchto slitin, se vyrábí složitými postupy, na jejichž volbě závisí čistota kovu (*viz kap. 72*). V této kapitole se seznámíme především s těmi vlastnostmi čistého železa, které jsou důležité pro výklad chování slitin železa s uhlíkem, popř. s dalšími prvky.

Čisté železo

Železo má atomové číslo 26, atomovou hmotu 55,85*) a elektronovou strukturu vyjádřenou vzorcem $1s^2 2s^2 2p^6 3s^2 3p^6 3d^6 4s^2$. V periodické tabulce prvků je mezi kovy přechodové skupiny. Existuje ve dvou alotropických modifikacích.

Modifikace γ s krychlovou plošně středěnou mřížkou je stálá pouze při teplotách mezi 910 a 1392 °C. Druhá alotropická modifikace železa, která má krychlovou prostorově středěnou mřížku, je stálá jednak pod teplotou 910 °C, jednak nad teplotou 1392 °C až k teplotě tání (1539 °C). V nízkoteplotní oblasti dostala označení železo α , ve vysokoteplotní železo δ . Později se ukázalo, že jde o jedinou modifikaci a obě její oblasti stability se mohou vlivem některých přísad spojit v jedinou souvislou oblast.

Na křivce ohřevu a ochlazování v závislosti na čase musí se projevit, jak bylo již dříve vysvětleno, přeměny alotropické modifikace čistého kovu vyznačené A_1 prodlevou. Kromě přeměny $\alpha \rightarrow \gamma$, označené A_3 , a $\gamma \rightarrow \delta$, označené prodlevou při A_4 (*viz obr. 4-1*), objevuje se u železa další prodleva při teplotě 760 °C (označená feromagnetickým A_2 **). Při této teplotě ztrácí železo α své feromagnetické vlastnosti a stává

*) V železe převažuje podíl izotopu o atomové hmotě 56 (91,57%). Kromě toho jsou tu malé podíly izotopu o atomové hmotě 54, 57 a 58.

**) Curieho bod.

se paramagnetickým. Tato forma bývá označována jako železo β . Rovněž železo γ není feromagnetické.

Na rozdíl od přeměn modifikací $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ a $\gamma \rightleftharpoons \delta$, které probíhají při ochlazení při nižší teplotě než při ohřevu (teplotní hystereze), nevykazuje změna magnetických vlastností hysterezi. Jde tedy zřejmě o změnu jiného druhu.

Teprve doplnění výsledků tepelné analýzy a dilatometrických měření přesnými měřeními typu mřížky a mřížkové konstanty železa v závislosti na teplotě umožnilo rozlišení jednotlivých přeměn. Obrázek 4-2 ukazuje, že v celém rozsahu teplot jde jen o dva různé typy mřížek. Železo β a δ , považované zprvu za samostatné modifikace, neliší se od α . V závislosti na teplotě roste pouze mřížková konstanta (teplotní roztažnost látek).

Objem základní krystalové buňky železa α a γ je při teplotě A_3 pro modifikaci $\alpha = 2,8985 \text{ \AA}^3$, pro modifikaci $\gamma = 3,6394 \text{ \AA}^3$.

Protože jedné základní buňce přísluší v modifikaci γ čtyři atomy a v modifikaci α jen 2 atomy (viz kap. 21), připadá na 1 atom prostor

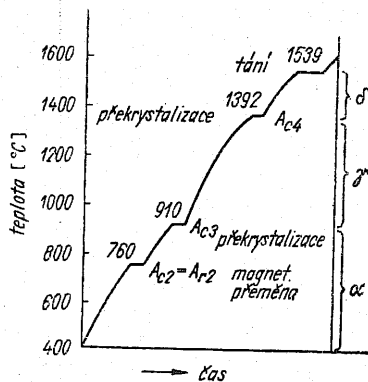
- v železe α — $12,1756 \text{ \AA}^3$
- v železe γ — $12,0512 \text{ \AA}^3$

Znamená to tedy, že přeměna $\alpha \rightarrow \gamma$ je u železa spojená s objemovým smrštěním přibližně o 1% (1,24 %).

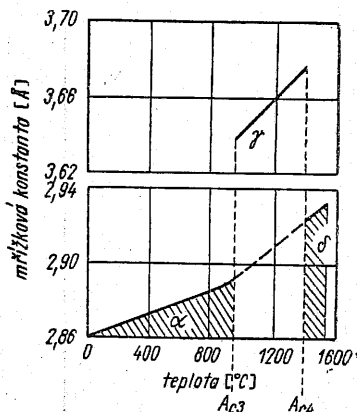
Pokud jde o změnu feromagnetického železa v paramagnetické, jde pouze o změny vzájemného působení magnetických momentů elektronů, aniž se mění základní poloha atomů. Bližší studium magnetické přeměny ukázalo, že jde o plynulé ubývání feromagnetismu s rostoucí teplotou již od 0°K . Děj probíhá zprvu velmi pomalu, hlavní část feromagnetismu však mizí až v úzkém rozmezí teplot v oblasti Curieho teploty.

S uhlíkem a mnoha dalšími prvky tvoří železo tuhé roztoky v jedné nebo obou modifikacích.

Tím se ovlivňují často významně některé vlastnosti železa i teploty přeměn. Proto se setkáváme někdy s odchylými údaji o některých vlastnostech, jestliže byly hodnoty zjišťovány na železu různé čistoty. Přehled některých důležitých vlastností železa podává tab. 4-1.



Obr. 4-1. Křivka ohřevu čistého železa



Obr. 4-2. Typ mřížky a mřížkové konstanty železa v závislosti na teplotě

oblast α , δ — prostorově středěná krychlová mřížka
oblast γ — plošně středěná krychlová mřížka

1) PEARSON, W. B.: Handbook of Lattice Spacings and Structures of Metals and Alloys. Pergamon Press 1964

Měrná hmotnost [g cm^{-3}]	7,874
Měrné teplo (střední) mezi 0—100 °C [$\text{cal g}^{-1}\text{deg}^{-1}$]	0,111
Tepelná vodivost [$\text{cal cm}^{-1}\text{s}^{-1}\text{deg}^{-1}$]	0,133
Skupenské teplo přeměny	
A_3 [cal g^{-1}]	4,9
A_4 [cal g^{-1}]	5,9
Skupenské teplo tání [cal g^{-1}]	65
Součinitel teplotní roztažnosti α (střední) 0—100 °C	$12,5 \cdot 10^{-6}$
Měrný el. odpor pro 20 °C [$\mu\Omega\text{ cm}$]	9,9
Mřížková konstanta při 900 °C	
Fe α [Å]	2,90
Fe γ [Å]	3,64
Modul E [daNmm^{-2}]	21 000
Součinitel objemové stlačitelnosti [$\text{cm}^3\text{daN}^{-1}$]	$0,6 \cdot 10^{-6}$

*) Podle E. Houdremonta [7] a Lifšice (viz odkaz na str. 22)

41.1 Rovnovážné soustavy železa s uhlíkem

Velmi výrazně působí na vlastnosti železa zejména uhlík (viz obr. 4-62). Jeho vliv překrývá ve slitinách železa působení dalších prvků, bez nichž bychom nemohli oceli a litiny vyrobit, a rozhodujícím způsobem ovlivňuje jejich výslednou strukturu i vlastnosti. Proto znalost vlivu uhlíku ve slitinách se železem má pro studium těchto slitin základní důležitost [8, 9, 10].

Uhlík tvoří s oběma modifikacemi železa intersticiální tuhé roztoky. V modifikaci s plošně středěnou mřížkou se atomy uhlíku umísťují ve středech základních buněk krystalové mřížky, v modifikaci s prostorově středěnou mřížkou ve středu stěn základních buněk, kde je největší volný prostor. V krychlové plošně středěné mřížce je, přes její těsnější uspořádání a vyšší celkové zaplnění prostoru, uvedený volný prostor značně větší než u mřížky prostorově středěné. S tím souvisí značně rozdílná rozpustnost uhlíku v obou modifikacích železa. Tuhý roztok uhlíku v železe γ nese označení *austenit**) a rozpouští nejvýše 2,14 % C (při teplotě 1 147 °C). Tuhý roztok uhlíku v železe α s prostorově středěnou mřížkou dostal pojmenování *ferit*. Ve vysokoteplotní oblasti stability se k odlišení od tuhého roztoku stálého pod teplotou A_3 rozpustnost obvykle označuje jako *ferit δ* *) . Největší rozpustnost uhlíku ve feritu je 0,018 % při teplotě 723 °C. Údaje o rozpustnosti při teplotě okolí se značně liší, v rozeházejí. Nejvyšší z udávaných hodnot jsou však v tisícínách procenta.

*) Vzhled austenitu i feritu ve slitinách železa a uhlíku je možno pozorovat jen při pomoci tepelných teplotách, při kterých jsou obě fáze stálé (např. pomocí tepelného mikroskopu). Vlivem přidání některých přísadových prvků se oblast stálosti těchto fází může rozšířit až do teploty okolí, jak poznáme v dalších státech. Na těchto slitinách lze studovat strukturu austenitu nebo feritu δ běžnými způsoby. Příklady obou struktur jsou na obr. 4-101 a 4-104.

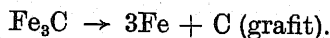
Nad mezí rozpustnosti tvoří uhlík v soustavách se železem samostatnou fází. Je to buď jeho sloučenina se železem — karbid železa — Fe_3C , nazývaná obvykle *cementit*, nebo volný uhlík — *grafit* — C.

Karbid železa — vzniká v soustavě železa s uhlíkem jako typická intermedieální fáze s obsahem 6,687 % C. Má také typické znaky intermedieálních fází — chemických sloučenin, které vyplývají z jeho značně složitě krystalové struktury. Krystaluje v soustavě rhombické, je velmi tvrdý (asi kolem 800 HB), křehký, netvárný. Nemá alotropické přeměny, pouze při teplotě 217 °C ztrácí feromagnetické vlastnosti.

Grafit — krystaluje v šesterečné soustavě. Je měkký, drobnivý a jeho tvárnost i pevnost jsou v porovnání se železem nepatrné.

Karbid i grafit mají tedy, jak bylo ukázáno, vlastnosti velmi odlišné od železa nebo tuhého roztoku uhlíku v železe. Proto jejich přítomnost ve struktuře slitin železa s uhlíkem bude v závislosti na způsobu vyloučení, tvaru a množství částic velmi silně ovlivňovat vlastnosti slitin. Proto se blíže seznámíme s činiteli, na kterých způsob vyloučení, tvar i množství těchto fází závisí.

Vyloučení přebytečného uhlíku z tuhého roztoku (tj. nad mezí jeho rozpustnosti při dané teplotě) při chladnutí slitin železa s uhlíkem buď ve tvaru karbidu, nebo grafitu závisí především na obsahu uhlíku a na rychlosti ochlazování. Při větších obsazích uhlíku vzniká za pomalého ochlazování grafit, při rychlém ochlazování se vylučuje karbid. Při malých obsazích uhlíku naproti tomu nelze prakticky ani nejpomalejším ochlazováním dosáhnout vyloučení grafitu. Přesto je třeba si uvědomit, že karbid železa není stabilní fází a neodpovídá dokonalé termodynamické rovnováze a stavu nejnižší volné enthalpie soustavy železa s uhlíkem. Je metastabilní a za vhodných podmínek (např. žíháním po dostatečně dlouhou dobu při vyšších teplotách, popřípadě při teplotě blízké solidu) se rozkládá za vzniku grafitu podle rovnice



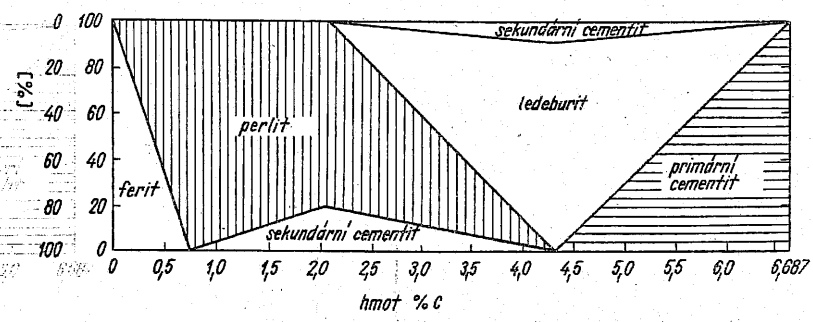
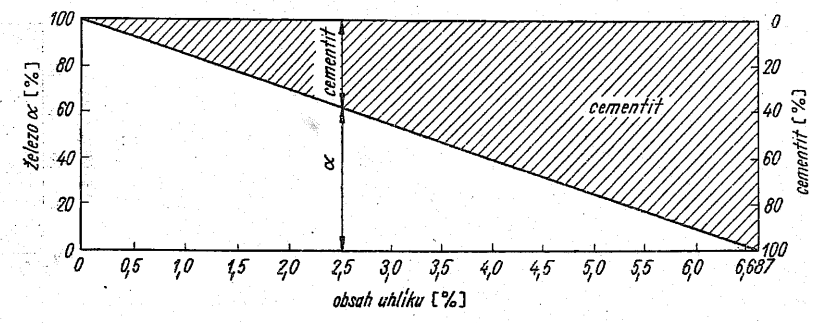
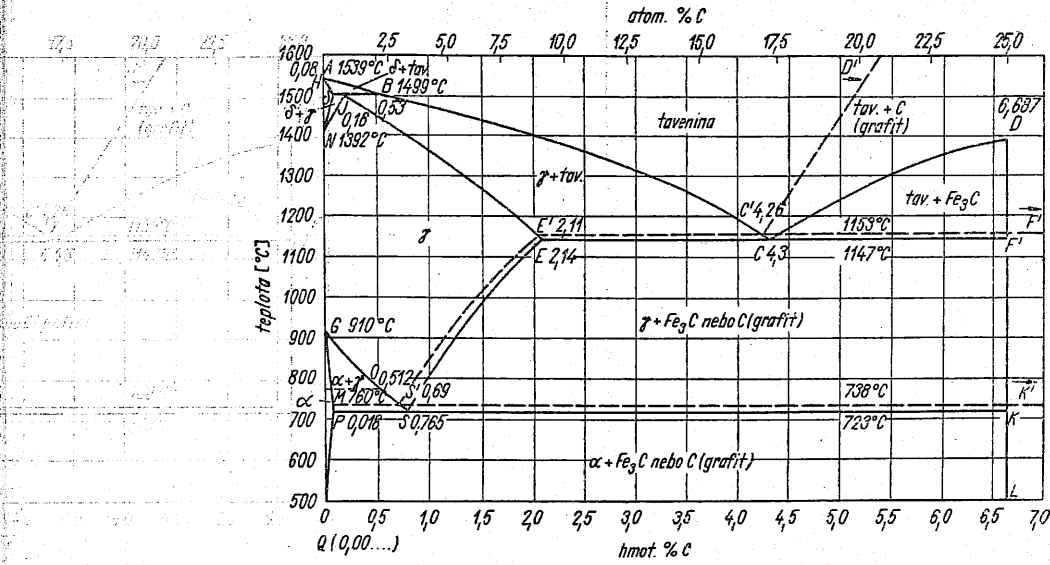
Přitom se uvolňuje reakční teplo 13 600 cal mol⁻¹.

Pochod, při kterém se v některých slitinách železa karbid rozkládá vhodným tepelným zpracováním na grafit a železo, označujeme *grafitizací*. Má značný technický význam zejména u litin, kde se jím zabýváme podrobněji.

Ve slitinách s malým obsahem uhlíku (a zejména vlivem již malých množství karbidotvorných prvků, které vstupují do mřížky karbidu železa) je však karbid železa prakticky stálý. Díváme-li se na něj tedy, přes jeho nestabilitu vzhledem ke grafitu, jako na rovnovážnou metastabilní fází, musíme uvažovat dvě rovnovážné soustavy slitin železa s uhlíkem:

soustavu stabilní, tj. železo—grafit a

soustavu metastabilní, tj. železo—karbid železa.



Obr. 4-3. Rovnovážný diagram železa a uhlíku
 Plně — metastabilní soustava železo — karbid železa
 Čárkovaně — stabilní soustava železo — grafit
 Ve spodní části je graficky znázorněn a) podíl železa a cementitu ve slitinách železa a uhlíku krystalizujících metastabilně (Sauveurovy diagramy), b) podíl všech strukturních součástí

V dalším se soustředíme především na rovnovážný diagram metastabilní soustavy. Tato soustava má technický význam až asi do obsahu 5 % uhlíku. Největší důležitost má však při nižších koncentracích uhlíku — tj. pro oceli. Soustava stabilní má naopak největší praktický význam v oblasti slitin bohatých uhlíkem (litin). U slitin železa s malým obsahem uhlíku se uplatňuje jen výjimečně. Tato soustava bývá prakticky dováděna do 5 % uhlíku. Binární slitiny železa a uhlíku krystalující grafiticky s obsahem uhlíku nad zmíněnou hranici se totiž nedají připravit.

Je ustáleným zvykem kreslit diagram metastabilní soustavy plnými čarami, stabilní soustavu čárkovaně, jak je tomu na *obr. 4-3*. Význačné body se označují velkými písmeny (písmena s čárkou pro stabilní soustavu). Vzhledem k důležitosti oblasti diagramu asi do 2 % uhlíku vynáší se někdy pro rozšíření této části obsah uhlíku v logaritmické stupnici.

41.2 Metastabilní soustava železo — karbid železa

Soustava železo—karbid železa je typem podvojně soustavy s eutektitem s úplnou nerozpustností jedné a omezenou rozpustností druhé složky. Při rozboru poměrů v této soustavě vyjdeme od levého okraje rovnovážného diagramu na *obr. 4-3*, tj. od čistého železa. Jak už bylo řečeno, tvoří uhlík intersticiální tuhé roztoky jak s železem s mřížkou prostorově středěnou (tuhý roztok α , δ), tak s plošně středěnou (tuhý roztok γ). S rostoucím obsahem uhlíku se teplotní rozmezí stability tuhého roztoku α a δ rychle zmenšuje a již při malé koncentraci se jejich pole uzavírá. Naproti tomu teplotní rozmezí stability tuhého roztoku γ se s rostoucím obsahem uhlíku nejprve zvětšuje, pak zmenšuje. Uzavírá se při podstatně vyšší koncentraci uhlíku (2,14 % C) než pole tuhých roztoků α a δ .

Teplota tání, která je u čistého železa 1 539 °C — bod *A*, se stoupající přísadou uhlíku ve slitinách plynule klesá. Nejnižší hodnoty dosahuje při eutektické koncentraci — bod *C* (4,3 % uhlíku, 1 147 °C). Čára \overline{AC} je jednou větví likvidu. Druhou představuje čára \overline{CD} , končící při teplotě tání cementitu — bod *D* (1 380 °C*).

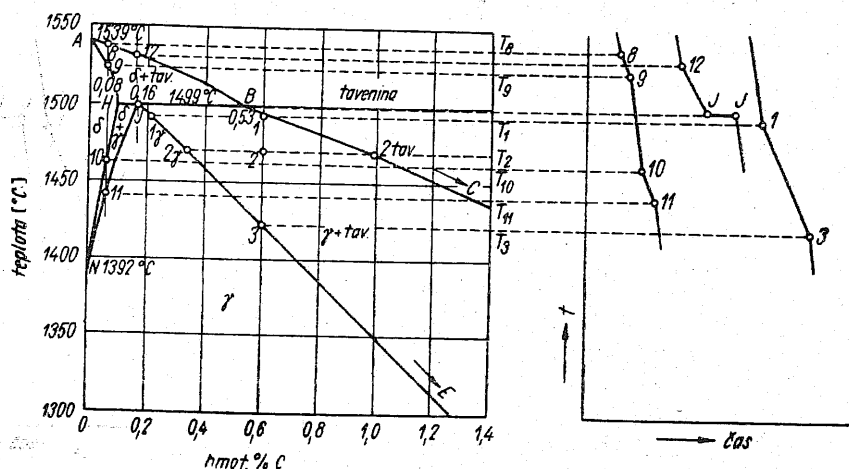
Krystalizace slitin do eutektického obsahu uhlíku začíná při podkročení teplot daných čarou likvidu \overline{AC} vylučováním primárních krystalů tuhého roztoku uhlíku v železe. Do koncentrace 0,53 % jsou to krystaly tuhého rozto-

*) Je třeba připomenout, že bod *D*, tj. teplotu tání Fe_3C nelze přesně pokusně určit. Na základě termodynamických úvah bývá uvažována teplota 1 380 °C. Proto i poloha čáry \overline{CD} je nejistá.

ku δ , nad touto mezi krystaly tuhého roztoku γ . U slitin s obsahem nad 4,3 % vylučují se primárně z taveniny krystaly cementitu.

K vysvětlení průběhu krystalizace sledujme změny, které probíhají při tuhnutí několika slitin s různým obsahem uhlíku.

Nejjednodušší poměry jsou při krystalizaci slitin v rozmezí koncentrací daných bodem B (0,53 % C) a E (2,14 % C) rovnovážného diagramu. To si ukážeme na slitině s 0,6 % C v detailním výřezu diagramu na obr. 4-4. Slitina



Obr. 4-4. Výřez z diagramu železo — karbid železa v oblasti peritektické přeměny. V pravé části schematické znázornění křivek chladnutí

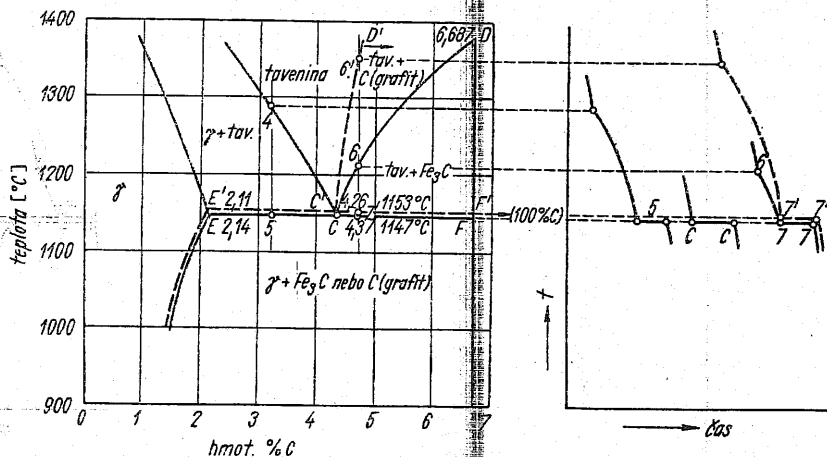
začíná tuhnout za teploty T_1 odpovídající bodu 1, kdy se vyloučí první krystaly fáze γ o složení daném bodem 1γ (průsečík izotermy vedené bodem 1 s křivkou JE , jež je částí solidu). V průběhu ochlazování pod teplotu T_1 pokračuje vylučování krystalů γ . Zároveň se mění jejich složení i složení zbývající taveniny. Při teplotě T_2 (bod 2) jsou v rovnováze krystaly tuhého roztoku γ o složení 2γ a tavenina o složení 2_{tav} . Poměrné množství obou fází je určeno pákovým pravidlem (viz kap. 22).

$$\frac{\text{tavenina}}{\text{tuhý roztok}} = \frac{\overline{22\gamma}}{22_{\text{tav}}}$$

Tuhnutí je ukončeno při teplotě T_3 (bod 3). Struktura se skládá z krystalů austenitu, jejichž průměrný obsah uhlíku odpovídá koncentraci uhlíku ve slitině.

Při krystalizaci slitin s obsahem uhlíku od 0,08 do 0,53 % jsou poměry složitější vlivem peritektické reakce. Dochází k ní mezi primárně vyloučenými krystaly δ a taveninou při teplotě 1499 °C, odpovídající čáře HB . V rozsahu koncentrací uhlíku daném body H, J reagují krystaly δ při peritektické teplotě

stavi peritekticky s taveninou za vzniku krystalů γ . Množství peritekticky vzniklých krystalů δ závisí na obsahu uhlíku. Při obsahu uhlíku daném bodem J se stačí spotřebovat všechny krystaly δ a tavenina. V takovém případě jen krystaly γ zůstanou. Při nižším obsahu uhlíku je přebytek krystalů δ . Tavenina nestačí při peritektické reakci pro všechny krystaly δ , takže část jich po spotřebování taveniny zůstane. Výsledek reakce je proto směs krystalů γ a δ . Při obsahu uhlíku nad koncentrací danou bodem J je situace opačná. Reakce má přebytek tave-



Obr. 4-5. Výřez z diagramu železa a uhlíku v oblasti eutektické přeměny. V pravé části schematické znázornění křivek chladnutí

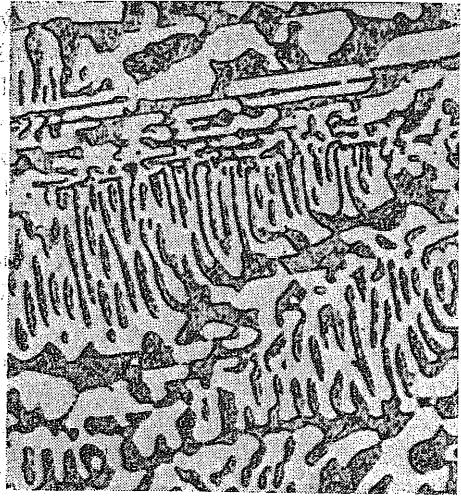
niny. Končí proto spotřebováním všech krystalů δ za vzniku krystalů γ a část taveniny zůstane nespoteřována.

Slitiny s obsahem uhlíku do 0,08 % peritektickou reakci neprodělávají. Primárně vyloučené krystaly fáze δ jsou stabilní až do teplot odpovídajících čáře HN , která ohraničuje existenční oblast fáze δ . Při teplotě pod touto čarou dochází k polymorfni přeměně (překrystalizaci) fáze δ na fázi γ . Přeměna probíhá v rozmezí teplot daných dvoufázovou oblastí HNJ . Slitina s 0,06 % C začne tedy tuhnout vyloučením krystalů δ při teplotě T_8 (bod 8). Krystalizace je ukončena při teplotě T_9 . V rozmezí teplot T_9 — T_{10} je stabilní fáze δ . Její překrystalizace na fázi γ začne při teplotě T_{10} a je skončena při teplotě T_{11} . Pod touto teplotou má tedy slitina jednofázovou strukturu, která se dále v celém existenčním poli fáze γ nemění (oblast $NJESGN$ na obr. 4-3).

Podobnou přeměnu prodělává fáze δ , která se nepřeměnila na austenit již při peritektické reakci u slitin s obsahem uhlíku mezi body H, J (0,08 až 0,16 % C). Jak se jednotlivé probrané děje projevují na křivkách chladnutí příslušných slitin, zachycuje pravá část obr. 4-4.

Vysokoteplotní oblast rozvážného diagramu slitin železa s uhlíkem, kterou

se právě zabýváme, se často považuje za méně důležitou. U slitin s malým obsahem uhlíku má však existenci peritektika vliv na konečnou strukturu tuhého roztoku γ , a proto ji nelze považovat za technicky bezvýznamnou.



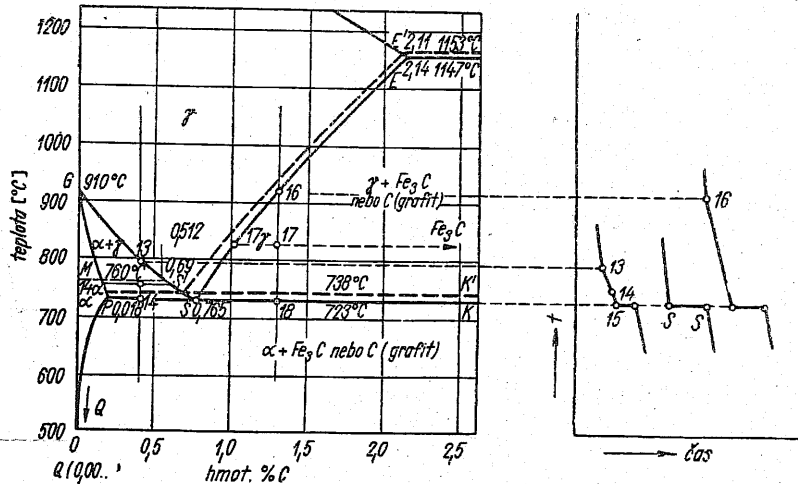
Obr. 4-6. Ledeburit (eutektická bílá litina) (zv. 300 \times , nital)

Krystalizace slitin s obsahem uhlíku nad 2,14 % (bod E) (detail na obr. 4-5) končí eutektickou přeměnou za stálé teploty 1 147 °C. Eutektikála ECF znázorňuje třífázovou rovnováhu: tavenina $\rightleftharpoons \gamma + \text{Fe}_3\text{C}$. Eutektické slitiny odpovídající složením bodu C mají strukturu tvořenou eutektikem — směsí austenitu s cementitem o daném poměru obou složek, které dostalo označení ledeburit (obr. 4-6).

Eutektickou reakcí a vyloučením ledeburitu končí rovněž tuhnutí všech nadeutektických slitin s obsahem uhlíku nad 4,3 %. Na křivkách chladnutí slitin se eutektická reakce projevuje výraznou prodlevou, jak ukazuje pravá část obrázku.

Eutektoidní přeměna. Z dosavadního výkladu vyplývá, že v okamžiku ukončení krystalizace obsahují všechny slitiny s obsahem uhlíku nad 0,16 % (bod J) austenit, popřípadě austenit a cementit. Při poklesu teploty pod

910 °C (bod A) nastává eutektoidní přeměna austenitu na ferrit a cementit. Tato přeměna probíhá za stálé teploty 723 °C (bod K) a je charakteristická výraznou prodlevou na křivkách chladnutí.



Obr. 4-7. Výřez z diagramu železa a uhlíku v oblasti eutektoidní přeměny. V pravé části schematické znázornění křivek chladnutí

1392 °C (nejnižší teplota existence fáze δ) vznikne následkem dříve popsaných přeměn austenit i ve slitinách do 0,16 % C.

Při dalším snižování teploty dochází k přeměně železa γ na α . Tato přeměna je provázána podstatným snížením rozpustnosti uhlíku v železe a projeví se eutektoidní reakcí (obr. 4-7). Prodělává ji při pomalém ochlazování každá slitina s obsahem uhlíku vyšším, než odpovídá jeho maximální rozpustnosti v železe α (bod P).

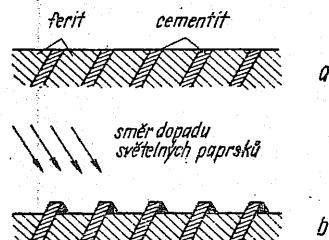
Přeměna $\gamma \rightarrow \alpha$ (překrystalizace) probíhá u čistého železa při teplotě 910 °C (bod G). S rostoucím obsahem uhlíku v tuhém roztoku γ se však teplota začátku překrystalizace austenitu snižuje podle čáry \overline{GS} .

Překrystalizace probíhá tak, že na hranicích původních austenitových zrn vznikají zárodky fáze α , které difusí postupně rostou. Protože rozpustnost uhlíku ve fázi α — feritu je i při vysokých teplotách nepatrná (vyjadřuje ji čára \overline{GPQ} v diagramu), musí atomy uhlíku, obsažené v daném objemu austenitu před jeho překrystalizací, přejít difusí do zbyvajících nepřeměněného austenitu. Proto koncentrace uhlíku v austenitu stoupá. Například při ochlazování oceli s 0,4 % C z oblasti homogenního austenitu začne překrystalizace v bodě 13. Při teplotě T_{14} dané bodem 14 jsou v rovnováze krystaly feritu o složení určeném bodem 14 α a austenitu s obsahem uhlíku daným odpovídajícím bodem na čáře \overline{GS} . Při dalším chladnutí přibývá feritu a ubývá austenitu*), v němž se zvyšuje koncentrace uhlíku.

Překrystalizace se ukončí tím, že zbytek austenitu, který dosáhl eutektoidního složení 0,765 % C (bod S), se přemění při stálé teplotě (eutektoidní teplotě) 723 °C na charakteristický lamelární eutektoid-perlit. Je to směs destiček (lamel) feritu a cementitu, jež se při eutektoidní koncentraci uhlíku a eutektoidní teplotě střídavě vylučují z austenitu.

Schematický řez zrnem perlitu je na obr. 4-8. Naleptáním vznikne výškový rozdíl mezi lamelami feritu a cementitu (spodní část obrázku) a vzniklé stíny při vhodném osvětlení obrysy lamel zvýrazní. Příklad struktury perlitu je na obr. 4-9. (Skutečná hustota lamel závisí na rychlosti ochlazování austenitu při perlitické přeměně. Různá hustota v jednotlivých zrnech na snímku je dána různým sklonem lamel k rovině výbrusu.)

Za určitých podmínek (viz kap. 44) se destičky cementitu sbalují. Perlit je pak tvořen směsí zrn cementitu ve feritové hmotě — tzv. *globulární perlit* (obr. 4-58b).

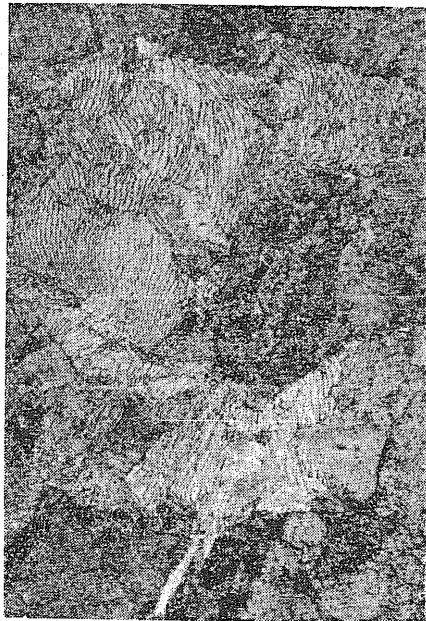


Obr. 4-8. Schéma struktury perlitu
a) naleptaný výbrus, b) zviditelnění struktury naleptaného výbrusu

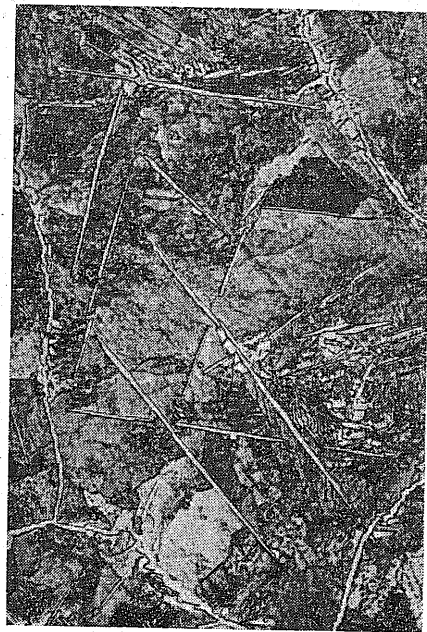
*) Poměrné množství obou fází zjistíme kdykoli pákovým pravidlem.

Poměr feritu a cementitu ve slitinách krystalujících podle metastabilního diagramu lze po dokončení všech přeměn určit ze *Sauveurova diagramu*, jak je znázorněno ve spodní části obr. 4-3.

Při chlazení austenitu o nadeutektoidním obsahu uhlíku (tj. nad koncentrací bodu *S*) vylučuje se podle čáry klesající rozpustnosti uhlíku \overline{ES} (někdy označované *A_{cm}*) cementit. Na rozdíl od cementitu, který krystaluje z tave-



Obr. 4-9. Jemný lamelární perlit (eutektoidní uhlíková ocel) (zv. 1 000 ×, nital)



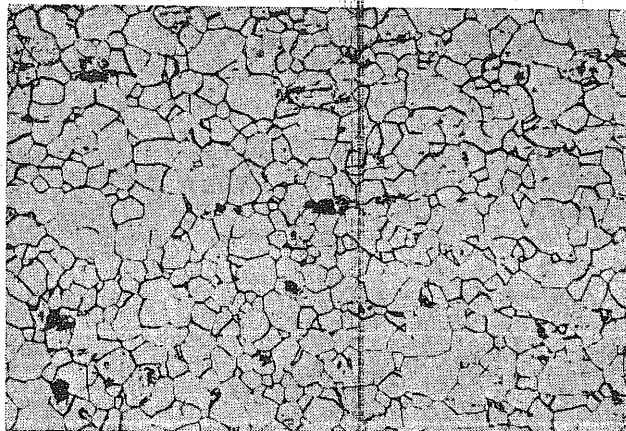
Obr. 4-10. Perlit se síťovým a jehlicemi sekundárního cementitu (nadeutektoidní uhlíková ocel) (zv. 500 ×, nital)

niny přesycené uhlíkem podle čáry \overline{CD} — *primárního cementitu*, nazývá se tento cementit *sekundární* nebo *segregační*. Protože vzniká z přesyceného tuhého roztoku a difuze uhlíku je pomalejší než za podmínek vzniku primárního cementitu, tvoří podstatně jemnější útvary. Vylučuje se přednostně na hranicích austenitových zrn. Při rychlejším ochlazování se vylučuje sekundární cementit i uvnitř austenitových zrn, zejména v kluzných rovinách (obr. 4-10).

Vzhledem k vysokému obsahu uhlíku ve vznikajícím cementitu musí se zbývající austenit ochuzovat o uhlík. Nakonec dosáhne koncentrace dané bodem *S* a při eutektoidní teplotě se přemění na perlit. (Takto se tedy přemění i austenit, jenž je součástí ledeburitu.) Například ve slitině s obsahem uhlíku 1,3 %, se při chlazení z oblasti homogenního austenitu začne při teplotě dané bodem *16* vylučovat sekundární cementit (obr. 4-7). Při teplotě vyjádřené

bodem 17 je v rovnováze austenit o složení 17 γ a cementit. (Množství vyloučených krystalů cementitu lze určit opět pákovým pravidlem — ovšem z nezkráceného diagramu Fe—Fe₃C.)

Ve slitině o eutektoidním obsahu uhlíku je austenit stabilní až do eutektoidní

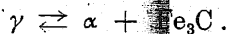


Obr. 4-11. Ferit s útvary terciárního cementitu po hranicích zrn (uhlíková ocel s 0,04 % C)

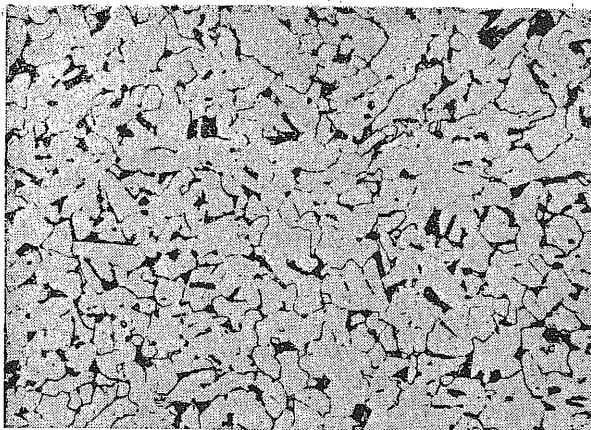
a) zvětšeno 100 \times , b) zvětšeno 1000 \times , nital

teploty, při které se přemění přímo na perlit. Na křivkách chladnutí se eutektoidní přeměna objeví jako prodleva. U oceli eutektoidního složení je tato prodleva nejdelší (viz pravá část obr. 4-7).

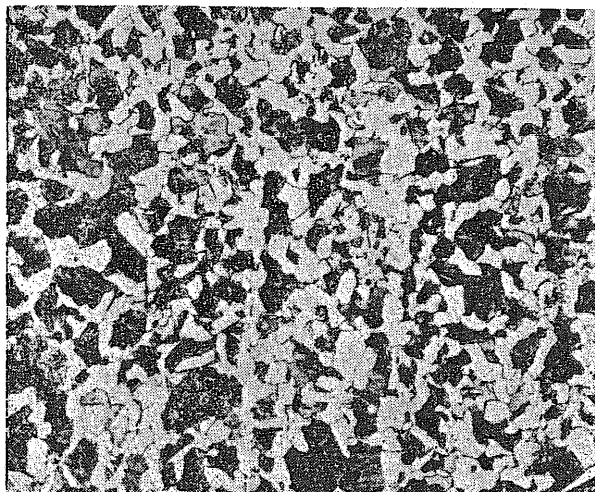
Čára *PSK* — eutektoidála vyjadřuje teploty třífázovou rovnováhu



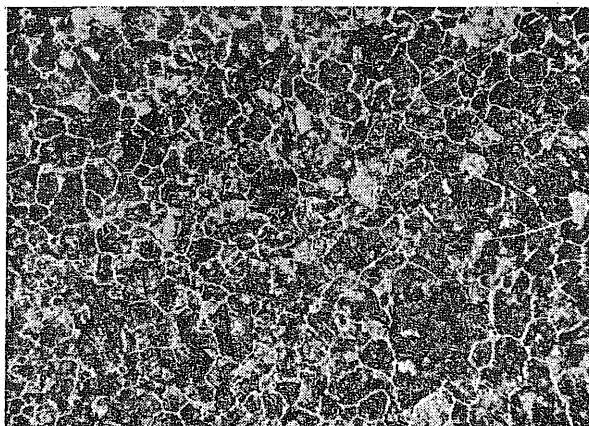
Pod eutektoidní teplotou nedochází u slitin železa již k žádné změně modi-



a) ferit s ostrovy perlitu —
ocel s 0,15 % C



b) ferit a perlit —
ocel s 0,35 % C



c) perlit se síťovým feritu —
ocel s 0,5 % C

Obr. 4-12. Struktura podeutektoidních uhlíkových ocelí (zv. 100×, nital)

fikací a struktura slitin se prakticky nemění. Pouze u slitin s malým obsahem uhlíku má význam ještě vylučování cementitu z přesyceného tuhého roztoku α podle čáry PQ . Tomuto cementitu říkáme *terciární**). U slitin s převážně feritickou strukturou se vylučuje přednostně po hranicích zrn feritu (obr. 4-11). Za přítomnosti perlitu se však připojuje k cementitu, který je součástí eutektoidu a ve struktuře ani na vlastnostech slitin se samostatně neprojeví. Konečná struktura, které dosáhnou slitiny metastabilní soustavy po vychladnutí, je do eutektoidní koncentrace ferit + perlit (obr. 4-12), u eutektoidních slitin samotný perlit (obr. 4-9), u slitin s nadutektoidním obsahem uhlíku perlit + cementit (obr. 4-10).

* Podle podmínek, za kterých vzniká, můžeme tedy v soustavě železo-karbid železa rozlišit cementit primární (čára CD), jenž je součástí eutektika — ledeburitu, cementit sekundární (čára SE), jenž je součástí eutektoidu — perlitu a cementit terciární (čára PQ).

Tabulka 4-2. Přehled rovnovážných strukturálních složek v slitinách železa s uhlíkem

Typ strukturální složky	Metastabilní soustava				Stabilní soustava			
	název	obsah uhlíku (max) %	číslo obrázku	název	obsah uhlíku (max) %	číslo obrázku	název	obsah uhlíku (max) %
Tuhé roztoky	δ	0,08		δ -ferit	0,08	δ	δ -ferit	0,08
	γ	2,14	4—104	austenit*	2,14	γ	austenit	2,11
	α	0,018	4—11	α -ferit	0,018	α	α -ferit	0,018
Intermediální fáze	karbid železa (Fe_3C)	6,687		cementit	6,687	—	—	—
Prvek							grafit	100,0
Eutektikum	karbid železa (Fe_3C) + tuhý roztok γ	4,30	4—6	ledeburit	4,30	grafit + tuhý roztok γ	grafitové eutektikum	4,26
Eutektoid	karbid železa (Fe_3C) + tuhý roztok α	0,765	4—9 2—76a	perlit	0,765	grafit + tuhý roztok α	grafitový eutektoid	0,69

* V tomto případě jde o tuhý roztok, který díky přísadě dalších prvků je stálý i při teplotě okolí.

litu do 0,765 % C poměru plochy, kterou ve struktuře slitin do 0,765 % C zaujímá ferit a perlit, je možno pomalu ochlazených slitin přibližně určit obsah uhlíku. Názvy strukturních složek, kterých jsme použili při výkladu rovnovážného diagramu, jsou mezinárodně zavedeny. Jejich přehled je souhrnně uveden v tab. 4-2.

41.3 Stabilní soustava železo—grafit

Ke krystalizaci podle stabilní soustavy dochází — jak už bylo řečeno — ve slitinách s obsahem uhlíku asi nad 2 % při dostatečně pomalém chladnutí. Rovnovázný diagram soustavy železo-grafit se koncentrací uhlíku významných bodů a teplotami přeměn liší jen málo od soustavy metastabilní Fe—Fe₃C. Primární krystalizace slitin do maximální rozpustnosti uhlíku v austenitu (bod *E*) je v obou soustavách stejná. Ve slitinách nad zmíněnou koncentrací uhlíku vzniká v stabilní soustavě místo ledeburitu *grafitové eutektikum**, tvořené směsí krystalů austenitu a grafitu. Eutektický bod v stabilní soustavě leží při koncentraci 4,26 % C a při teplotě 1 153 °C. Ve slitinách s nadeutektickým obsahem uhlíku se vylučuje primárně grafit. Protože má menší měrnou hmotnost než tavenina, vyplavává na povrch lázně.

Rovněž při eutektoidní přeměně austenitu je v stabilní soustavě metastabilní karbid nahrazen stabilním grafitem. Vzniká *grafitový eutektoid* — směs feritu a grafitu s obsahem uhlíku 0,69 %. Také teplota eutektoidní přeměny je proti metastabilnímu diagramu zvýšena. Podle čáry *S'E'* vylučuje se z austenitu za předpokládaných podmínek blízkých rovnovážným (tj. za velmi pomalého ochlazení) *sekundární grafít.***)

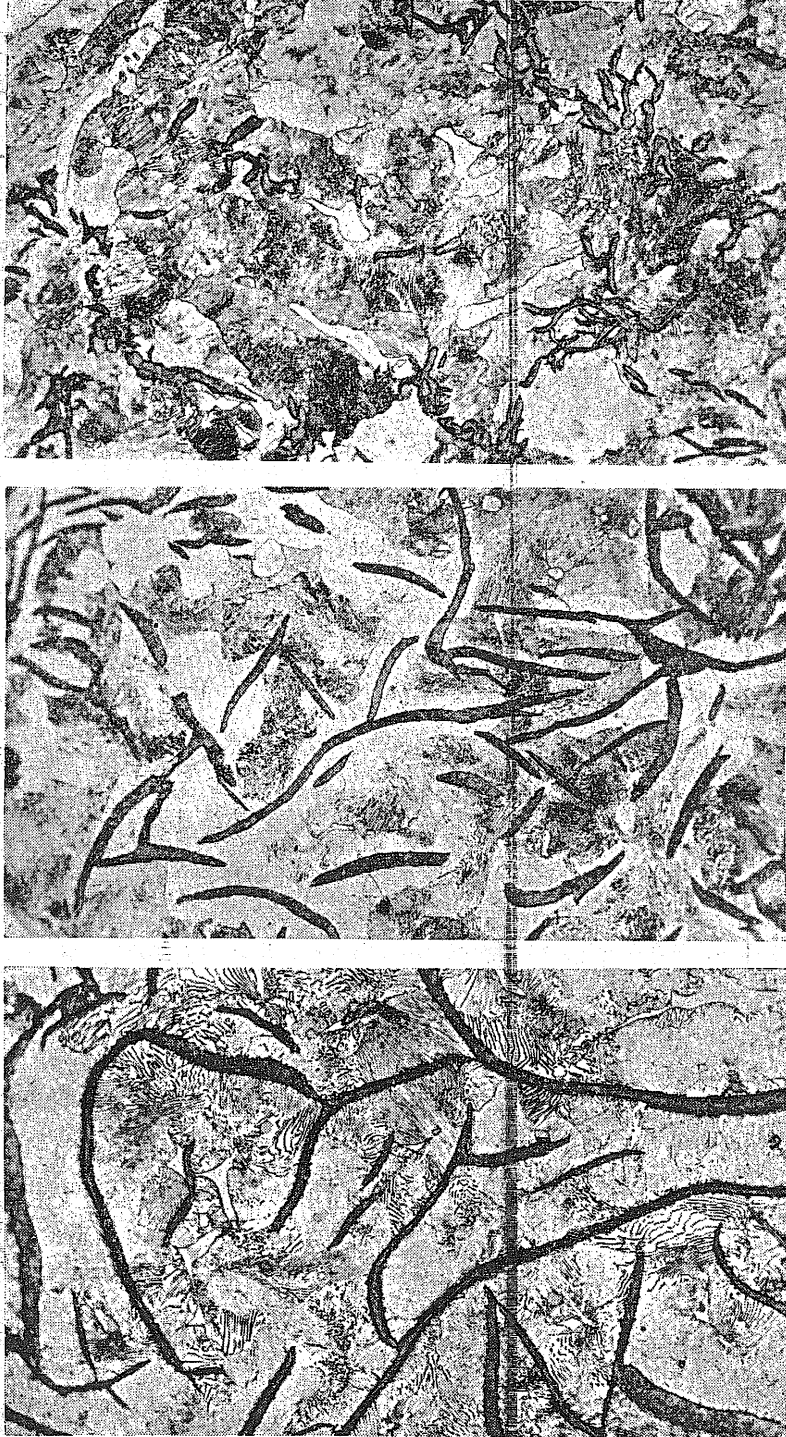
Z porovnání diagramů stabilní a metastabilní soustavy (obr. 4-3) vyplývá, že eutektická i eutektoidní přeměna probíhá ve stabilní soustavě při vyšší teplotě a nižší koncentraci uhlíku.***) (Z termodynamických důvodů, které byly vysvětleny v kap. 22, probíhají přeměny v metastabilní soustavě při nižších teplotách.)

Průběhu krystalizace a dalších přeměn podle rovnovážného diagramu stabilní soustavy lze dosáhnout v praktických podmínkách jen velmi těžko.

*) Grafitové eutektikum, na rozdíl od eutektika metastabilní soustavy — ledeburitu, nemá vlastní metalografické pojmenování.

**) Jeho částice se většinou připojují k lupinkám eutektického grafitu.

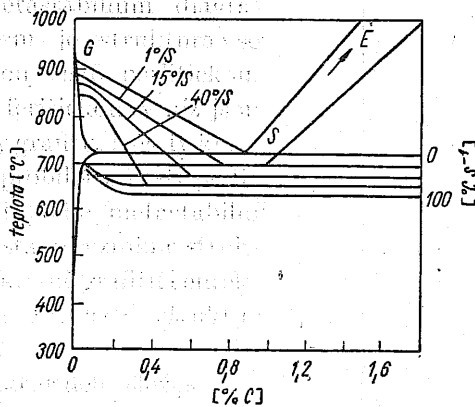
***) Při studiu obou soustav je rovněž třeba si uvědomit základní rozdíl v používání pákového pravidla, pokud jde o určování podílu vyloučeného grafitu v jedné a cementitu v druhé soustavě. U metastabilní soustavy představuje koncentrace 6,687 % C — cementit — sto procent fáze. U stabilní soustavy je však diagram kreslen jen asi do 5 % C. Proto při výpočtu množství fází je nutno uvažovat délku příslušného úseku až do 100 % C.



a b c

Obr. 4-13. Struktura různých litin
 a) se základní hmotou perlitickou, b) se základní hmotou převážně perlitickou. Vedle grafitu je přítomen
 i eutektický cementit (zv. 300 x, nitral)

Obvykle probíhají přeměny těžé slitiny v určité fázi ochlazování podle jednoho, v jiné fázi podle druhého diagramu. Primární krystalizace slitin s obsahem uhlíku nad 2 % se řídí při dostatečně pomalém ochlazování stabilním diagramem. V průběhu dalšího i velmi pomalého ochlazování probíhají však změny (vylučování přebytečného uhlíku a eutektoidní přeměna austenitu) zpravidla ve shodě s metastabilním diagramem. Výsledkem je struktura se základní hmotou čistě perlitickou, smíšenou nebo feritickou, v níž jsou uloženy lupínky grafitu. Někdy krystalizací, která probíhá z části podle stabilní, z části podle metastabilní rovnovážné soustavy, vznikne struktura obsahující kromě grafitu i eutektický cementit. Příklady struktur jsou na obr. 4-13.



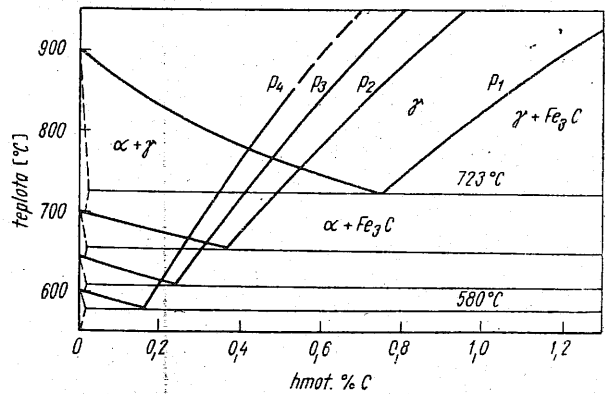
Obr. 4-14. Vliv rychlosti ochlazování na eutektoidní přeměnu

Přehled strukturních složek vyskytujících se v stabilní soustavě je v tab. 4-2.

41.4 Vliv vnějších podmínek na rovnovážné diagramy

Podle uvedených rovnovážných diagramů se chovají slitiny železa a uhlíku obecně jen za podmínek velmi blízkých rovnovážným, tj. při velmi pomalém ochlazování.

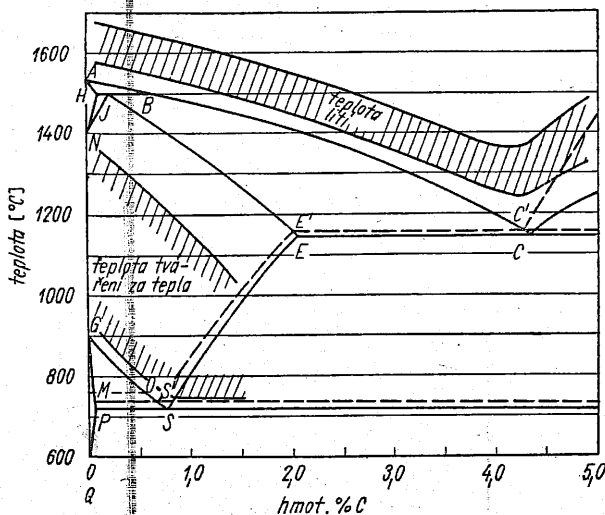
Se stoupající ochlazovací rychlostí probíhají fázové přeměny při teplotách nižších, než které odpovídají rovnovážnému diagramu. Nejdůležitější je posunutí teplot přeměn v eutektoidní oblasti, které je schematicky vyznačeno pro několik rychlostí ochlazování v diagramu na obr. 4-14. Při vyšší rychlosti ochlazování se nejen značně snižuje teplota A_{r3} , ale čára GS se při nízkých obsahích uhlíku silně zakřivuje. Také eutektoidní bod S se posouvá



Obr. 4-15. Vliv tlaku na eutektoidní přeměnu (tlak $p_1 \dots p_4$ roste od atmosférického tlaku až do 65 kb)

Důležitá je i teplota lití, která se volí zhruba asi 50 až 150 °C nad teplotou výhodné likvidu (obr. 4-16). Značné přehřátí kovu není výhodné, poněvadž se zvětšuje obsah pohlcených plynů. Podobně není žádoucí ani příliš nízká teplota lití. Je spojena s nebezpečím, že odlitky dokonale nevyplní formu (nezaběhnou).
Tváření. Teplota solidu ohraničující oblast austenitu určuje maximální teplotu tváření ocelí s různým obsahem uhlíku. V nadeutektoidní oblasti, kde se pole austenitu zužuje, je nutno udržovat teplotu tváření v užším rozmezí.

Je výhodné, je-li počáteční teplota tváření dosti vysoká. Čím vyšší je teplota, tím lepší je totiž tvárnost austenitu a tím méně energie je třeba k dosažení stejné deformace. Jsme ovšem omezeni tím, že v oblasti blízko teploty solidu již dochází k značnému zhrubnutí zrna, popřípadě k spálení oceli. Proto se obvykle začíná tvářet při teplotě 100 až 200 °C pod teplotou solidu. Nejnižší teploty tváření za tepla (teploty dokončování tvářecího pochodu) udávají teploty přeměny A_{r_3} u podutektoidních a A_{r_1} u nadeutektoidních ocelí. U nadeutektoidních ocelí se tvářením mezi A_{cm} a A_{r_1} dosáhne rozdrobení sítě sekundárního cementitu, který se vylučuje na hranicích zrn austenitu při pomalém ochlazování z teplot nad A_{cm} . Oblast tvářecích teplot je schematicky vyznačena rovněž na obr. 4-16.
Teplné zpracování. Největší význam má rovnovážný diagram slitin železa s uhlíkem pro postupy teplého zpracování. Lze z něho určit jak žíhací teploty, tak teploty přeměn a výsledné struktury u těch postupů, které se dějí za podmínek blízkých rovnovážným. O jednotlivých postupech je pojednáno ve stati 44.



Obr. 4-16. Teploty lití a tváření za tepla slitin železa s uhlíkem

42 VLIV DALŠÍCH PRVKŮ

Kromě uhlíku, který má rozhodující vliv na vlastnosti slitin železa, uplatňují se často významnou měrou i další prvky. Některé z nich jsou přítomny vždy v ocelích a litinách ve větším či menším množství, které souvisí s použí-

áme jim *doprovodnými* surovinami a výrobním pochodem. Říkáme jim *doprovodné prvky*. Další žadáním *prvky do oceli a litin* přidáváme, abychom žadáním způsobem upravili neboli *slitinové* některé jejich vlastnosti. To jsou *přísadové* neboli *slitinové* (legující) prvky. Doprovodné prvky obvykle dále rozdělujeme na *škodlivé* čili *nečistoty* a na *prospěšné*, kterými v průběhu výrobního pochodu vážeme nebo odstraňujeme větší část nečistot tak, aby se jejich škodlivé působení udrželo v přípustných mezích [7, 8, 14].

Zatímco u litin, které mají vždy výrazně heterogenní strukturu, jsou vlastnosti určovány především množstvím a formou grafitu nebo cementitu (tedy obsahem uhlíku a způsobem krystalizace), jsou vlastnosti ocelí mnohem větší měrou ovlivněny i přítomností ostatních prvků.

Proto v dalším výkladu o vlivu doprovodných a slitinových prvků všímáme si především jejich působení v ocelích. O jejich vlivu v litinách pojedná blíže kapitola 47.

Prvky, vyskytující se nejčastěji v oceli, můžeme do zmíněných skupin rozdělit takto:

doprovodné	$\left\{ \begin{array}{l} \text{škodlivé S, O, P, N, H} \\ \text{prospěšné Mn, Si, Al (Cu);} \\ \text{Cr, Ni, Mn, Si, Mo, W, V, Al, Ti, Nb (Cu).} \end{array} \right.$
slitinové	

Je tedy možno říci, že každá ocel (i nejjednodušší uhlíková) obsahuje řadu prvků a je vlastně složitou soustavou. Jsou to nejen doprovodné prvky, ale i mnohé z ostatních, které jsme označili jako slitinové, jež se dostávají do oceli i neúmyslně z použitých surovin.

Hranici, od které má být ocel posuzována jako slitinová, je proto možno stanovit jen dohodou, jak to také pro naše poměry uvádí norma ČSN 42 0002. Za slitinové je možno podle ní považovat oceli, u nichž obsah příslušného prvku přestoupí tato množství:

Ni — 0,2 %	Mn — 0,9 %	Ni — 0,2 %
V — 0,1 %	Si — 0,5 %	V — 0,1 %
W — 0,1 %	Cr — 0,3 %	W — 0,1 %
Ti — 0,1 %	Mo — 0,1 %	Ti — 0,1 %

(Mezní obsah přísady je naznačen i v tab. 4-5.)

Proto pouhá přítomnost prvku není ještě kritériem pro zařazení oceli. Často mohou i některé doprovodné prvky (např. Al, N, S, P) v oceli vystupovat jako slitinové, jsou-li úmyslně přidávány ve větších množstvích k získání speciálních vlastností.

42.1 Doprovodné prvky

42.11 Doprovodné prvky škodlivé (nečistoty)

Jejich přítomnost v oceli je podmíněna jednak použitými surovinami, jednak vstupují do oceli během výrobního pochodu (zejména z pecní atmosféry a z výzdívek).

V zásadě se snažíme, aby jejich obsah v oceli byl co nejnižší. Poněvadž snižování obsahu nečistot je vždy nákladné a značně ovlivňuje volbu hutnického pochodu (viz tab. 7-7), jsou maximální obsahy nečistot v jednotlivých typech a jakostech ocelí různé. Informativní přehled o tom podává tab. 4-4.

Síra

Síra se dostává do oceli jednak z rudy a jednak z paliva. S železem tvoří siřník železnatý (FeS), který je v tuhém železe prakticky nerozpustný. S železem γ tvoří eutektikum s velmi nízkou teplotou tání (985 °C). Proto není-li síra vázána jinak, soustřeďuje se siřník železnatý v naposled tuhoucích podílech kovu (prostory mezi dendrity — osa a hlava ingotu.*) Vytváří obálky na austenitových zrnech a oslabuje jejich soudržnost. To je příčinou křehkosti oceli při teplotách blízkých teplotě tání eutektika Fe—FeS, tedy v oblasti, v níž se obvykle ocel tváří za tepla. Snížená pevnost hranic austenitových zrn vede při tváření snadno ke vzniku mezikrystalových trhlin.

Siřník železnatý zhoršuje i houževnatost a tvárnost oceli za teploty okolí, svařitelnost ocelí a rovnoměrnost difuze uhlíku při cementování.

Za přítomnosti manganu se váže síra přednostně na siřník manganatý MnS, s teplotou tání 1 620 °C, který snadno přechází do strusky. Pokud zůstane v oceli, vytváří na rozdíl od siřníku železnatého kuličkové útvary díky většímu mezipovrchovému napětí. Jejich nepříznivý vliv na vlastnosti oceli je podstatně menší.

Kyslík

Kyslík se dostává do oceli během oxidační periody při zkujňování a jeho určitý obsah v lázni je předpokladem správného průběhu pochodu. Jeho rozpustnost při teplotě tuhnutí je asi 0,05 %. Přítomností uhlíku je rozpustnost kyslíku v oceli v kapalném i tuhém stavu snižována. V hotové oceli je vliv kyslíku jednoznačně škodlivý, a proto musí být jeho obsah snížen na minimum. Děje se tak dezoxydací, jak je uvedeno v kap. 72.

K zneškodnění kyslíku slouží přísada prvků do lázně, které mají větší afinitu ke kyslíku než železo (zejména křemík, hliník, méně často i titan, zirkonium a vápník),

*) Proto obsah síry v těchto oblastech bývá značně větší než průměrný obsah — mluvíme o segregaci síry.

0,05	Horní hranice u kotlových ocelí	Horní hranice v dobrých ob- loukových svařích	Kyslík ve zdravé oceli
0,04	Horní hranice u ušlechtilých ocelí		
0,03	Hranice pro svař. dráty		
0,02	Od tohoto obsahu zvyšuje již citlivost k popraskaní svař. kostí a k praskání svař.	Tabulka 4-4. Přehled obsahů a vlivu některých doprovodných prvků v ocelích	
%			
0,01			
0,30			
0,20		—Přísada k zvýšení obrobitel- nosti	—Přísada k zjemnění zrna. Cr- oceli a pro stabilizaci austenitu
0,10	Přísada k zvýšení obrobitel- nosti		
0,09	Křehkost za studena		
0,08		—Křehkost za červeného žáru	
0,07			
0,06	Horní hranice u běžných uhlíkových ocelí		
0,05	Horní hranice u kotlových ocelí		
0,04	Horní hranice u ušlechtilých ocelí		
0,03	Hranice pro svař. dráty		
0,02	Od tohoto obsahu zvyšuje již citlivost k popraskaní svař. kostí a k praskání svař.		
0,01			
		—Horní hranice v dobrých ob- loukových svařech	
		Thomasova ocel Uklidněná ocel Ocel z el. pecí ocel z SM-pecí	Kyslík ve zdravé oceli

Fosfor

Síra

Dusík

Kyslík

nebo mění charakter kyslíčkových vměstků (jako mangan). Deoxydační prvky se používají buď jednotlivě, nebo jako komplexní deoxydovadlo.

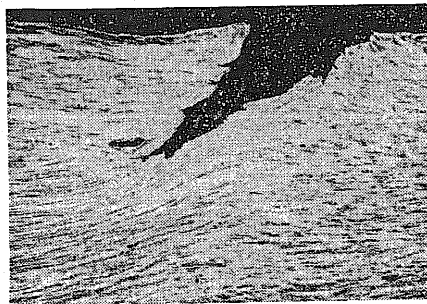
Kyslík, který zůstane v oceli, je vázán buď jako kysličníky (FeO , MnO , Al_2O_3), nebo křemičitany (například $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$).

Přítomností kyslíku v oceli se hlavně značně zhoršuje vrubová houževnatost a zvyšuje přechodová teplota.

Fosfor

Dostává se do oceli z použitých surovin. V železe γ se rozpouští. Zvyšuje teplotu přeměny A_3 a snižuje A_4 , takže při obsahu asi 0,5 % oblast fáze γ uzavírá.

Při větším obsahu fosforu (např. v šedé litině) se objevuje fosfid železa Fe_3P obsahující 15,6 % fosforu. Fosfid obvykle tvoří buď binární eutektikum $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{P}$ s teplotou tání 1 050 °C, nebo při větším obsahu uhlíku ternární eutektikum $\text{Fe}-\text{Fe}_3\text{C}-\text{Fe}_3\text{P}$ (steadit) s teplotou tání 965 °C. (Tato strukturální složka typická pro šedou litinu je na obr.



Obr. 4-17. Trhлина ve vývalku z nízkouhlíkové ukladněné oceli, způsobená nerovnoměrným ohřevem ingotu a fosforovými segregacemi (1/4 skut. vel. Oberhoffer)

V ocelích, kde obsah fosforu nepřekračuje téměř nikdy 0,1 %, je fosfor přítomen v tuhém roztoku s železem.

Podobně jako síra se i fosfor během tuhnutí velmi výrazně odměšuje (segreguje), obr. 4-17. Vzhledem k nízkému součiniteli difuze zůstávají rozdíly v obsahu fosforu v jednotlivých místech většinou zachovány i po normalizačním nebo homogenizačním žhání. Protože fosfor ovlivňuje i rozpustnost uhlíku v oceli, mají místa s větším obsahem fosforu zároveň i snížený obsah uhlíku.

Fosfor v oceli zhoršuje vrubovou houževnatost, zvětšuje sklon k lámavosti za studena a zvyšuje její přechodovou teplotu. Rovněž svařitelnost ocelí je ovlivňována nepříznivě.

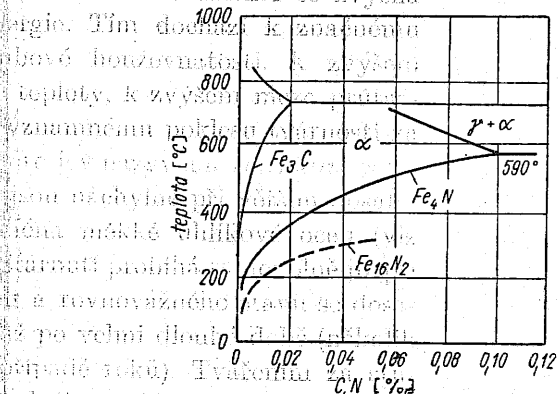
Dusík

Dusík se rozpouští v roztavené oceli i v železe γ a α . Jeho množství závisí na výrobním pochodu (dostává se do roztaveného kovu z pecní atmosféry viz tab. 7-7), i na složení oceli. Vytváří intersticiální tuhý roztok. V železe α se rozpouští nejvýše asi 0,1 % dusíku. S klesající teplotou se rozpustnost rychle zmenšuje (obr. 4-18), podobně jako rozpustnost uhlíku. Vliv na vlastnosti

1) Morozov, A. N.: Vodík a dusík v oceli. Praha, SNTL 1953

ocelí je obecně nepříznivý. Nadbytečný dusík se při dostatečně pomalém ochlazování vylučuje totiž jako nitrid Fe_4N . Při rychlejším ochlazování vzniká přesyacený, nestabilní roztok dusíku v železe α . Při vyšším přesyacení dusíkem se tento roztok rozpadá za vylučování velmi jemných částecek nitridu. Podle podmínek je to buď zmíněný stabilní nitrid Fe_4N , nebo nejprve nestabilní nitrid $Fe_{16}N_2$, který se mění ve stabilní (viz obr. 4-18).

Nitridy se vylučují přednostně na hranicích zrn a v kluzných rovinách, ve kterých předchozím tvářením se zvýšila



Obr. 4-18. Výřez z rovnovážných diagramů Fe—C a Fe—N (čáry vyznačují rovnováhu uhlíku rozpustěného ve feritu s Fe_3C a dusíku se stabilní fází Fe_4N a nestabilní $Fe_{16}N_2$)

Také citlivost oceli ke *koroznímu praskání* a *louhové křehkosti* v koncentrovaných louhách a v některých solích (např. dusičnany) za vyšších teplot souvisí s jevem stárnutí.

Ocel zkrchlou následkem stárnutí je možno v zásadě regenerovat ohřevem do oblasti homogenního roztoku α (při němž se nitridy rozpouštějí) a zrychleným ochlazením, které potlačí vyloučení nitridů. Náchylnost k opětovnému stárnutí oceli však trvá.

Nebezpečí stárnutí vlivem dusíku je tím menší, čím méně ho ocel obsahuje a čím více se podaří vázat jej na nitridy stále i při vysokých teplotách. Nejvíce dusíku obsahují oceli Thomasovy, nejméně oceli vyrobené v kyslíkovém konvertoru (kap. 7). Poměrně stálý nitrid, rozpustný až při teplotách nad 1 000 °C, tvoří s dusíkem hliník, kterého se používá k desoxydaci při výrobě ocelí ukladných (kap. 7). Musí se ho ovšem přidat tolik, aby stačil na desoxydaci i na tvorbu nitridu. Titan působí podobně jako hliník a přidává se proto někdy v kombinaci s ním. Vanad má větší afinitu k dusíku než ke kyslíku, čehož se ojediněle využívá k výrobě neuklidněných ocelí se zmenšeným

sklonem ke stárnutí. Křemík, který je účinným dezoxidačním prostředkem, tvoří nitrid, stálý až pod 700 °C, takže ocel uklidněnou křemíkem je nutno stabilizovat proti stárnutí delším žháním při 600 °C¹⁾.

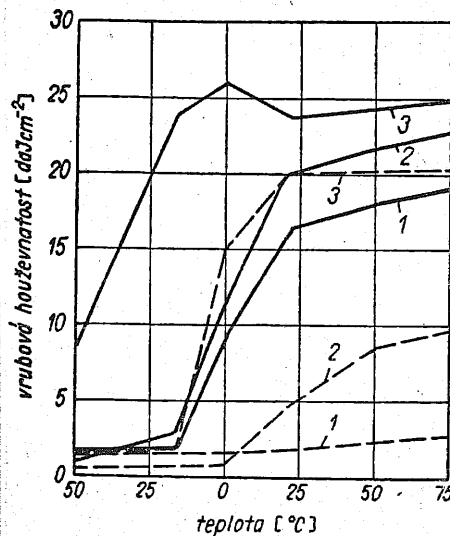
Čím je dusíku v oceli více, tím vyšší musí být přísada prvku stabilizujícího dusík. Tím se však zhorší různé vlastnosti oceli, jako maximální hodnota vrubové houževnatosti v oblasti normální teploty a její hlubokotažnost. Na obr. 4-19 je uvedena závislost vrubové houževnatosti na zkušební teplotě pro různé oceli před stárnutím a po něm. Jde o oceli ochlazované na vzduchu z 930 °C (normalizované) a stárnuté tvářením za studena o 10 % a s ohřevem 1 hod. na 250 °C. Třeba poznamenat, že významného posunutí přechodové teploty doleva se dosáhne zakalením všech měkkých ocelí z 930 °C do vody, což však má malý praktický význam. Tuto skutečnost uvádíme jen na doklad velmi složitých činitelů, které mají vliv na polohu přechodové teploty.

Jsou ovšem i oceli, do kterých se dusík úmyslně přidává. Využívá se jeho schopnosti rozšiřovat oblast austenitu a v kombinaci s některými slitinovými prvky zjemňovat zrno. O tomto záměrném použití dusíku viz str. 341.

Vodík²⁾

Dalším ze škodlivých prvků v ocelích je vodík, jehož zdrojem je pecní atmosféra, vlhkost zavážky a přísad apod.

Rozpustnost vodíku v roztaveném železe nebo oceli je poměrně vysoká (obr. 4-20). Během tuhnutí klesá asi na třetinu a při dalším chladnutí se dále snižuje. V železe γ je vyšší než v železe α . Prebytečný vodík uniká během tuhnutí ve formě bublin. Při dalším chladnutí za spolupůsobení pnutí vznikajících při fázových přeměnách dochází ke vzniku trhlinek, ve kterých se tvoří molekulární vodík neschopný difuze. Rostoucí tlak vodíku dále trhlinky roz-

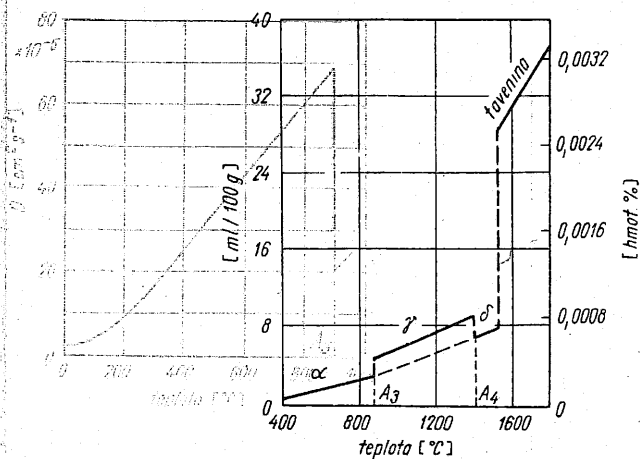


Obr. 4-19. Vliv zkušební teploty na vrubovou houževnatost u různých měkkých ocelí ochlazených na vzduchu z 930 °C před stárnutím a po stárnutí (10 % tváření za studena a ohřev na 250 °C po dobu 1 hod.)

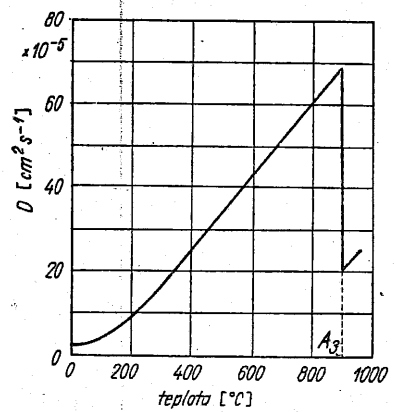
- 1 — ocel Thomasova neuklidněná (0,05 % C, 0 % Si, 0,4 % Mn, 0,06 % P, 0,035 % S, 0,017 % N)
 - 2 — ocel Martinova neuklidněná (0,11 % C, 0 % Si, 0,5 % Mn, 0,013 % P, 0,026 % S, 0,007 % N)
 - 3 — ocel Martinova uklidněná a stabilizovaná hliníkem (0,08 % C, 0,02 % Si, 0,4 % Mn, 0,010 % P, 0,026 % S, 0,007 % N, 0,082 % Al)
- před stárnutím; - - - - po stárnutí

1) VRTĚL, J.: Kovové materiály, 3, 1965, č. 6, s. 549—567

2) POVOLENSKIJ, D. J. — MOROZOV, A. N.: Vodík a vločky v oceli. Praha, SNTL 1961



Obr. 4-20. Rozpustnost vodíku v železe při různých teplotách a tlaku 760 torrů

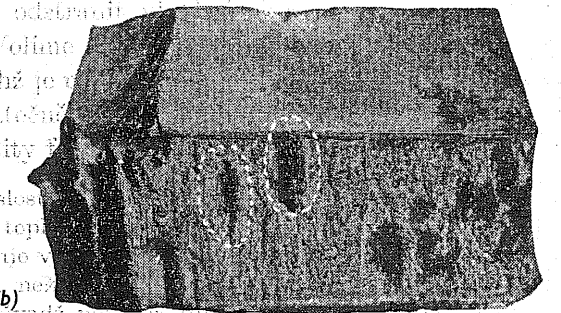
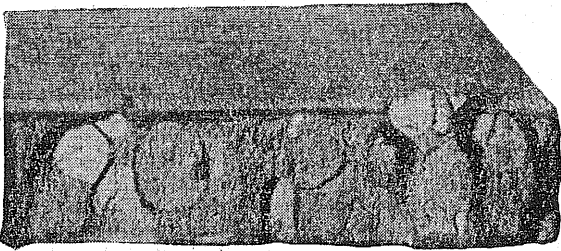


Obr. 4-22. Difusní součinitel vodíku v železe v závislosti na teplotě

širuje. Ve struktuře oceli pak pozorujeme trhliny typického charakteru, kterým říkáme *vločky* (obr. 4-21). K jejich vzniku jsou náchylné zejména nízkolegované oceli s přísadou niklu.

Vhodným vedením ocelářského pochodu lze obsah vodíku a plynů vůbec podstatně omezit. Při běžných

výrobních
procesech
sahem
fyzikální
výběr
Máme-li
oblasti
směr
klesající
nutí, včas
žiháním.
ty, při nichž
důležitě
stabilitu



Ze závislosti rychlosti difuze vodíku na teplotě vidíme, že vodík difunduje v železe α podstatně rychleji než v železe γ (obr. 4-22). Poněvadž největší difusní rychlost je těsně pod teplotou A_1 , bude také tato teplota se zřetelem na nízkou rozpustnost vodíku ve

podstatně omezit. Při běžných výrobních pochodech však nelze získat oceli s takovým obsahem vodíku, který by zajišťoval bezpečnost před vznikem vloček.

Máme-li zabránit vzniku vloček, je třeba vodík, který má snahu se vylučovat v důsledku klesající rozpustnosti při chlazení, včas odstranit vhodným žiháním. Volíme k tomu teploty, při nichž je rozpustnost vodíku dostatečně nízká, tj. v oblasti stability feritu.

Ze závislosti rychlosti difuze vodíku na teplotě vidíme, že vodík difunduje v železe α podstatně rychleji než v železe γ (obr. 4-22). Poněvadž největší difusní rychlost je těsně pod teplotou A_1 , bude také tato teplota se zřetelem na nízkou rozpustnost vodíku ve

Obr. 4-21. Vločky v oceli (1/2 skut. vel.)
a) lom prochází vesměs podél vloček, b) deska přelomena v rovině přibližně kolmé k orientaci vloček (vločky se jeví na lomu jako trhliny — označeno)

feritu nejvhodnější pro optimální a rychlé vyloučení vodíku z oceli (běžně se používá žhání při teplotách 680 až 700 °C s ochlazením na vzduchu). Udržování oceli na této teplotě musí být ovšem dostatečně dlouhé, aby obsah vodíku klesl na rovnovážný. V některých případech je výhodné velmi pomalé ochlazování z teplot nad A_{c_3} . Protivločkově žhát je samozřejmě nutno dříve, než ocel poprvé vychladne hlouběji pod teplotu A_{c_1} , a tedy než vločky mohou vzniknout. Postup při protivločkovém žhání je blíže popsán v kap. 44.

Podstatného snížení obsahu vodíku v oceli lze dosáhnout též litím ingotů ve vakuu nebo vakuovým tavením. Tyto operace přes svou značnou nákladnost jsou často ekonomicky výhodnější než protivločkové žhání.

Vodík se může dostat do oceli nejen v kapalném stavu, ale i v tuhém při styku oceli s vodíkem ve stavu zrodu za teploty okolí (moření v kyselinách, galvanické pokovování) nebo za zvýšených teplot a vysokých tlaků (například v chemickém průmyslu).

Tepelné zpracování k odstranění křehkosti oceli vlivem vodíku po moření je uvedeno v kap. 44. Poškození oceli vzniklé působením vodíku za vysokých teplot a tlaků nelze naproti tomu odstranit.

Větší obsah vodíku, i když nevede k vzniku vloček, působí nepříznivě. Snižuje zejména tažnost a kontrakci a někdy i vrubovou houževnatost.

42.12 Doprovodné prvky prospěšné

V předcházející stati jsme se zmínili o příznivém působení křemíku, manganu, hliníku a některých dalších přísad na zmírnění nebo odstranění nepříznivého účinku nečistot. V dalším pojednáme o vlivu manganu a křemíku poněkud podrobněji.

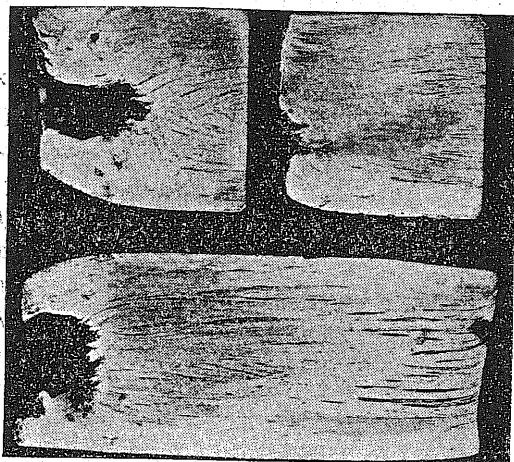
Mangan

Mangan je obsažen ve všech ocelích jako základní deoxydační a odsiřovací přísada v množství od 0,1 do 0,8 %. Je rozpuštěn převážně ve feritu, mírně zvyšuje jeho pevnost a houževnatost. Jen zcela malá část je v cementitu a zvyšuje jeho stabilitu. Eutektoidní bod je posouván se stoupajícím obsahem manganu k nižšímu obsahu uhlíku. Zvyšuje se tepelná hystereze, takže se snižují teploty přeměny a překrytalizace se zpomaluje.

Prísada samotného manganu nestačí k dokonalé deoxydaci, neboť mangan nezabrání uhlíkové reakci při tuhnutí oceli, takže nedojde k úplnému uklidnění (viz kap. 72). Toho lze dosáhnout dokončením deoxydace křemíkem, resp. křemíkem a hliníkem nebo dalšími deoxydačními přísadami (Ca, Zr, Ti aj.). Křemík a hliník převádějí kyslík na kysličníky, popřípadě křemičitany a hlinitany, které z větší části přecházejí do strusky.

Křemík

Množství křemíku v oceli jako dezoxidační přísady nepřekračuje 0,5 %. Křemík se rozpouští v železe α i γ . Zvyšuje pevnost feritu, zhoršuje tvárnost oceli za studena a zpomaluje fáze přeměny v tuhém stavu. Tyto vlivy se projevují výrazněji vesměs až při vyšších obsazích.



Obr. 4-23. Vlákna křemičitanů a siričků při nadměrném vycezení v jádrové části vývalku z uhlíkové oceli

(1/10 skut. vel., persíran amonný)

největší význam v litinách. Podobně jako mangan posunuje eutektoidní obsah uhlíku i max. rozpustnost uhlíku v austenitu k nižším koncentracím.

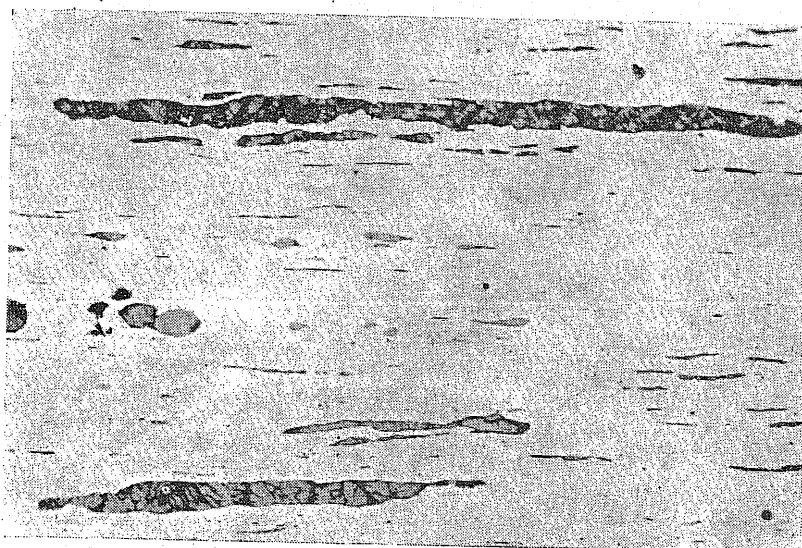
Produkty dezoxydace a odsíření. Z produktů odsíření (siričky) a dezoxydace (kysličníky, křemičitan, hlinitan) zůstane vždy určitá část v oceli (endogenní vměstky). Spolu s dalšími nekovovými vměstky (exogenními), které do oceli přicházejí z vyzdívek hutnických agregátů, jsou jednou z příčin nestejnorození struktury a vlastností oceli.

Křemík

Množství křemíku v oceli jako dezoxidační přísady nepřekračuje 0,5 %. Křemík se rozpouští v železe α i γ . Zvyšuje pevnost feritu, zhoršuje tvárnost oceli za studena a zpomaluje fáze přeměny v tuhém stavu. Tyto vlivy se projevují výrazněji vesměs až při vyšších obsazích.

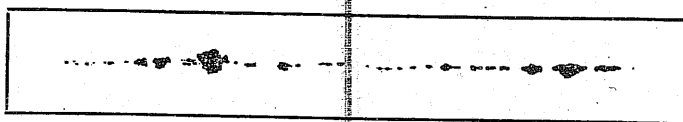
Zhoršení tvárnosti se však projevuje již při běžné výši přísady, a proto se u hlubokotažných ocelí musí obsah křemíku udržovat na nízké úrovni.

Křemík podporuje grafitizaci slitin Fe—C. V tomto směru má

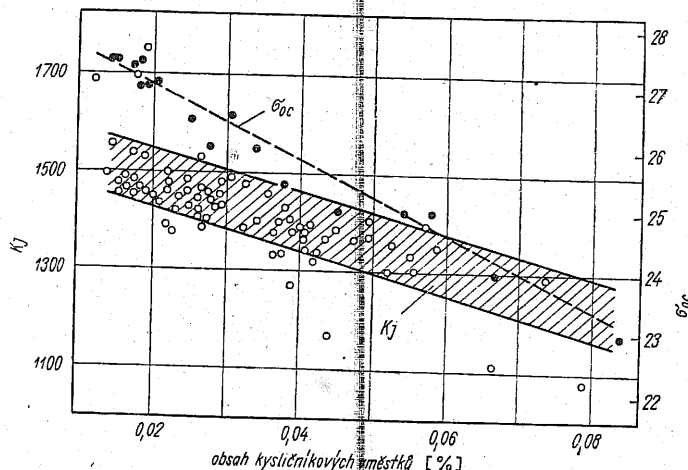


Obr. 4-24. Sírnikové vměstky v oceli, protažené tvářením (zv. 50 \times)

Sklovité křemičitany jsou při teplotách tváření plastické a protahují se často do vláken (obr. 4-23). Podobně se chovají sirníky (obr. 4-24). Naopak sloučeniny netvárné, např. hlinitany, se seřazují pouze do řádek (obr. 4-25).

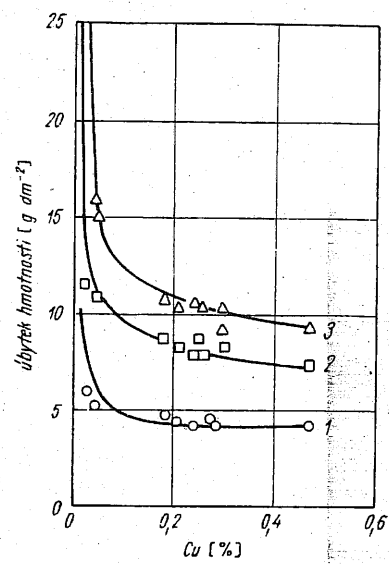


Obr. 4-25. Netvárné vměstky (hlinitany) seřazené do řádku (zvětš. 100 ×, nelept.)



Obr. 4-26. Závislost meze únavy v ohybu ($\sigma_{0.2}$ [daNmm⁻²]) a jakostního součinitele součinu pevnosti a tažnosti (K_j) na obsahu kyslíčkových vměstků v oceli

Všechny vměstky, je-li jich v oceli velké množství a jsou-li nerovnoměrně rozloženy, v různé míře snižují houževnatost oceli a její odolnost proti únavě (obr. 4-26). Tvárné vměstky, které jsou značně protaženy ve směru tváření, se zejména projeví na rozdíllosti mechanických vlastností ve směru příčném a podélném. V krajním případě může dojít i k tzv. dřevitému lomu. Kyslíčnky a nitridy hliníků bývají v oceli jemně rozptýleny. Zjemňují její zrno, zlepšují tažnost a tím příznivě ovlivňují vlastnosti oceli. Podobně působí i komplexní dezoxidační přísady.

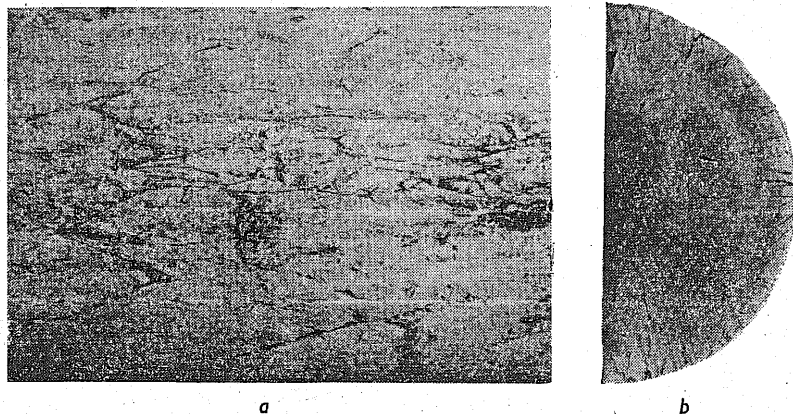


Obr. 4-27. Závislost koroze oceli na obsahu mědi po jednom roce (1), po 5 letech (2) a 9 letech (3)

Měď

Velmi zajímavé měřicí Zvláštní postavení mezi doprovodnými prvky zaujímá měď, která se do oceli většinou odpařuje z některých druhů rud nebo přetavováním odpadů a nedá se hutnickými většími než křemíky pochody odstranit. Její množství je zřídka větší než 0,2 %.

U mědi nepatrně zvyšuje Měď poněkud zpomaluje překrytálizaci a nepatrně zvyšuje pevnost oceli. Malé množství mědi — v desetínách procenta — zvyšuje odolnost uhlíkové oceli (obr. 4-27) oceli proti rezivění, vlivu povětrnosti a vlhku (obr. 4-27).



Obr. 4-28. Ocelový sochor s četnými podélnými radiálními trhlinami, vzniklými následkem vysokého obsahu mědi (0,52 %) a nesprávného ohřevu. *a* - povrch, *b* - příčný řez (1/4 skut. vel., persíran amonný)

Větší obsahy mědi působí různé výrobní potíže, které se projevují zejména povrchovým praskáním při zpracování za tepla nad 1 000 °C. Trhliny, vyvolané při tváření oceli s větším obsahem mědi a síry, jsou patrné z obr. 4-28.

Výjimečně se mědi používá u speciálních ocelí i jako slitinového prvku, neboť při vyšších obsazích zvyšuje pevnost a korozivzdornost.

(příklady)

42.2 Slitinové prvky (příklady)

Kromě doprovodných prvků, které jsou přítomny v každé oceli, přidávají se také přísady (do některých ocelí další prvky zvané slitinové, přísadové (legující) [7, 8, 14, 15]. Tyto přísady (legury) bývají v množství od několika setin procenta (např. niklu nebo chromu) a je až do desítek procent (např. niklu nebo chromu) a jejich účelem je získat určité vlastnosti, kterých v ocelích nelze dosáhnout samotným uhlíkem.

U konstrukčních ocelí je to nejčastěji požadavek velké prokalitelnosti, vyžadované při dobré houževnatosti a při příznivé mezi únavy, požadavek vysoké žárovečnosti, korozivzdornosti apod. Jindy požadujeme velkou tvrdost,