



VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

VÝROBA A VLASTNOSTI OTĚRUVZDORNÝCH CHROMOVÝCH LITIN

MANUFACTURE AND PROPERTIES OF WEAR RESISTANT CHROMIUM CAST
IRONS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

David Klemsa

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.

BRNO 2016

Zadání bakalářské práce

Ústav:	Ústav strojírenské technologie
Student:	David Klemsa
Studijní program:	Strojírenství
Studijní obor:	Strojírenská technologie
Vedoucí práce:	doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D.
Akademický rok:	2015/16

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Výroba a vlastnosti otěruvzdorných chromových litin

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

V řadě průmyslových aplikací jsou součásti strojů vystaveny silnému abrazivnímu opotřebením. Jedná se zejména o součásti tryskacích strojů a zařízení, součásti dopravy sypkých keramických materiálů nebo různá mlecí zařízení. Základním požadavkem kladeným na součásti pracující v těchto prostředích jsou zejména vysoká tvrdost a odolnost vůči abrazivnímu opotřebením. Velmi významné postavení mezi těmito materiály si udržují chromové vysokolegované litiny. Vysoká odolnost vůči abrazivnímu těchto materiálů souvisí s vyloučením tvrdých karbidických částic v matici. Pro vysokou odolnost materiálu proti opotřebením je důležitá nejen tvrdost těchto karbidů, ale i jejich soudržnost s maticí.

Cíle bakalářské práce:

Cílem bakalářské práce je shrnutí literárních údajů o výrobě a vlastnostech chromových otěruvzdorných litin. Jedná se zejména o shrnutí poznatků o struktuře karbidických chromových litin s ohledem na množství, velikost a složení karbidických částic. Vybrané jakosti litin budou v rámci bakalářské práce hodnoceny i metalograficky.

Seznam literatury:

Šenberger, J., Bůžek, Z., Záděra, A., Stránský, K., Kafka, V. (2008): Metalurgie oceli na odlitky. 1. Brno, Vysoké učení technické v Brně - Nakladatelství Vutium, 311 p. ISBN 978-80-214-3632-9.

Sýkora, P., Žižka, V., Němec, M. (2014): Odlitky z nadeutektické chromové litiny odolné proti opotřebením s W, Mg, mischmetalem. In Sborník abstraktů 51. slévárenské dny, Sborník přednášek. Brno: Česká slévárenská společnost, s. 18–30. ISBN 978-80-02-02567-2.

Roučka, J. (1998): Metalurgie litin. 1.vyd. Brno, 166 s. ISBN 80-214-1263-1.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2015/16

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.
ředitel ústavu

doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D.
děkan fakulty

ABSTRAKT

Bakalářská práce se zabývá problematikou vlastností, možnostmi ovlivňování vlastností, výrobou a použitím vysokolegovaných chromových litin. Pro lepší pochopení tohoto úzce speciálního tématu je jistá pozornost věnována i bílým nelegovaným litinám. V práci je popsána cesta k získání bílé litiny a strukturní složky v bílých litinách se vyskytující. Podrobněji je pojednáno o faktorech ovlivňujících strukturu bílých litin – chemickém složení a tepelném zpracování. Struktura litiny totiž určuje její vlastnosti, a pro dosažení požadovaných vlastností jsou poznatky o možnostech ovlivňování struktury klíčové. Pozornost je věnována jak struktuře matrice, tak typu a morfologii karbidů.

Klíčová slova

Vysokolegované chromové litiny, bílé litiny, karbidy v litinách, odolnost proti opotřebení, těžební průmysl

ABSTRACT

This bachelor thesis is focused on the issue of properties, possibilities of influencing properties, production and use of high-chromium cast iron. For better understanding of this specific topic, some attention is paid to white cast iron generally. The work describes the way of gaining white cast iron and structural components occurring in white cast irons. Factors influencing the structure of white cast irons are discussed in more details – the chemical composition and heat treatment. The structure of cast iron determines its properties. The knowledge about the possibilities of influencing the structure is important to achieve the desired properties. Attention is also paid to the matrix structure and the types and morphology of carbides.

Keywords

High-chrome cast iron, white cast iron, carbides in cast iron, wear resistance, mining industry

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

KLEMSA, D. *Výroba a vlastnosti otěruvzdorných chromových litin*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2016. 70 s. Vedoucí bakalářské práce doc. Ing. Antonín Záděra, Ph.D..

PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Výroba a vlastnosti otěruvzdorných chromových litin** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených na seznamu, který tvoří přílohu této práce.

Datum

David Klemsa

PODĚKOVÁNÍ

Děkuji tímto doc. Ing. Antonínu Záděrovi, Ph.D. za trpělivost, podmětné připomínky a rady při celé řadě konzultací bakalářské práce. Děkuji doc. Ing. Jaromíru Roučkovi, CSc. za cenné rady a zejména za zapůjčení hodnotné literatury věnující se tématu mé bakalářské práce. Děkuji také Editě Bělehradové za pomoc s vyhledáváním odborných článků. Všem děkuji za ochotu a velmi laskavý přístup, čehož si velmi cením. Děkuji též své rodině za podporu.

OBSAH

ABSTRAKT	4
PROHLÁŠENÍ.....	5
PODĚKOVÁNÍ	6
OBSAH.....	7
ÚVOD.....	9
1 CHEMICKÉ SLOŽENÍ A STRUKTURA KARBIDICKÝCH LITIN	10
1.1 Dělení bílých litin dle chemického složení	10
1.2 Tuhnutí bílých litin.....	11
1.3 Vliv prvků na tuhnutí	13
1.4 Očkování bílé litiny.....	13
1.5 Strukturní složky bílých litin.....	13
1.5.1 Austenit.....	15
1.5.2 Ferit.....	16
1.5.3 Karbidy	17
1.5.4 Perlit.....	20
1.5.5 Bainit.....	22
1.5.6 Martenzit.....	23
1.5.7 Ledeburit.....	24
1.6 Uhlíkový ekvivalent	25
1.7 Faktory ovlivňující strukturu bílých litin	29
1.7.1 Vliv rychlosti ochlazování na strukturu (IRA & ARA).....	29
1.7.2 Vliv chemického složení na strukturu	34
1.8 Základní prvky přítomné v bílé litině a jejich vliv vlastnosti	36
1.8.1 Uhlík	36
1.8.2 Křemík	36
1.8.3 Mangan	37
1.8.4 Fosfor	37
1.8.5 Síra.....	38
1.9 Prvky záměrně přidávané do bílých litin a jejich vliv na vlastnosti	38
1.9.1 Chrom	38
1.9.2 Nikl	39
1.9.3 Vanad.....	40
1.9.4 Molybden.....	40
1.9.5 Draslík.....	42

1.9.6	Wolfram	44
1.9.7	Měď	44
1.9.8	Titan	44
1.9.9	Niob	45
1.10	Ostatní prvky a jejich vliv na vlastnosti	45
1.11	Tepelné zpracování bílých litin	45
1.11.1	Žihání na měkko	45
1.11.2	Kalení	47
1.11.3	Žihání k odstranění vnitřního pnutí (popouštění)	48
2	VLASTNOSTI BÍLÝCH LITIN	49
2.1	Odolnost proti opotřebení	49
2.2	Tvrdost	50
2.3	Chemická odolnost a odolnost proti korozi	51
2.4	Houževnatost	51
2.5	Vlastnosti za vysokých teplot	51
2.5.1	Žáruvzdornost	52
2.5.2	Žáropevnost	52
2.6	Obrobitelnost	52
2.7	Zabíhavost	53
2.8	Smršťování	54
2.9	Další vlastnosti	55
3	VÝROBA BÍLÉ LITINY	56
3.1	Výroba bílé litiny v elektrických indukčních pecích	56
3.1.1	Elektrické indukční pece	56
3.1.2	Metalurgie tavby na elektrické indukční peci	57
3.2	Výroba bílé litiny v elektrických obloukových pecích	59
3.2.1	Elektrické obloukové pece	59
3.2.2	Metalurgie tavby na elektrické obloukové peci	59
4	POUŽITÍ BÍLÝCH LITIN	61
5	MĚŘENÍ TRVDOSTI A VYHODNOCENÍ STRUKTURY	63
6	ZÁVĚR	65
	ZDROJE	66
	SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK	70

ÚVOD

Litina je v základě slitinou železa a uhlíku, v níž obsah uhlíku převyšuje svou maximální rozpustnost v kubické plošně středěné mřížce železa γ . Tento uhlík pak bývá vyloučen ve formě grafitu (grafitické litiny) nebo ve formě karbidů (karbidické litiny).

Od objevu šedé litiny v oblasti Levanty uplynuly tisíce let, do dnešní doby tyto slitiny železa a uhlíku došly k masovému rozšíření. Povědomí o vlastnostech litin, možnostech ovlivňování jejich vlastností a výrobě litinových odlitků, bylo založeno na empiriích po staletí předávaných z generace na generaci starověkých slévačů a metalurgů. Podstata ověřených pochodů, postupů a jejich vliv na získání litinových odlitků požadovaných vlastností nebyly známy. V souladu s výrokem Aristotelovým, že „je v lidské přirozenosti hledat vědění“, i lidé ve slévárství, hnáni touhou po poznání, nejprve se snažili co nejdříve popsat známé empirie, až nakonec zúčtovali s empirickými zkušenostmi a počali zkoumat podstaty materiálů a metalurgických pochodů. S postupem času, rozvojem techniky a díky plodné práci lidí v oboru, se k šedé litině přidala litina bílá, temperovaná, tvárná, vermikulární a ADI litina.

Bílé litiny jsou jediným zástupcem litin karbidických. Název „bílé“ je odvozen od skutečnosti, že jejich lomová plocha se jeví jako bílá. Nelegované bílé litiny jsou již několik staletí polotovarem pro výrobu odlitků z temperované litiny, avšak samostatné využití ve větší šíři nikdy nenalezly. Vrcholem výzkumné práce materiálových a slévárských inženýrů se ale stalo poznání vlastností, možností jejich ovlivňování a problematiky výroby chromem vysokolegovaných bílých litin. Svou tvrdostí a odolností proti opotřebení zcela zastiňují všechny ostatní druhy litin. Tyto litiny proto zaujímají postavení klíčového materiálu pro výrobu zařízení v zejména těžebním průmyslu. Vzhledem k pokračujícímu rozvoji těžebního průmyslu především v centrální a severní Asii a Africe, jenž je reakcí na pokračující růst průmyslu a z něj vyplývající silící poptávku po nerostném bohatství, jsou vysokolegované bílé litiny velmi perspektivním materiálem, jemuž je na místě věnovat patřičnou pozornost dnes i v budoucnosti. Tato práce si klade za cíl objasnit problematiku výroby bílých litin, jejich vlastností a možnosti jejich ovlivňování, s důrazem na litiny legované, zejména pak litiny legované chromem. Tomu to tématu se věnuje celá řada jiných prací, článků a knih, avšak většinou poněkud útržkovitě s důrazem na konkrétní aspekt nebo problém. Autorovou snahou zde je shrnutí poznatků autorů jiných do jedné komplexnější práce. [1]

1 CHEMICKÉ SLOŽENÍ A STRUKTURA KARBIDICKÝCH LITIN

U bílých litin, stejně jako u ostatních slévárenských slitin platí, že jejich vlastnosti značnou měrou souvisí se strukturou, která je ovlivněna jejich chemickým složením. Před hodnocením vlastností je tedy namístě obeznámit se jejich strukturou a vlivy strukturu ovlivňujícími, zejména pak s vlivem chemického složení.

1.1 Dělení bílých litin dle chemického složení

Pro snazší orientaci v široké škále bílých litin, abychom se vyhnuli se zdlouhavým popisům v částech zaměřených na konkrétní aspekt určité problematiky, můžeme dělit tyto litiny do několika kategorií dle chemického složení, a s ním souvisejícími specifickými vlastnostmi.

Nelegované

Za nelegované bílé litiny považujeme ty, které mimo samotné železo obsahují pouze základní prvky: uhlík, křemík a mangan. Ostatní prvky se v nich vyskytují pouze ve stopovém množství, a jejich vyšší obsah je považován za nežádoucí. Orientační rozsah chemického složení nelegovaných bílých litin je v **tab. 1**. Struktura těchto litin bývá většinou tvořena perlitem a karbidy.

Tab. 1. Rozsah chemického složení nelegovaných bílých litin v %. [1]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu
2 až 3.4	0.4 až 1.5	0.2 až 1	max. 0.3	max. 0.3	max. 0.3

Nízkolegované

Přidáním již malého množství legujících prvků lze dosáhnout podstatného zlepšení některých vlastností litiny, např. tvrdosti či odolnosti proti opotřebení. Litiny s přísadou do několika procent legujících prvků nazýváme nízkolegovanými bílými litinami. Orientační rozsah jejich chemického složení je v **tab. 2**. U nízkolegovaných bílých litin se lze nejčastěji setkat s perlitickou strukturou, nebo s bainitem či martenzitem po tepelném zpracování, a karbidy.

Tab. 2. Rozsah chemického složení nízkolegovaných bílých litin v %. [2]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
3 až 3.5	0.3 až 0.7	0.7 až 1.2	1.5 až 3	0 až 2	2 až 4	1.5 až 2.5

Chromové

Bílé litiny s vysokými obsahy chromu nazýváme chromové. Orientační rozsah jejich chemického složení je v **tab. 3**. V praxi nacházejí však uplatnění litiny s obsahem chromu až do 40%. V chromových litinách se vyskytují mimo karbidy typu M_3C (např. Fe_3C) i stabilní karbidy vyššího řádu typu M_7C_3 . Od určitého obsahu chromu a uhlíku je jimi cementit zcela nahrazen a mohou se vyskytovat i další typy karbidů. Díky těmto speciálním karbidům se chromové litiny vyznačují pro ně typickou velmi vysokou tvrdostí a odolností proti opotřebení.

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
1.8 až 3.6	max. 1	0.5 až 1.5	8 až 28	max. 2	max. 3	max. 1.2

Chrom-nikl-molybdenové

Pro další zlepšení některých vlastností, zejména pak tvrdosti a odolnosti proti opotřebení se někdy chromové litiny navíc legují ještě dalšími prvky. Jedná se většinou o přísady v řádech jednotek procent. Nejčastěji jde o přísadu niklu a molybdenu. Tyto litiny nazýváme Chrom-nikl-molybdenové. Orientační rozsah jejich chemického složení je v **tab. 4**. Díky niklu mají lepší mechanické vlastnosti, a to i za vyšších teplot. Díky molybdenu mají vyšší tvrdost po tepelném zpracování a s ní do jisté míry související i lepší odolnost proti opotřebení. [1,3]

Tab. 4. Rozsah chemického složení chrom-nikl-molybdenových bílých litin v %. [1,3]

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu
1.8 až 3.6	max. 1	0.5 až 1.5	10 až 23	max. 2	max. 3	max. 1.2

Nikl-chromové

Bílé litiny s vysokým obsahem chromu i niklu označujeme jako nikl-chromové. Běžně jsou však známy pod obchodním názvem Ni-Hard, v literatuře bývají také označovány jako Martenzitické. Orientační rozsah jejich chemického složení je v **tab. 5**.

Tab. 5. Rozsah chemického složení nikl-chromových bílých litin v %. [1,2,3]

C	Si	Mn	Cr	Ni
2.5 až 3.6	0.5 až 2.5	max. 0.8	1.5 až 10	3 až 6.5

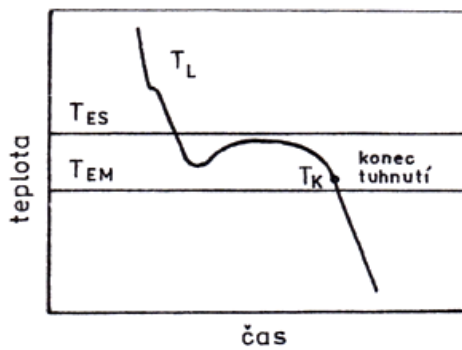
V článku [4] jsou však pro tento typ litin uváděny obsahy 2.5 až 3.6% Si. V žádné jiné literatuře, použité v rámci této práce, takto vysoké obsahy křemíku v bílých litinách uváděny nejsou. Specifickou vlastností těchto litin je jejich samokalitelnost, zapříčiněná vysokým obsahem niklu. Samokalitelností rozumíme schopnost získat martenzitickou strukturu již v litém stavu. Litiny typu Ni-Hard členíme do několika skupin v závislosti na chemickém složení (viz **tab. 6**). Výroba těchto litin je oproti ostatním jednodušší a v mnohých případech mají příznivější poměr mezi cenou a odolností proti opotřebení. [1,2,3,4]

Tab. 6. Rozsah chemického složení u jednotlivých skupin litin typu Ni-hard v %. [2,3]

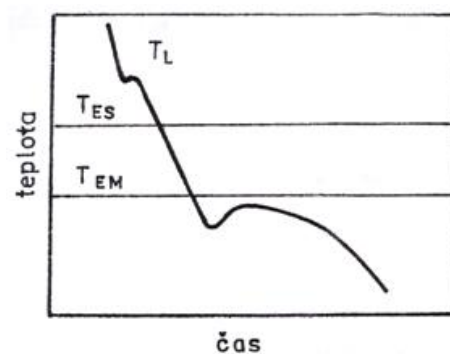
Název litiny	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S
Ni-hard 1	3.0 až 3.6	0.6 až 1.1	max. 0.8	1.5 až 3	3 až 5.5	max. 0.1	max. 0.1
Ni-hard 2	2.5 až 3	0.6 až 1.1	max. 0.8	1.5 až 3	3 až 5.5	max. 0.1	max. 0.1
Ni-hard 4	2.5 až 3	1.5 až 2.5	0.3 až 0.8	8 až 10	4.5 až 6.5	max. 0.08	max. 0.08

1.2 Tuhnutí bílých litin

V binárním rovnovážném systému železo-uhlík může docházet k tuhnutí taveniny na eutektikum dvěma způsoby, buď podle stabilního systému při teplotě 1153°C (T_{ES}), nebo podle metastabilního systému na teplotě 1147°C (T_{EM}). Rozdíl mezi oběma teplotami je malý, avšak klíčový. Ten spolu s podmínkami krystalizace ovlivňuje, zda tavenina ztuhne na eutektikum podle stabilního, metastabilního, nebo současně podle obou systémů. Výsledkem je pak různý obsah vyloučeného grafitu a cementitu ve struktuře. [1]



Obr. 1. Tuhnutí grafitické litiny. [1]

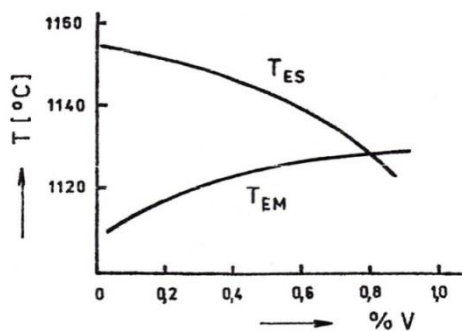


Obr. 2. Tuhnutí bílé litiny. [1]

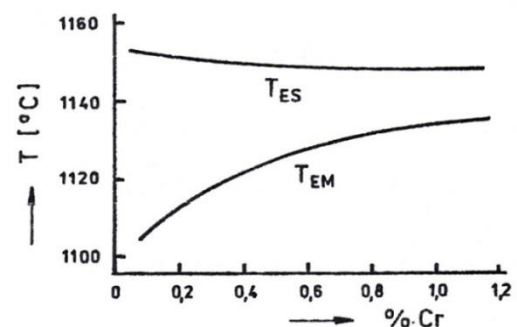
U grafitických litin nukleace a růst eutektika musí nastat již v intervalu T_{ES} a T_{EM} . Nutnou podmínkou „včasné“ nukleace eutektika je dostatečné množství nukleací zárodků, aby jeho ztuhnutí stačilo v intervalu T_{ES} a T_{EM} proběhnout (viz **obr. 1**). Pro růst grafitického eutektika je nezbytná difúze uhlíku na velkou vzdálenost. Energetické podmínky tuhnutí podle stabilního systému jsou tedy méně příznivé, proto je k němu zapotřebí většího přechlazení pod T_{ES} , než je tomu u systému metastabilního, kde je potřebné přechlazení pod T_{EM} podstatně menší.

U bílých litin se tavenina při ochlazování dostane na teplotu, při níž je přechlazení vůči T_{ES} pro nukleaci grafitického eutektika ještě nedostačující, avšak přechlazení vůči T_{EM} je již dostatečné pro nukleaci a růst metastabilního eutektika (viz **obr. 2**). Výsledkem je litina s metastabilním eutektikem – ledeburitem.

Prvky, způsobující přiblížení teplot T_{ES} a T_{EM} , podporují tuhnutí podle metastabilního systému a jsou tedy pro výrobu bílé litiny prospěšné (např. V - **obr. 3**, Cr - **obr. 4** a Ti).



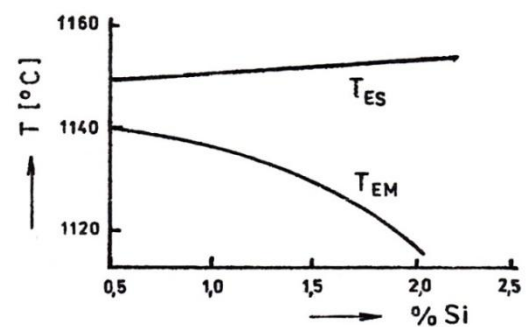
Obr. 3. Vliv vanadu na TES a TEM. [1]



Obr. 4. Vliv chromu na TES a TEM. [1]

Prvky, způsobující oddálení teplot T_{ES} a T_{EM} , podporují tuhnutí podle stabilního systému a tím výrobu bílé litiny komplikují (např. Si - **obr. 5**).

Účinek některých prvků při tuhnutí eutektika a při eutektoidní transformaci může být protichůdný. Například nikl a měď, způsobují zvětšení rozdílu teplot T_{ES} a T_{EM} , avšak na eutektoidní teplotě podporují metastabilní transformaci (vznik perlitu). [1,5]



Obr. 5. Vliv křemíku na TES a TEM. [1]

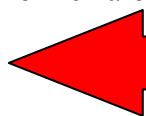
Bílou litinu je možno získat:

- prudkým ochlazováním roztaveného kovu během tuhnutí (chladítky ve formě)
- vhodným chemickým složením taveniny (nízkým obsahem Si a C)
- vhodnou přísadou antigrafitizačních prvků do taveniny (S nebo Te)
- přísadou prvků stabilizujících karbidy do taveniny (Cr, Mn)

1.3 Vliv prvků na tuhnutí

Prvky podporující tuhnutí dle metastabilního diagramu Fe-Fe₃C

Tyto prvky svou přítomností podporují během tuhnutí taveniny vylučování uhlíku ve formě karbidů.



Síla podporujícího účinku

B, Ce, Mg, Te, V, Cr, S, Mo

Prvky jako Cr, V a B podporují tuhnutí podle metastabilního systému tím, že **na sebe vážou uhlík jako karbidy**.

Prvky jako Mg a Ce, podporují tuhnutí podle stabilního systému tím, že **brání grafitu v jeho krystalizaci**.

Prvky podporující tuhnutí dle stabilního diagramu Fe-C

Tyto prvky svou přítomností podporují během tuhnutí taveniny vylučování uhlíku ve formě volného grafitu.

Prvky neutrální

Mn, Co, Zn, a W jsou prvky bez významného vlivu na formu vyloučení uhlíku během tuhnutí. [1,5]

Síla podporujícího účinku

Ti, P, Cu, Ni, C, Si, Al

1.4 Očkování bílé litiny

U tlustostěnných odlitků, nebo v tlustých stěnách odlitků s proměnlivou tloušťkou stěny, hrozí nebezpečí vylučování grafitu. Abychom nežádoucím vyloučením grafitu předešli, očkujeme taveninu očkovadly negrafitizujícího charakteru. Toto očkování bývá označováno jako „negativní očkování“. Jako negativní očkovadlo se nejčastěji používá bismut, případně bismut v kombinaci s bórem. [5]

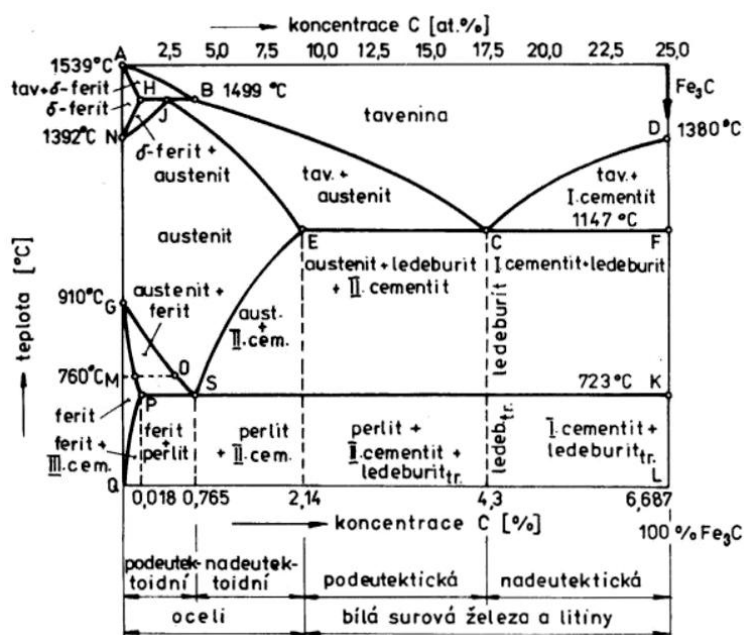
1.5 Strukturní složky bílých litin

Struktura bílých litin je tvořena karbidickým eutektikem a základní kovovou hmotou. Ta je v závislosti na chemickém složení, rychlosti ochlazování a tepelném zpracování feritická, feriticko-perlitická, perlitická, austenitická, martenzitická nebo bainitická.

Nízko legované chromové litiny mívají strukturu perlitickou. Chromové litiny s vyšším obsahem legur mají navíc ve struktuře značný podíl zbytkového austenitu.

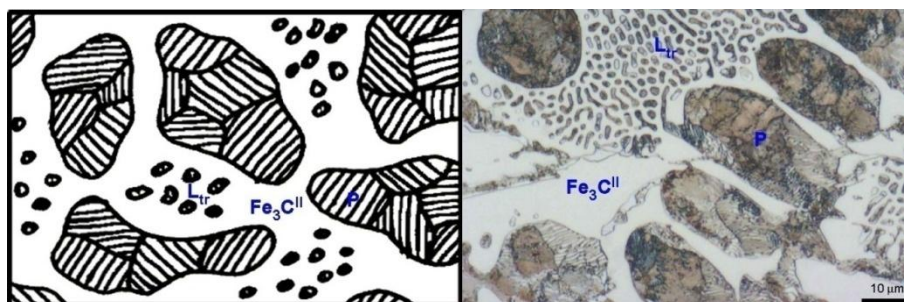
Vysoko legované chromové litiny, při nízkém obsahu uhlíku a obsahu nad 20% Cr, mívají strukturu zcela feritickou. Při vysokém obsahu uhlíku a je struktura zcela feritická až od obsahu nad 30% Cr.

Ni-hard 1 a 2 mají základní kovovou hmotu tvořenou martenzitem a zbytkovým austenitem (popřípadě bainitem nebo perlitem), v ní jsou uloženy eutektické karbidy M₃C. Ni-hard 4 mají v základní kovové hmotě, oproti Ni-hard 1 a 2, navíc vyloučeny i karbidy typu M₇C₃. Ty ještě dále zvyšují jejich pevnost a otěruvzdornost.



Obr. 6. Rovnovázný diagram metastabilní soustavy Fe - Fe₃C. [6]

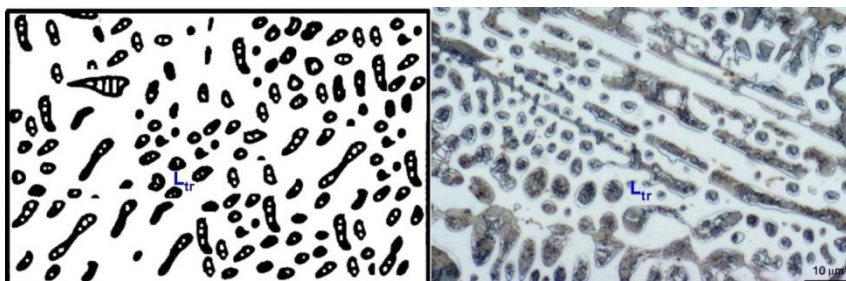
Tuhnutí podeutektické bílé litiny (v rozmezí bodů E a C na **obr. 6**) začíná tvorbou austenitických dendritů (zpravidla na stěnách formy) a pokračuje jejich prorůstáním stěnou odlitku, zatímco chemické složení zbývající taveniny se v průběhu tuhnutí posouvá směrem k eutektickému. Protože růst dendritů je rychlejší, než difuze přísady (uhlíku) do dendritu z taveniny, dochází k dendritickému odmíšení (segregaci). Toto odmíšení má za následek nízký obsah uhlíku ve vzniklých dendritech a obohacení zbylé taveniny uhlíkem, která po svém přesycení tuhne jako ledeburit (eutetikum v metastabilním systému). K tuhnutí ledeburitu teoreticky dochází na eutektické teplotě 1147°C, v praxi se tak však děje při jistém přechlazení. Při dalším ochlazování v oblasti mezi eutektickou eutektoidní teplotou se dendrity primárního austenitu i drobné krystaly austenitu obsažené v ledeburitu stávají přesyceny uhlíkem (rozpuštěnost uhlíku v krystalické mřížce železa FCC s klesající teplotou klesá). Uhlík se z austenitu vylučuje ve formě sekundárního cementitu. U primárního austenitu se vylučuje po hranicích zrn. U austenitu obsaženého v ledeburitu se připojuje k již existujícím útvarům ledeburitického cementitu. Po dosažení eutektoidní teploty pak nastává eutektoidní přeměna austenitu na perlit, který je směsí feritu a cementitu. Z dendritů primárního austenitu vznikají rozsáhlé oblasti perlitu, kopírující tvar původních dendritů. Z austenitu obsaženého v ledeburitu vznikají drobné ostrůvky perlitu, uložené v eutektickém a sekundárním cementitu – tato strukturní směs se nazývá ledeburit transformovaný. Výslednou strukturu podeutektické bílé litiny můžeme vidět na **obr. 7**.



Obr. 7. Struktura podeutektické bílé litiny: L_{tr} – transformovaný ledeburit; P – perlit; Fe₃C^{II} – sekundární cementit. [8]

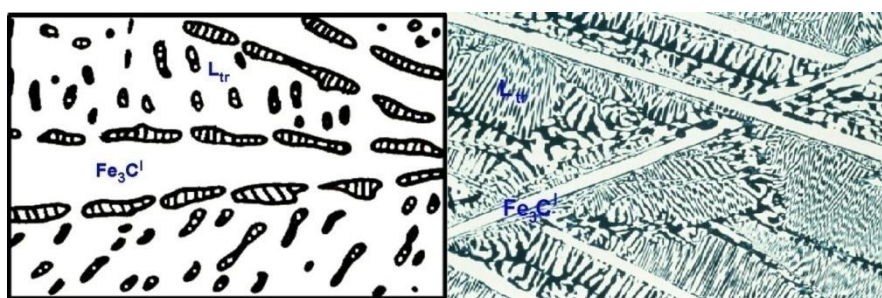
Rovnovázný diagram Fe-Fe₃C na **obr. 6** nám teoreticky ilustruje jakou má litina strukturu při daném chemickém složení a teplotě. Na tomto diagramu si můžeme popsat rozdíly v průběhu tuhnutí a chladnutí liny podeutektické, eutektické a nadeutektické, jenž mají za následek jejich odlišnou strukturu a z ní vyplývající vlastnosti. Podíly jednotlivých fází a struktur v pro danou teplotu a obsah uhlíku lze určit pomocí pákového pravidla, které je blíže vysvětleno v [7].

Tuhnutí eutektické bílé litiny (odpovídá bodu C na **obr. 6**) začíná až na eutektické teplotě, kdy veškerá tavenina ztuhne na ledeburit. Další průběh ochlazování je obdobný jako u podeutektické bílé litiny, jenž byl popsán výše, pouze s tou změnou, že se ve struktuře nenacházejí žádné dendrity primárního austenitu. Výslednou strukturu eutektické bílé litiny, která je zcela tvořena transformovaným ledeburitem, můžeme vidět na **obr. 8**.



Obr. 8. Struktura eutektické bílé litiny: L_{tr} – transformovaný ledeburit. [8]

Tuhnutí nadeutektické bílé litiny (v rozmezí bodů C a F na **obr. 6**) začíná vylučováním primárního cementitu. V průběhu jeho vylučování ubývá v tavenině uhlíku (podle křivky D-C), a ta se svým chemickým složením postupně blíží eutektickému bodu C. Po dosažení eutektické teploty zbylá tavenina krystalizuje jako ledeburit. Při dalším ochlazování v oblasti mezi eutektickou a eutektoidní teplotou se austenit v ledeburitu stává přesycen uhlíkem. Uhlík se z austenitu vylučuje ve formě sekundárního cementitu, a připojuje se k již existujícím útvarům ledeburitického cementitu, jako u podeutektické a eutektické bílé litiny. Protože se sekundární cementit připojuje k již existujícím útvarům ledeburitického cementitu, nebývá v rovnovážném diagramu uváděn jako samostatná strukturní složka. Po dosažení eutektoidní teploty pak dochází k eutektoidní transformaci – rozpadu austenitu v ledeburitu na perlit, jako u eutektické bílé litiny. Výslednou strukturu nadeutektické bílé litiny, která je tvořena transformovaným ledeburitem a primárním cementitem, můžeme vidět na **obr. 9**. [1,2,3,5,7,8,9]



Obr. 9. Struktura nadeutektické bílé litiny: L_{tr} – transformovaný ledeburit; Fe_3C^I – primární cementit. [8,9]

1.5.1 Austenit

Austenit je intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe γ . Maximální obsahu uhlíku v austenitu v metastabilním systému, při teplotě 1147°C, leží podle [1,2,6,8] v rozmezí 2.08 až 2.14%.

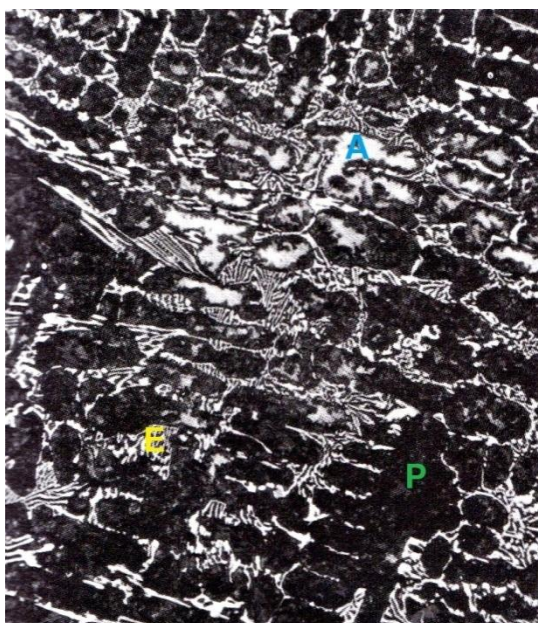
Austenit vzniklý přímo z taveniny je většinou hrubozrnný, a bývá nazýván „primárním austenitem“. V nelegovaných litinách je austenit stabilní pouze při nadeutektoidních teplotách (723°C v metastabilním systému, 738°C v stabilním systému). Za pokojových teplot (20°C) se měl vyskytovat pouze jako zbytkový austenit po tepelném zpracování,

nebo v litinách legovaných niklem (nad 18% Ni). Jak je ovšem patrné mimo jiné např. z [10], chromem vysokolegované litiny mají v litém stavu na pokojové teplotě běžně ve struktuře značné množství zbytkového austenitu (viz **obr. 10**) a nezděná kdy dokonce mívají matici v litém stavu zcela austenitickou (viz **obr. 11**).

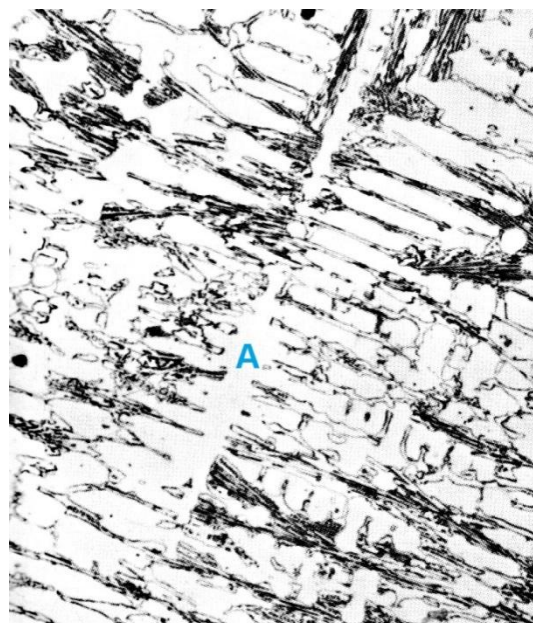
Mechanické vlastnosti austenitu:

- měkký (obecně bývá považován za měkký, avšak v chromem legovaných bílých litinách svou tvrdostí může předčít perlit, viz **tab. 15** v kap. 2.2)
- tvárný
- odolný proti korozi

Austenit je paramagnetický, tj. je přitahován vnějším magnetickým polem, ale bez jeho přítomnosti si není schopen magnetizmus udržet. [1,2,5,6,8,10,11,12]



Obr. 10. Zbytkový austenit ve struktuře podeutektické vysokolegované litiny v litém stavu: P – perlit; A – zbytkový austenit; E – eutektické karbidy. ($\times 150$) [10]



Obr. 11. Zcela austenitická matrice podeutektické vysokolegované litiny v litém stavu: A – austenit. ($\times 150$) [10]

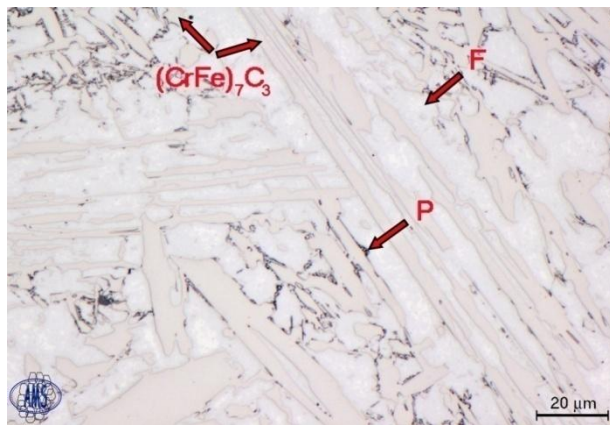
1.5.2 Ferit

Ferit je intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe α . Maximální obsah uhlíku ve feritu, při teplotě 723°C , leží podle [1,2,6,8] v rozmezí 0.018 až 0.04%. Struktura chromem vysokolegované bílé litiny s převážně feritickou maticí je na **obr. 12**, její chemické složení je pak v **tab. 7**.

Pomalé ochlazování odlitku napomáhá přeměně austenitu na ferit.

Mechanické vlastnosti feritu:

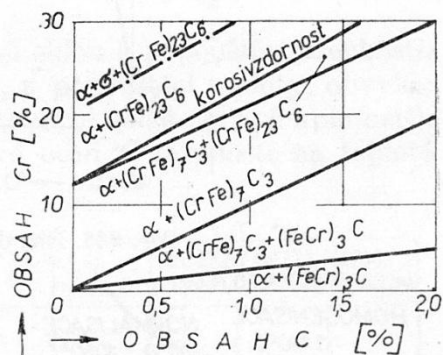
- měkký
- relativně málo pevný
- tvárný ($A = 70\%$)
- dobře obrobitelný



Obr. 12. Struktura litiny EN-GJN-HV600/XCr23: F – ferit, P – perlit, $(Cr,Fe)_7C_3$ – eutektické karbidy (v originále chybně označeny jako $(Cr,Fe)_3C_7$, tato chyba byla konzultována s autorem) [14]

1.5.3 Karbidy

Rozpustnost uhlíku v železe je omezená. Při překročení své maximální rozpustnosti, začne se přebytečný uhlík vylučovat ve formě intersticiálních chemických sloučenin – karbidů, nebo u grafitických litin ve formě volného grafitu. Karbidy jsou sloučeniny uhlíku s kovy (elektropozitivnějšími prvky). V bílých litinách se obvykle vyskytují, v závislosti na chemickém složení, různé typy karbidů, zejména železa a chromu. Vliv chemického složení na přítomnost jednotlivých typů karbidů ve struktuře bílé litiny popisuje **obr. 13**. Při obsahu chromu do 20% se ve struktuře můžeme setkat s karbidy typu $(Cr,Fe)_3C$, avšak již od obsahu cca 5% Cr jsou ve struktuře přítomny karbidy typu $(Cr,Fe)_7C_3$. S rostoucím obsahem chromu se zvyšuje množství karbidů $(Cr,Fe)_7C_3$ a naopak zmenšuje množství $(Cr,Fe)_3C$. Od obsahu cca 30% Cr při 2 až 3% C by se ve struktuře měli začít vyskytovat i karbidy typu $(Cr,Fe)_4C$.

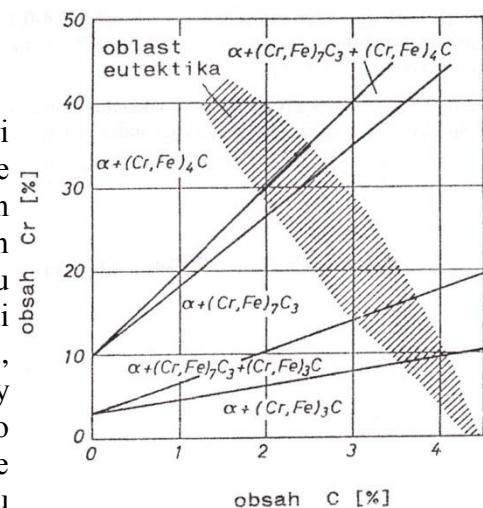


Obr. 14. Řez ternárním diagramem Fe-C-Cr při teplotě 20°C. V levém dolním rohu 100% Fe. [5]

Ferit je v litinách nositelem houževnatosti. Vlastnosti feritu jsou značnou měrou ovlivněny legurami a doprovodnými prvky. Houževnatost feritu zvyšuje např. Ni, Cr a Mn, naopak snižuje ji např. Si. Tvrdost a pevnost feritu pak zvyšují všechny přísady. [1,2,6,8,13,14]

Tab. 7. Chemické složení litiny EN-GJN-HV600/XCr23 v [%]. [14]

EN-GJN-HV600/XCr23					
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
2.8	1.3	0.8	26.1	0.4	1.15



Obr. 13. Diagram popisující vliv obsahu uhlíku a chromu na typ karbidů ve struktuře bílé litiny. [1]

V žádném z dalších zdrojů, jež jsou podkladem této práce, o těchto karbidech ale nebyla nalezena ani zmínka. Naopak diagram na **obr. 14** do oblasti, do níž diagram na **obr. 13** situuje karbidy typu $(Cr,Fe)_4C$, situuje karbidy typu $(Cr,Fe)_{23}C_6$. Obdobný diagram je uveden i v [4]. Se zmínkami o těchto karbidech se lze setkat také v [3,12,15]. Tento zdánlivý rozpor existenci karbidů typu $(Cr,Fe)_4C$ ani karbidů typu $(Cr,Fe)_{23}C_6$ samozřejmě nevylučuje, ta může být podmíněna ještě dalšími okolnostmi, jež tyto výše uvedené diagramy nejsou sto postihnout. [1,3,4,5,6,12,15]

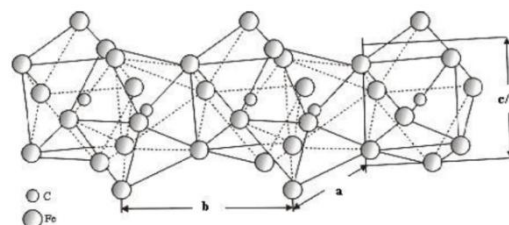
Podíl karbidů ve struktuře bílých litin je nejvíce ovlivněn obsahem uhlíku a chromu. Tento podíl pak lze odhadnout pomocí následujícího empirického vztahu [16]:

$$CVF = 12.3 \times (\%C) + 0.55 \times (\%Cr) - 15.2 \quad (1)$$

$$CVF = \text{Podíl karbidů ve struktuře [\%]}$$

Karbidy v nelegovaných litinách

Fe₃C, zvaný „cementit“ (viz **obr. 16**) je v litinách nejčastěji se vyskytující karbid. Obsah uhlíku v cementitu je 6.687%. Cementit krystalizuje ve složité romboické mřížce, ta je schematicky nakreslena na **obr. 15**.



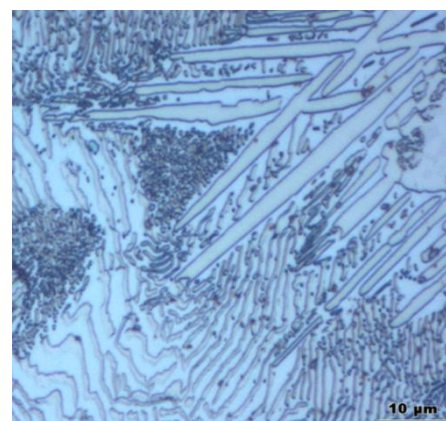
Obr. 15. Krystalická mřížka cementitu. [17]

Mechanické vlastnosti cementitu:

- velmi tvrdý
- křehký
- obtížně obrobitelný

Rozlišujeme v litinách několik forem cementitu, podle podmínek při nichž vznikají:

- primární cementit
- eutektický cementit
- perlitický cementit



Obr. 16. Cementit. [13]

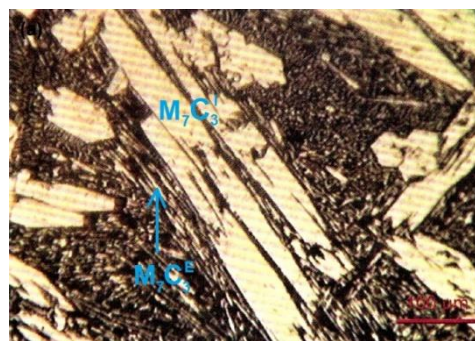
Primární cementit vzniká při tuhnutí taveniny nadeutektické bílé litiny v oblasti ohraničené body C, D a F v diagramu Fe-Fe₃C na **obr. 6**. Ve struktuře se pak tvoří velmi hrubé útvary.

Eutektický cementit je součástí ledeburitu (metastabilního eutektika), vznikajícího ze zbylé taveniny na eutektické teplotě. Značně zvyšuje tvrdost a křehkost litiny.

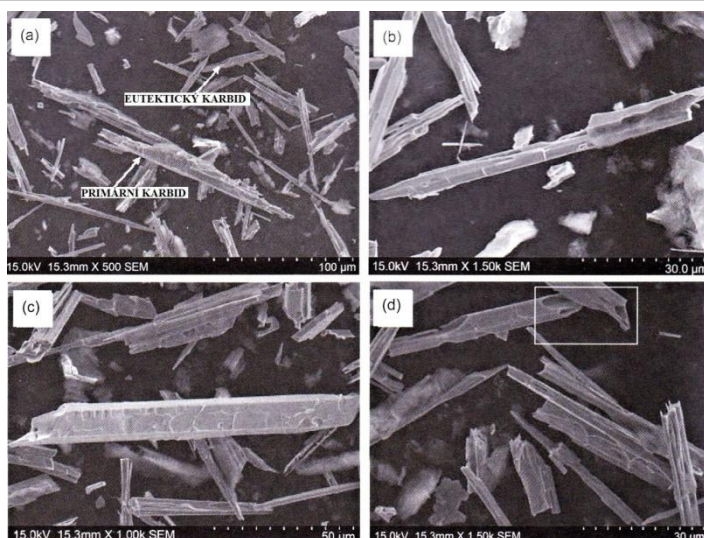
Perlitický cementit vzniká jako součást perlitu (eutektoidu) při rozpadu austenitu na eutektoidní teplotě. Zvyšuje pevnostní a snižuje plastické vlastnosti litiny.

Karbidy v legovaných litinách

Při legování litin vyššími přísadami chromu, je od obsahu cca 8 až 20% Cr (také v závislosti na obsahu C a Si), v jejich struktuře nahrazen cementit tvrdšími a stabilnějšími karbidy typu (Fe,Cr)₇C₃. Přítomnost těchto karbidů je klíčová v ořezavých litinách právě pro jejich výrazný pozitivní vliv na odolnost proti opotřebení a na tvrdost. Velké primární a malé eutektické karbidy tohoto typu, ve struktuře nadeutektické bílé litiny s vysokým obsahem chromu zobrazuje **obr. 17**. Výrazný rozdíl ve velikostech primárních a eutektických karbidů je patrný z **obr. 18a**. Primární karbidy (Fe,Cr)₇C₃, uložené v matrici, mívají buďto tvar velkých latí (viz **obr. 18b**), nebo tvar



Obr. 17. Struktura nadeutektické bílé litiny s 4.78% C, 26,88% Cr, 0.4% Mn a 1.89% Si: M₇C₃^P – primární karbidy; M₇C₃^E – eutektické karbidy. [18]



Obr. 18. Morfologie karbidů M_7C_3 v nadeutektické litině s vysokým obsahem chromu: (a) srovnání velikosti primárního a eutektického karbidu M_7C_3 ; (b) laťkovité primární karbidy M_7C_3 ; (c) tyčinkovité primární karbidy M_7C_3 ; (d) eutektické karbidy M_7C_3 . [18]

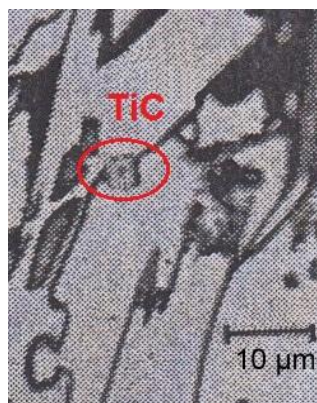
Problémem u nadeutektických bílých litin jsou velké primární karbidy, laťkovitého nebo tyčinkovitého tvaru, které mohou rozdělit matici, a tím vážně zhoršit vlastnosti těchto litin. Proto je nutné, v těchto případech, přijmout opatření k zlepšení morfologie karbidů. Ke zlepšení – změně morfologie karbidů se používá modifikace, která je podrobně popsána v části 1.9.5 Draslík.

Stabilní karbidy $(Fe,Cr)_{23}C_6$, které v litinách vznikají od obsahu cca 25% Cr, se vyznačují tvrdostí vyšší než Fe_3C , avšak nižší než karbidy typu $(Fe,Cr)_7C_3$. Přítomnost těchto karbidů ve struktuře dále zlepšuje odolnost proti opotřebení litiny.

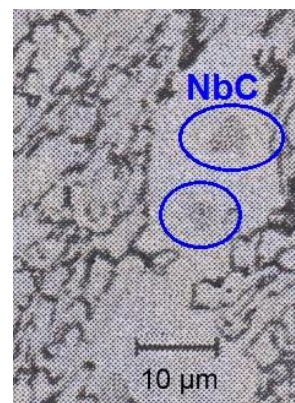
Přísada karbidotvorného molybdenu má za následek tvorbu velmi tvrdých karbidů Mo_2C , které precipitují z austenitu. Tyto karbidy bývají rozptýleny v karbidech $(Fe,Cr)_7C_3$, čímž zvyšují jejich tvrdost, a mohou se také vyskytovat samostatně (viz obr. 20). Přítomnost těchto karbidů vede ke zlepšení odolnosti proti opotřebení litiny.

Podrobněji se tématu karbidů železa, chromu a molybdenu ve vysokolegovaných bílých litinách věnuje [15].

V litinách legovaných dalšími prvky se lze setkat i s dalšími typy karbidů, jako TiC (viz obr. 21) a NbC (viz obr. 22), jimiž se zabývá práce [16]. Karbidy NbC mají více jak

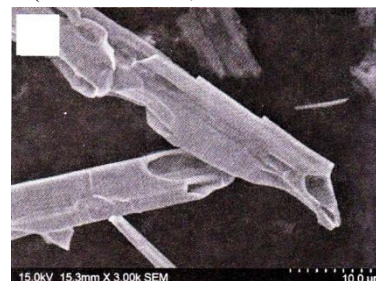


Obr. 21. Karbid TiC ve struktuře chromové litiny s 3.1% C, 25% Cr a 0.5% Ti. [16]

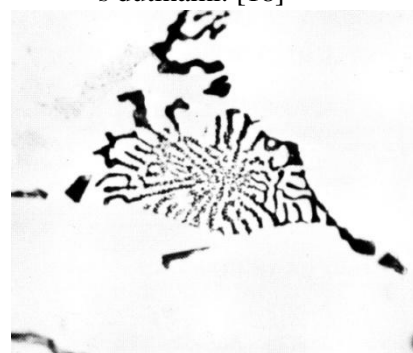


Obr. 22. Karbid NbC ve struktuře chromové litiny s 2.4% C, 25% Cr a 4% Nb. [16]

tyčinek s vysokým poměrem délky ku průměru (viz obr. 18c). Eutektické karbidy jsou štíhlé a malé tyčinky (viz obr. 18d), často duté (viz obr. 19).



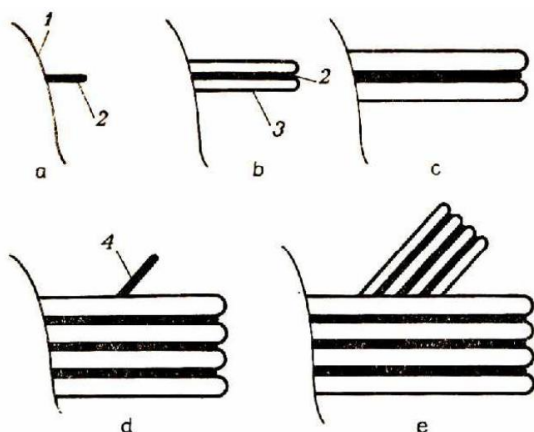
Obr. 19. Eutektické karbidy M_7C_3 s dutinami. [18]



Obr. 20. Karbid Mo_2C . ($\times 1250$) [15]

dvojnásobnou tvrdost oproti Fe_3C , a TiC dokonce více než trojnásobnou. V chromových litinách legovaných titanem nebo niobem, vznikají pevné částice TiC nebo NbC ještě před samotným započítím tuhnutí litiny. Ty pak slouží jako heterogenní nukleační zárodky karbidů M_7C_3 , čímž urychlují nukleaci. Případná následná přísada vanadu nebo molybdenu ale tuto zvýšenou rychlost nukleace snižuje. Protože tyto prvky „sbírají“ uhlík pro své karbidy dříve, než začne vznikat austenit nebo karbidy železa a chromu, je nutné pro udržení eutektického složení litiny zvyšovat obsah uhlíku (viz **tab. 13**). [1,2,3,4,6,13,15,16,17,18,19,20]

1.5.4 Perlit



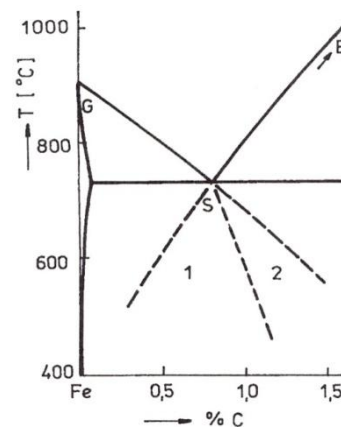
Obr. 23. Postup vzniku zárodků a růstu perlitických zrn (a až e): 1 – hranice austenitického zrna; 2 – lamela cementitu; 3 – lamela feritu; 4 – lamela cementitu \approx zárodek dalšího perlitického zrna. [13]

je první. O něm lze říci, že perlitickou přeměnu zahajuje, proto je nazýván „aktivním zárodkem perlitu“. U litin je „aktivním zárodkem perlitu“ vždy cementit. Ten je jím vždy, pokud transformaci austenitu předchází vyloučení proeutektoidní fáze (ferit nebo sekundární cementit), a to jak u litin, tak u ocelí. Je ovšem na místě zmínit, že v případech, kdy austenit transformuje na perlit přímo (tj. jeho transformaci nepředcházelo vyloučení proeutektoidní fáze), pak vzniká jako první zárodek té fáze, vůči které je austenit více nestabilním (tj. je více vzdálen od rovnovážné křivky). Za těchto podmínek, je u podeutektoidních ocelí „aktivním zárodkem perlitu“ ferit! Oblasti „aktivních zárodků“ feritu a cementitu jsou znázorněny na **obr. 24**. Kromě oblastí (1) za výše popsaných podmínek, je však vždy „aktivním zárodkem“ cementit.

Všechny feritické lamely v jednom perlitickém zrně spolu navzájem souvisí, a tvoří tedy jedinou částici, která vyrůstá z jediného zárodku. Podobně je tomu i u cementitu. Ferit i cementit rostou každý ze svého zárodku nejprve odděleně. Protože však téměř všechny uhlík musí odejít

Perlit je fázová směs perlitického feritu a cementitu. Perlit je eutektoidem vzniklým rozpadem austenitu (eutektoidní transformací) podle metastabilního systému na eutektoidní teplotě. Z jednoho zrna austenitu vzniká hned několik zrn perlitických. Jejich počet závisí na teplotě přechlazení. Čím je přechlazení větší, na tím více zrn perlitických se jedno zrn austenitické rozpadá. Perlitické zrně je tvořeno rovnoběžnými lamelami perlitického feritu a cementitu. Tyto lamely jsou uspořádány střídavě (viz **obr. 23**), přičemž každé z perlitických zrn, vzniklých z jednoho zrna austenitického, má orientaci lamel odlišnou.

Pro vytvoření perlitického zrna je nutný vznik dvou zárodků, jednoho zárodku feritu, a jednoho zárodku cementitu. Tyto dva zárodky většinou nevznikají současně, ale jeden z nich



Obr. 24. Oblasti „aktivních zárodků“ feritu (1) a cementitu (2), v případě přímé transformace austenitu na perlit. [21]

z míst, v nichž vzniká ferit do míst, v nichž vzniká cementit, růst obou je podmíněn difuzí uhlíku na poměrně velké vzdálenosti. Rostoucí vzdálenost, na níž difuze probíhá, zpomaluje rychlost růstu zrna. Za účelem zkrácení difuzních drah se začne rostoucí částice cementitu větvit a prorůstat mezi rostoucím feritem. Zkrácení difuzních drah se projeví urychlením růstu zrna.

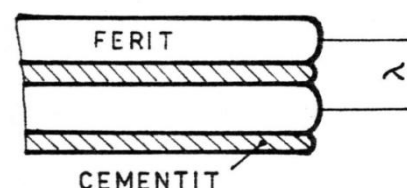
Tloušťka lamel vzniklých v důsledku větvení a prorůstání závisí na dvou faktorech:

- Čím tenší lamely cementitu a feritu jsou, tím kratší jsou difuzní dráhy, a tím vyšší by měla být rychlost jejich růstu.
- Čím tenší lamely cementitu a feritu jsou, tím větší je celková plocha mezi feritem a cementitem, a tím větší je celková hodnota povrchové energie. Celkovou povrchovou energii je nutno odečíst od termodynamické hnací síly přeměny. Čím je tedy termodynamická hnací síly přeměny menší, tím je ona přeměna pomalejší.

Z důvodů výše popsaných, rozvětvení cementitu a jeho prorůstání feritem směřuje jen k jisté mezní hodnotě. Tato hodnota pak odpovídá maximální dosažitelné rychlosti růstu. Přílišné větvení by růst zpomalovalo vlivem nízké hnací síly přeměny. Větvení nedostatečné by růst zpomalovalo také, avšak v důsledku příliš dlouhých drah difuzních. Autorem výše popsané teorie vzniku perlitu je Hillert. Existuje také teorie jeho vzniku podle Hulla a Mehla, jenž je popsána L. Ptáčkem v [21], i E. Dorazilem v [6]. Oba autoři se však přiklání k Hillertově teorii.

Mechanické vlastnosti perlitu (v porovnání s feritem):

- vyšší tvrdost
- vyšší pevnost ($R_m = \text{cca } 800 \text{ MPa}$)
- horší plastické vlastnosti
- horší obrobiteľnosť
- vyšší odolnosť proti opotrebení



Obr. 25. Dispersita perlitu. [1]

Perlit je v litinách nositelem pevnosti a tvrdosti. Vlastnosti perlitu závisí na jeho „hustotě“. „Hustotu“ perlitu vyjadřujeme dispersitou. Dispersita perlitu je určena vzdáleností dvou sousedních lamel feritu λ (viz obr. 25). Čím je vzdálenost mezi lamelami feritu λ menší, tím je vyšší dispersita perlitu, tím je perlit hustější (jemnější), a tím jsou vyšší jeho mechanické vlastnosti.

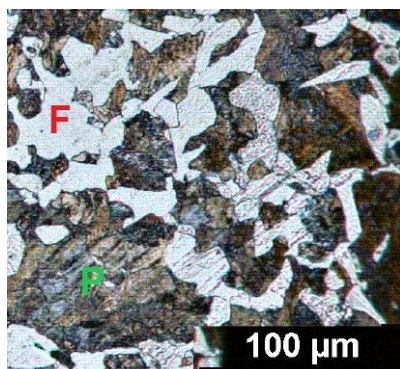
Tab. 8. Vliv dispersity perlitu na jeho tvrdost. [1]

Perlit	Zrnitý perlit	Střední perlit	Jemný perlit
Tvrdost	195 HB	210 HB	225 HB

Perlit se vyskytuje ve dvou morfologických (tvarových) formách:

Lamelární perlit je v litinách se obvykle vyskytující formou, kdy jsou perlitická zrna tvořena střídajícími se lamelami feritu a cementitu.

Globulární perlit vzniká „sbalením“ lamel cementitu při žhání na měkko (sferiodisačním žhání), nebo při velmi pomalém ochlazení. Litina s globulárním perlitem má, oproti litině s perlitem lamelárním, lepší obrobiteľnosť, tvárnosť a houževnatost. Tato litina má však menší tvrdost.



Obr. 26. Feriticko-perlitická struktura: F – ferit; P – perlit. [13]

Feriticko-perlitická struktura je zobrazena na **obr. 26**. Struktura chromem vysokolegované bílé litiny s převážně perlitickou maticí v litém stavu je na **obr. 10**, se zcela perlitickou maticí pak na **obr. 36**. [1,5,6,10,13,21]

1.5.5 Bainit

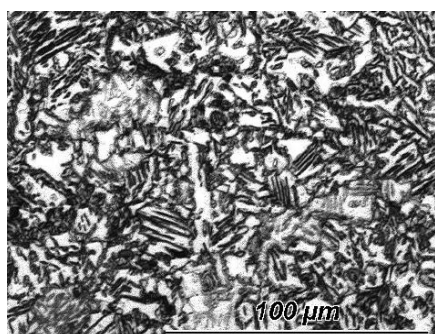
Bainit je nerovnovážná jehlicovitá struktura tvořená směsí přesyceného feritu a drobných karbidů. Bainitickou strukturu zachycuje **obr. 27**.

Bainit vzniká při bainitické transformaci, která je rozpadem austenitu za nižších teplot (500 až 200°C), při vyšších rychlostech ochlazování a snížené difuzi, v porovnání transformací eutektoidní. Difuze železa je zde již jen nepatrná, jedná se hlavně o difúzi intersticiálních přísad, zejména pak uhlíku. Bainitická transformace je zahájena růstem Widmanstättenových desek (jehlic) feritu. Přesycený uhlík je vytlačován rostoucí deskou do okolního zbývajícího austenitu. Rozpustnost uhlíku v austenitu je však omezená, a při jejím překročení uhlík z austenitu precipituje ve formě karbidů. Vznikající ferit je také více či méně (v závislosti na podmínkách reakce) uhlíkem přesycen, a ten proto ve formě karbidů precipituje i z něj.

Při vyšších teplotách (550 až 350°C) vzniká tzv. **horní bainit**, u nějž jsou karbidy vyloučeny po hranicích feritických desek (jehlic). Karbidy zde nukleují převážně v přesyceném austenitu v blízkosti feritických desek.

Při nižších teplotách (pod 350°C) vzniká tzv. **dolní bainit**, u nějž jsou karbidy vyloučeny uvnitř feritických desek (jehlic). Karbidy zde nukleují převážně ve feritických deskách. Schéma vzniku horního i dolního bainitu je zjednodušeně zobrazeno na **obr. 28**, a podrobněji popsáno v [6].

Rozdíl mezi bainitem horním a dolním je způsoben menším rozsahem difuze za nižších teplot. Dolní bainit má větší pevnosti i tvrdost, než bainit horní.



Obr. 27. Bainit. [13]



Obr. 28. Struktura horního bainitu (vlevo) a dolního bainitu (vpravo). [21]

Při bainitické transformaci je rychlost substituční difuze vlivem nižší teploty velmi nízká. V místě vzniku karbidu je nutná přítomnost atomů uhlíku i atomu kovu. Intersticiální uhlík se do tohoto místa přemisťuje intersticiální difúzí, která je rychlá. Atomy kovu, nacházející se v uzlových polohách, se do tohoto místa přemisťují substituční difúzí, která je výrazně pomalejší. Karbidy při bainitické transformaci vyloučené jsou z toho důvodu pouze karbidy železa – atomy ostatních kovů „to nestihnou“. Ani u litin legovaných tedy k vyloučení karbidů legujících prvků nedojde. Po skončení bainitické transformace zůstává ve struktuře přítomen jistý podíl zbytkového – nepřeměnného –

austenitu. Zbytkový austenit pak vzhledem ke své menší pevnosti snižuje celkovou pevnost výsledné struktury.

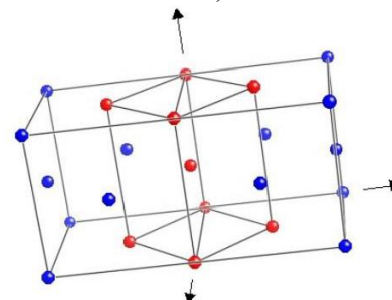
Bainit v litinách vzniká buďto jako lící struktura, v důsledku legování niklem a molybdenem, nebo při tepelném zpracování. [1,5,6,13,21,22,23]

Mechanické vlastnosti bainitu:

- vysoká tvrdost (vyšší než u perlitu, menší než u martenzitu)
- vysoká pevnost
- houževnatost a tvárnost (menší než u perlitu, vyšší než u martenzitu)

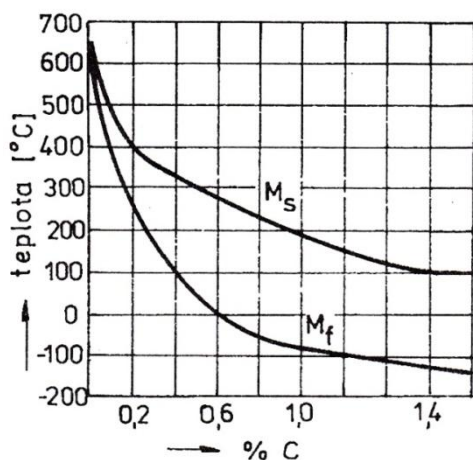
1.5.6 Martenzit

Martenzit je nestabilní přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α , který vzniká při martenzitické transformaci. Ta je charakteristická velkým přechlazením austenitu, při teplotách menších než 200°C . Pro její uskutečnění je klíčová dostatečně vysoká rychlost ochlazování, aby austenit prošel oblastí teplot perlitické i bainitické reakce beze změny. Při teplotách pod 200°C již difuze není možná, jedná se tedy o bezdifuzní rozpad austenitu. Při dosažení teploty počátku martenzitické



Obr. 29. Krystalická mřížka martenzitu. [24]

transformace M_s má železo snahu přejít z uspořádání mřížky FCC do mřížkového uspořádání BCC, protože však difuze již není možná, uhlík zůstává v přeměňující se mřížce uvězněn. Rozpustnost uhlíku v nově vznikající mřížce je však mnohem menší, než tomu bylo v mřížce původní. Násilně uvězněný uhlík svou přítomností nově vznikající mřížku deformuje, čímž vyvolává značná pnutí, která se projeví pro martenzit charakteristickou tvrdostí a křehkostí. Ve výsledku pak nevznikne mřížka kubická prostorově středěná, ale tetragonální prostorově středěná (BCT). Vzniklá krystalická mřížka martenzitu je schematicky znázorněna na **obr. 29**. Čím je obsah uhlíku větší, tím více je mřížka deformována, a tím větší je výsledná tvrdost a křehkost martenzitu. Velikost vzniklých martenzitických jehlic je dána velikostí austenitických zrn, jejichž hranice pro ně při růstu tvoří nepřekonatelnou bariéru.



Obr. 30. Vliv obsahu uhlíku na teplotu počátku martenzitické transformace (M_s) a na teplotu konce martenzitické transformace (M_f). [21]

Teplota počátku i konce martenzitické transformace nezávisí na rychlosti ochlazování, ale především na chemickém složení litiny. Klíčový pak je obsah uhlíku rozpuštěného v austenitu. Jak vyplývá z **obr. 30**, s klesajícím obsahem uhlíku rozpuštěného v austenitu, vzrůstá teplota počátku i konce martenzitické transformace. Martenzitická transformace začíná ihned po dosažení teploty počátku martenzitické transformace (M_s) a to bez inkubační doby, z toho vyplývá její nezávislost na čase, ale pouze na teplotě. Každé teplotě pro danou litinu, odpovídá určitý podíl martenzitu ve struktuře. Při setrvání na této teplotě se jeho podíl ve struktuře nezvyšuje. Pro zvýšení jeho podílu ve struktuře je nutno teplotu dále snížit. Tuto závislost popisuje **obr. 31**. V [6,21,23] je uvedeno, že i v případě kdy je

dosaženo teploty konce martenzitické transformace (M_f), ve struktuře zůstává určitý podíl zbytkového austenitu. A. Vetiška nicméně v [5] uvádí, že přítomnost zbytkového austenitu ve struktuře je zapříčiněna právě nedosažením teploty M_f . Tato publikace vyšla v roce 1972, kdy některé představy o fázových přeměnách v tuhém stavu byly poněkud omezeny a zkresleny v důsledku nejen tehdejší nižší úrovně technického zázemí umožňujícího výzkum této problematiky, ale také důsledku problematického sdílení informací, vědeckých objevů a výsledků experimentů poplatného tehdejšími komunikačním prostředkům a okolnostem politickým. V dnešní době tuto myšlenku již považujeme za překonanou, ovšem ve starší, a jinak velmi kvalitní, odborné literatuře se s ní můžeme setkat. Zbytkový austenit může zlepšovat jinak velmi špatnou houževnost martenzitické struktury, vytvoří-li obálky jehlic martenzitu, ale jejich vytvoření není nedílnou součástí martenzitické transformace. Převážně je však přítomnost zbytkového austenitu nežádoucí, protože snižuje tvrdost celé litiny a při provozním namáhání odlitku může docházet k jeho neřízené přeměně na feriticko-karbidickou směs, což je provázeno vznikem deformací a vnitřních pnutí, protože austenit má v porovnání s produkty jeho rozpadu menší měrný objem. U bílých litin je tedy naší snahou získat co nejmenší podíl zbytkového austenitu ve struktuře. Rozmístění zbytkového austenitu v martenzitické struktuře je pak schematicky zachyceno na **obr. 33**. Martenzitická struktura ja pak vidění na **obr. 32**.

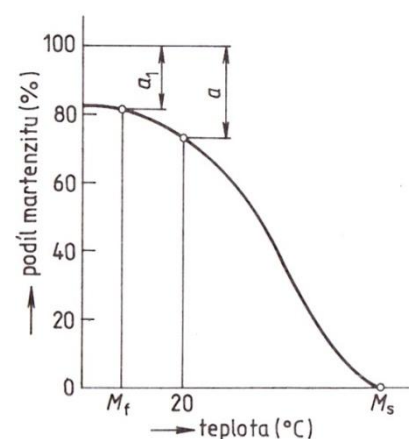
Martenzitickou strukturu litiny většinou získávají kalením. U některých legovaných litin, legovaných ve vhodné kombinaci niklem, molybdenem a případně i chromem, je možné dosáhnout jejího vzniku přímo v litém stavu. V případě otěruvzdorných bílých litin se jedná zejména o litiny typu Ni-Hard, legované chromem (1.5 až 10%) a niklem (3 až 7%). [1,5,6,13,21,23,24]

Mechanické vlastnosti martenzitu:

- velmi tvrdý
- křehký

1.5.7 Ledeburit

Ledeburit je fázová směs ledeburitického austenitu a cementitu (obsahuje 4.3% C). Ledeburit u podeutektických a nadeutektických litin vzniká ze zbylé taveniny (tzv. mateřského louhu), po vzniku austenitických dendritů nebo primárních karbidů. Vznik ledeburitu – druhé údobí tuhnutí – nastává v okamžiku, kdy zbylá tavenina je již přesycena prvky tvořícími slitinu, na eutektické teplotě 1147°C (v praxi při jistém přechlazení) podle



Obr. 31. Digram rozpadu austenitu na martenzit v závislosti teplotě. Při teplotě 20°C je podíl zbytkového austenitu ve struktuře a . Při dosažení konce martenzitická transformace je jeho podíl a_1 . [23]



Obr. 32. Martenzit [13]



Obr. 33. Schéma rozmístění zbytkového austenitu v martenzitické struktuře. [6]

metastabilního systému. Vznikající ledeburit se ukládá mezi vyloučené dendrity nebo primární karbidy (viz **obr. 7** a **obr. 9**). U litin o eutektickém složení se na ledeburit přemění všechna tavenina, aniž by předtím vznikl austenit nebo primární karbidy (viz **obr. 8**). Při eutektoidní teplotě (723°C v metastabilním systému) ledeburitický austenit transformuje na ledeburitický perlit, čímž vzniká tzv. transformovaný ledeburit. [1,6,7,25]

1.6 Uhlíkový ekvivalent

Doprovodné a legující prvky, vyskytující se v litině, více či méně ovlivňují aktivitu uhlíku, a tím i hodnotu jeho eutektické koncentrace. Prvky, zvyšující aktivitu uhlíku v železe, jeho eutektickou koncentraci snižují. Prvky, snižující aktivitu uhlíku v železe, jeho eutektickou koncentraci zvyšují. S rostoucím obsahem prvků, zvyšujících aktivitu uhlíku, se eutektický bod v diagramu Fe-Fe₃C i Fe-C posouvá směrem k menším obsahům uhlíku. Aktivitu uhlíku v železe zvyšuje především Si a P, ale také například Al, Cu, Ni. Prvky jako Mn, V a Ti aktivitu uhlíku v železe naopak snižují.

Souhrnný vliv uhlíku a ostatních prvků, přítomných v litině, vyjadřuje **uhlíkový ekvivalent** [1]:

$$C_E = C + \sum X_i \times m_i \quad (2)$$

C_E = Uhlíkový ekvivalent [–]

C = obsah uhlíku v litině [%]

X_i = Obsah prvku X [%]

m_i = koeficient vlivu (ekvivalence) prvku X_i [–] ... viz **Tab. 9**.

Tab. 9. Koeficienty vlivu některých prvků na uhlíkový ekvivalent. [1]

Prvek	P	Si	Al	Cu	Ni	Mn	Cr	V	Ti
m_i	+0.33	+0.32	+0.22	+0.07	+0.05	–0.03	–0.06	–0.14	–0.14

Na základě hodnoty uhlíkového ekvivalentu pak můžeme hodnotit chemické složení bílé litiny následujícím způsobem [1]:

$C_E < 4.3 \rightarrow$ Litna je podeutektická

$C_E = 4.3 \rightarrow$ Litina je eutektická

$C_E > 4.3 \rightarrow$ Litina je nadeutektická

Jakým způsobem určování uhlíkového ekvivalentu „funguje“, lze nejlépe ilustrovat na konkrétním případě. Na **obr. 34** je struktura vysokolegované bílé litiny o chemickém složení dle **tab. 10**. Uhlíkový ekvivalent této litiny pak spočítáme, na základě údajů z tabulky, dle rovnice (2).

$$C_E = C + \sum X_i \times m_i \quad (2)$$

$$C_E = C + Si \times 0.32 + Mn \times (-0.03) + Cr \times (-0.06)$$

$$C_E = 4.1 + 1 \times 0.32 + 0.7 \times (-0.03) + 15.1 \times (-0.06)$$

$$C_E = 3.853$$



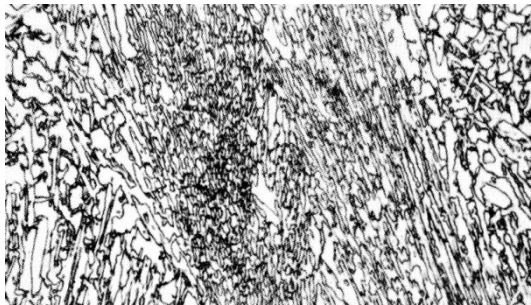
Obr. 34. Struktura bílé litiny X 410 Cr 15 v litém stavu. ($\times 150$) [10]

Tab. 10. Chemické složení litiny X 410 Cr 15 v [%]. [10]

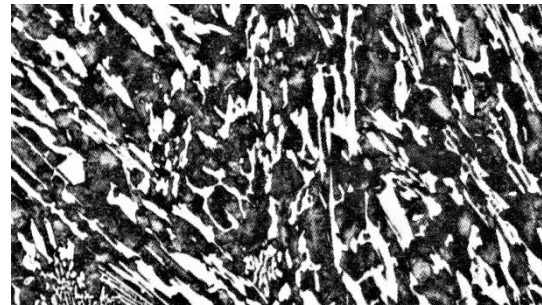
Označení litiny		X 410 Cr 15		
Chemické složení				
C	Si	Mn	Cr	Mo
4.1	1	0.7	15.1	0

Vypočítaný uhlíkový ekvivalent 3.853 odpovídá podeutektické litině. Nicméně velké bílé primární karbidy ve struktuře napovídají, že se jedná o litinu nadeutektickou. Vystává zde rozpor, nad nímž je třeba se zamyslet. Dle **tab. 9** má chrom záporný koeficient. S rostoucím obsahem chromu v litině by se tedy měl zvyšovat potřebný obsah uhlíku, pro zajištění eutektického složení litiny, tj. s rostoucím obsahem chromu by se měla zvyšovat eutektická koncentrace uhlíku. Diagramy na **obr. 13** a **obr. 51** ovšem

zobrazují závislost zcela opačnou. Na **obr. 13** se s rostoucím obsahem chromu oblast eutektika přesouvá směrem k nižším obsahům uhlíku. Obdobně ternární diagram na **obr. 51** vykazuje, v oblasti odpovídající obsahu 0 až cca 36% Cr, že s rostoucím obsahem chromu, dochází k posunu eutektického bodu (eutektické koncentrace) směrem k nižším obsahům uhlíku. Tato závislost se jeví jako přibližně lineární. Výše popsané rozpory nám byly motivací ke zpochybnění koeficientu vlivu chromu na uhlíkový ekvivalent uvedený v **tab. 9**.



Obr. 35. Struktura bílé litiny X 295 Cr 26 v litém stavu. Matrice: 100% zA. ($\times 150$) [10]



Obr. 36. Struktura bílé litiny X 350 Cr 12 v litém stavu. Matrice: 100% P. ($\times 150$) [10]

Pro přibližné nové stanovení koeficientu vlivu chromu na uhlíkový ekvivalent jsme dohledali litiny s vysokým obsahem chromu, jejichž struktura se jeví jako přibližně eutektická. Jedná se o litiny X 350 Cr 12 a X 295 Cr 26. Struktura litiny X 350 Cr 12 v litém stavu je na **obr. 36** a její chemické složení je uvedeno v **tab. 11**. Struktura litiny X 295 Cr 26 v litém stavu je na **obr. 35** a její chemické složení je také uvedeno v **tab. 11**. Ve struktuře těchto litin nelze pozorovat oblasti primárních dendritů austenitu ani jednoznačně odlišit primární a eutektické karbidy. U obou litin je jedinou legurou chrom, což snižuje riziko zkrácení vlivu chromu na uhlíkový ekvivalent v důsledku vzájemného synergického (zesilujícího) účinku jednotlivých legur, zejména pak molybdenu. Tyto litiny jsme pro zjednodušení považovali za eutektické, a přiřadili jsme jim tedy příslušný uhlíkový

ekvivalent 4.3. Z hodnoty přiřazeného uhlíkového ekvivalentu, známého chemického složení a koeficientů vlivu jednotlivých prvků (vyjma chromu) na uhlíkový ekvivalent z **tab. 9**, jsme pro každou litinu sestavily rovnici o jedné neznámé – koeficientu vlivu chromu na uhlíkový ekvivalent.

Tab. 11. Chemické složení litin X 350 Cr 12 a X 295 Cr 26 v [%]. [10]

Označení litiny			X 350 Cr 12		Označení litiny			X 295 Cr 26	
Chemické složení					Chemické složení				
C	Si	Mn	Cr	Mo	C	Si	Mn	Cr	Mo
3.51	1	0.7	12.2	0.02	2.95	1	0.7	25.82	0.02

Výpočet koeficientu vlivu chromu na uhlíkový ekvivalent z litiny X 350 Cr 12:

$$C_E = C + \sum X_i \times m_i \quad (2)$$

$$C_E = C + Si \times 0.32 + Mn \times (-0.03) + Cr \times m_{Cr} \rightarrow$$

$$\rightarrow m_{Cr} = \frac{C_E - C - Si \times 0.32 - Mn \times (-0.03)}{Cr}$$

$$m_{Cr} = \frac{4.3 - 3.51 - 1 \times 0.32 - 0.7 \times (-0.03)}{12.2}$$

$$m_{Cr} = 0.0402$$

Výpočet koeficientu vlivu chromu na uhlíkový ekvivalent z litiny X 195 Cr 26:

$$C_E = C + \sum X_i \times m_i \quad (2)$$

$$C_E = C + Si \times 0.32 + Mn \times (-0.03) + Cr \times m_{Cr} \rightarrow$$

$$\rightarrow m_{Cr} = \frac{C_E - C - Si \times 0.32 - Mn \times (-0.03)}{Cr}$$

$$m_{Cr} = \frac{4.3 - 2.95 - 1 \times 0.32 - 0.7 \times (-0.03)}{25.82}$$

$$m_{Cr} = 0.0407$$

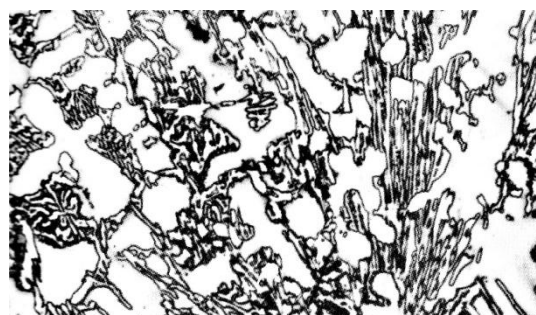
Obě vypočtené hodnoty koeficientu vlivu chromu na uhlíkový ekvivalent jen velmi nepatrně přesahují hodnotu +0.04, přičemž jejich rozdíl v řádech desítitisícin je v porovnání např. s vlivem křemíku 0.32 zcela zanedbatelný.

Pro kontrolu přibližné správnosti vypočtené hodnoty koeficientu vlivu chromu na uhlíkový ekvivalent ($m_{Cr} \cong +0.04$) jsme provedli výpočet uhlíkového ekvivalentu u litiny jednoznačně podeutektické a u litiny jednoznačně nadeutektické. Jako jednoznačně podeutektická litina byla vybrána X 270 Cr 15. Její struktura v litém stavu je na **obr. 38**, v ní lze pozorovat oblasti primárních dendritů austenitu. Jako jednoznačně nadeutektická litina byla vybrána X 410 Cr 18. Její struktura v litém stavu je na **obr. 37**, v ní lze jednoznačně odlišit primární a eutektické karbidy. Chemické složení obou vybraných litin je uvedeno v **tab. 12**.



Obr. 37. Struktura nadeutektické litiny X 410 Cr 18 v litém stavu.

Matrice: P + (5 až 10)% zA. ($\times 150$) [10]



Obr. 38. Struktura podeutektické litiny X 270 Cr 15 v litém stavu. Matrice: 10% P + zA.

($\times 150$) [10]

Tab. 12. Chemické složení litin X 270 Cr 15 a X 410 Cr 18 v [%]. [10]

Označení litiny			X 270 Cr 15		Označení litiny			X 410 Cr 18	
Chemické složení					Chemické složení				
C	Si	Mn	Cr	Mo	C	Si	Mn	Cr	Mo
2.67	1	0.7	14.95	0	4.13	1	0.7	18.22	0.05

Výpočet uhlíkového ekvivalentu litiny X 270 Cr 15:

$$C_E = C + \sum X_i \times m_i \quad (2)$$

$$C_E = C + Si \times 0.32 + Mn \times (-0.03) + Cr \times 0.04$$

$$C_E = 2.67 + 1 \times 0.32 + 0.7 \times (-0.03) + 14.95 \times 0.04$$

$$C_E = 3.567 \rightarrow \text{Litina je podeutektická}$$

Výpočet uhlíkového ekvivalentu litiny X 410 Cr 18:

$$C_E = C + \sum X_i \times m_i \quad (2)$$

$$C_E = C + Si \times 0.32 + Mn \times (-0.03) + Cr \times 0.04$$

$$C_E = 4.13 + 1 \times 0.32 + 0.7 \times (-0.03) + 18.22 \times 0.04$$

$$C_E = 5.1578 \rightarrow \text{Litina je nadeutektická}$$

Oba kontrolní výpočty uhlíkového ekvivalentu potvrdily přibližnou správnost vypočtené hodnoty koeficientu vlivu chromu na uhlíkový ekvivalent. Vzhledem k předešlému jsme upravily tabulku vlivu některých prvků na uhlíkový ekvivalent do podoby **tab. 13**.

Tab. 13. Koeficienty vlivu některých prvků na uhlíkový ekvivalent - upravená tabulka. [1]

Prvek	P	Si	Al	Cu	Ni	Cr	Mn	V	Ti
m_i	+0.33	+0.32	+0.22	+0.07	+0.05	+0.04	-0.03	-0.14	-0.14

Pro zjednodušení lze u nelegovaných bílých litin použít tento vztah:

$$C_E = C + \frac{Si + P}{3} \quad (3)$$

U legovaných bílých litin lze pro orientační výpočet použít tento zjednodušený vztah:

$$C_E = C + \frac{Si}{3} + \left(\frac{Ni + Cr - 3 \times (V + Ti)}{25} \right) \quad (4)$$

Protože obsahy fosforu v legovaných bílých litinách se pohybují pod 0.1%, hliník zde bývá přítomen pouze v stopovém množství a prvky s nízkým koeficientem vlivu, jako Mn a Cu, svým obsahem nepřekračují 2%, můžeme vliv těchto prvků na uhlíkový ekvivalent při jeho výpočtu zanedbat. Klíčovou roli při jeho výpočtu bude hrát obsah chromu. U litin typu Ni-Hard bude mít také nezanedbatelný vliv obsah niklu. V případě legování litiny přísadou vanadu nebo titanu v řádu procent, i koncentrace těchto prvků budou mít významný vliv na uhlíkový ekvivalent.

U nelegovaných bílých litin se uhlíkový ekvivalent běžně rovná $C_E = 3.1$ až 4.15 . Chemické složení legovaných bílých litin se většinou volí tak, aby litina byla mírně podeutektická a uhlíkový ekvivalent se blížil 4.3 . Motivy této snahy jsou popsány v části 1.8.1 Uhlík.

Obdobou uhlíkového ekvivalentu je stupeň eutektičnosti. Stupeň eutektičnosti je definován jako poměr skutečného obsahu uhlíku k obsahu uhlíku, jenž odpovídá eutektické koncentraci při daném obsahu doprovodných a legujících prvků. Princip, význam i informativní hodnota obou těchto ukazatelů chemického složení litiny je prakticky stejná. Stupeň eutektičnosti je blíže popsán v [1,26]. [1,3,5,10,16,26]

1.7 Faktory ovlivňující strukturu bílých litin

Struktura základní kovové hmoty u všech litin a ocelí vyplývá ze způsobu rozpadu austenitu. Způsob jeho rozpadu závisí na okolních podmínkách, zejména pak na rychlosti ochlazování a na chemickém složení. [1]

1.7.1 Vliv rychlosti ochlazování na strukturu (IRA & ARA)

Rychlost ochlazování odlitku je dána tloušťkou jeho stěny a materiálem formy. Odlitek se stěnou tenčí chladne rychleji, než odlitek se stěnou tlustší. Odlitek ve formě kovové chladne rychleji, než odlitek ve formě pískové.

Při tepelném zpracování rychlost ochlazování odlitku řídíme. Chceme-li vyšší rychlost ochlazování, pak jej intenzivně ochlazujeme v chladících médiích – voda, olej, solná lázeň nebo pomocí ventilátoru na vzduchu. Chceme-li rychlost ochlazování naopak snížit, pak je odlitek ochlazován pozvolně v peci.

Členitý odlitek s různou tloušťkou stěn, má v různých částech různou strukturu, a z ní vyplývající různé vlastnosti.

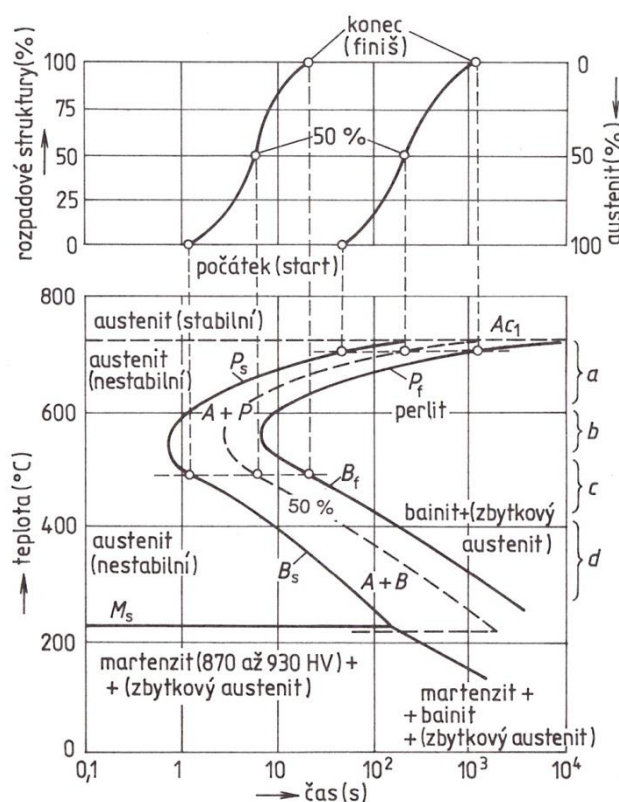
Vyšší rychlost ochlazování se projevuje omezením difusně probíhajících dějů (difusní přesun uhlíku ke karbidickým nebo grafitovým útvarům za vzniku feritu). Rychlejší ochlazování tedy podporuje vznik perlitu.

Transformační diagramy znázorňují vliv teploty a času na průběh přeměn přechlazeného austenitu. Obsahují zejména údaje o počátcích a koncích vylučování proeutektoidních fází, perlitické, bainitické a martenzitické transformace. Konkrétní transformační diagram oceli nebo litiny platí jen pro konkrétní chemické složení a konkrétní podmínky austenitizace (velikost zrna austenitu a jeho homogenita). Rozlišujeme dva druhy transformačních diagramů: izotermického rozpadu austenitu (IRA) a anizotermického rozpadu austenitu (ARA). [1,2,6,13]

IRA

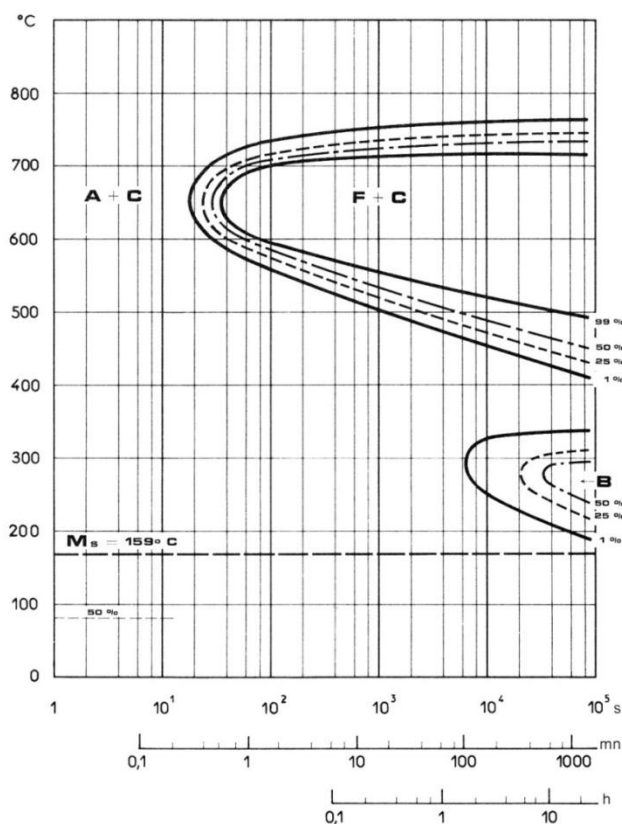
Diagramy izotermického rozpadu austenitu udávají dobu jednotlivých přeměn při prudkém ochlazení na určitou teplotu a následné výdrži na ní. Rozpad austenitu zde probíhá za konstantní teploty. Jakým způsobem tyto diagramy fungují, bude demonstrováno na diagramu IRA pro eutektoidní ocel na **obr. 39**.

Nalevo od křivek počátku perlitické přeměny (P_s) a bainitické přeměny (B_s), nad křivkou počátku martenzitické přeměny (M_s) je struktura tvořena přechlazeným nestabilním austenitem. Časová vzdálenost, křivek P_s a B_s od nuly (resp. 0.1), vyjadřuje inkubační dobu v závislosti na teplotě. Za vyšších teplot (při menším přechlazení) je inkubační doba delší vlivem menší hodnoty termodynamické hnací síly přeměny, při teplotách nižších se inkubační doba prodlužuje vlivem zmenšující se rychlosti difuze. „Nos“ představuje mezní hodnotu, kdy tyto vlivy mají v součtu nejmenší prodlužovací účinek na inkubační dobu. Křivky P_s i B_s mají tvar „C“ a každá má svůj „nos“. Tyto křivky se však většinou překrývají a nahrazují společnou křivkou s jedním společným „nosem“. Napravo od křivek konce perlitické přeměny (P_f) a bainitické přeměny (B_f) je struktura tvořena produkty daných přeměn – perlitem, resp. bainitem. V oblasti teplot mezi A_{c1} a „nosem digramu“ (cca 550°C) vzniká izotermickým rozpadem přechlazeného nestabilního austenitu perlit. Čím je teplota tohoto rozpadu nižší, tím je dispersita vznikajícího perlitu větší. V oblasti teplot mezi „nosem digramu“ (cca 550°C) a teplotou M_s vzniká izotermickým rozpadem přechlazeného nestabilního austenitu bainit. Při teplotách blíže „nosu“ se tvoří horní bainit. V případě překrytí P_s a B_s , je zde přítomen i perlit. Při teplotách blíže M_s se tvoří bainit dolní. Pod M_s vzniká izotermickým rozpadem přechlazeného nestabilního austenitu martenzit. S klesající teplotou izotermického rozpadu roste tvrdost získané struktury a naopak tvárnost a houževnatost klesá.

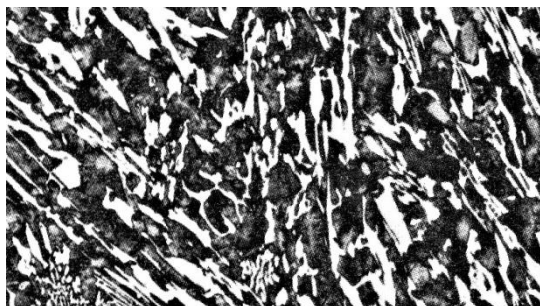


Obr. 39. Ilustrační diagram IRA pro eutektoidní ocel: a) Oblast hrubšího perlitu, b) oblast jemnějšího perlitu, c) oblast horního bainitu, d) oblast dolního bainitu. [23]

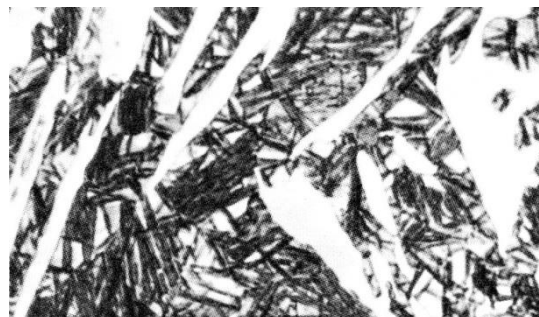
Tvar a poloha křivek v diagramu jsou závislé na chemickém složení a na stavu austenitu (homogenitě a velikosti zrna). Všechny přísadové prvky rozpuštěné v austenitu (kromě Al a Co) zvyšují jeho stabilitu a tím posouvají křivky počátků a konců jeho difuzních přeměn směrem k delším časům (prodlužují inkubační dobu i dobu přeměny). Karbidotvorné prvky (Mo, Cr, W, V...) navíc mění i tvar diagramu (viz **obr. 40**). Tyto prvky od sebe oddalují oblast perlitické a bainitické přeměny, což se může projevit rozdělením jednoho „nosu“ na „dva“. Horní „nos“ pak odpovídá přeměně perlitické a dolní „nos“ přeměně bainitické. Účinky jednotlivých prvků, na polohu a tvar křivek v IRA diagramu, se vzájemně zesilují. Teploty počátku a konce martenzitické přeměny jsou ovlivněny obsahem uhlíku. S jeho rostoucím obsahem tyto teploty klesají. Mn a Ni teplotu počátku martenzitické přeměny výrazně snižují. Vliv ostatních legur na tuto teplotu je malý, a kromě Co a Al ji také snižují.



Obr. 40. IRA diagram chromové bílé litiny X 350 Cr 12. [10]



Obr. 41. Struktura bílé litiny X 350 Cr 12 v litém stavu. Matrice: 100% P. ($\times 150$) [10]



Obr. 42. Struktura bílé litiny X 350 Cr 12 po izotermickém kalení. Matrice: 60% B + Ma + zA. ($\times 750$) [10]

Diagram je také ovlivněn podmínkami austenitizace. S rostoucí homogenitou a rostoucí velikostí austenitického zrna se posouvají křivky počátků i konců přeměn k delším časům. Naopak jemnější zrna, heterogenita a přítomnost vměstků či karbidů posouvají tyto křivky směrem k časům kratším.

Těchto diagramů se využívá při izotermickém tepelném zpracování (izotermického žhání a izotermického zušlechťování).

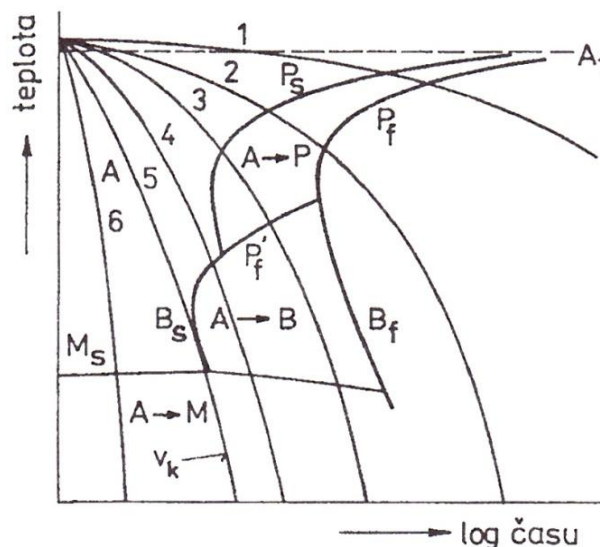
Příklad diagramu IRA chromové bílé litiny X 350 Cr 12 je na **obr. 40**. Izotermickým kalením podle tohoto diagramu - ohřev na 1000°C, výdrž 20 minut, zchlazení na 250°C v solné lázni, výdrž 24 hodin – získáme, na místo původní perlitické matrice (viz **obr. 41**), matici tvořenou bainitem (60%) a martenzitem s jistým podílem zbytkového austenitu (viz **obr. 42**). [1,2,6,10,13,23,24]

ARA

Diagramy anizotermického rozpadu austenitu udávají v souřadnicích teplota-čas počátky a konce jednotlivých přeměn austenitu, při jeho plynulém ochlazování – teplota se v závislosti na čase mění. Tyto diagramy nám tedy poskytují informace o tom, jakou získáme strukturu při dané rychlosti ochlazování. Rozložení oblastí v diagramech ARA je obdobné jako v IRA, avšak oblast perlitické přeměny v ARA posouvá směrem k delším časům. Tento rozdíl je názorně popsán v [23]. Jakým způsobem číst tyto diagramy, bude vysvětleno na diagramu ARA pro eutektoidní ocel na **obr. 43**.

Při menší rychlosti ochlazování dochází k perlitické přeměně (průběh 1). Jak se rychlost ochlazování zvyšuje, tak se počátek i konec perlitické přeměny posouvá ke kratším časům (průběh 2). Pokud rychlost ochlazování vzroste nad určitou hodnotu, pak nestačí proběhnout perlitická přeměna až do svého konce. Zbýlý austenit transformuje v oblasti přeměny bainitické, popřípadě i martenzitické (průběh 3). Při rychlosti ochlazování ještě vyšší není oblast perlitické přeměny dosaženo, a rozpad austenitu je zahájen rovnou v oblasti přeměny bainitické, a ten dále může pokračovat pod teplotou M_s přeměnou martenzitickou (průběh 4). V tomto případě je pak výsledná struktura tvořena bainitem a martenzitem s jistým podílem zbytkového austenitu. Dále se zvětšující rychlosti ochlazování přináší zisk většího podílu martenzitu ve struktuře. Nejmenší rychlost ochlazování, při níž získaná struktura je již tvořena pouze martenzitem s jistým podílem zbytkového austenitu, se nazývá „kritická rychlost ochlazování“ (průběh 5). Při jakékoli rychlosti ochlazování vyšší než je kritická, je získaná struktura vždy martenzitická s jistým podílem zbytkového austenitu. V oblasti nadkritických rychlostí ochlazování je teplota počátku martenzitické přeměny konstantní, v oblasti podkritických rychlostí ochlazování předchází martenzitické přeměně difuzní rozpad austenitu spojený s obohacováním netransformovaného austenitu uhlíkem. Stejně jako u IRA, tak i u ARA, dochází k poklesu teploty počátku martenzitické přeměny se vzrůstajícím obsahem uhlíku. Proto v oblasti podkritických rychlostí ochlazování teplota M_s mírně klesá s klesající rychlostí ochlazování.

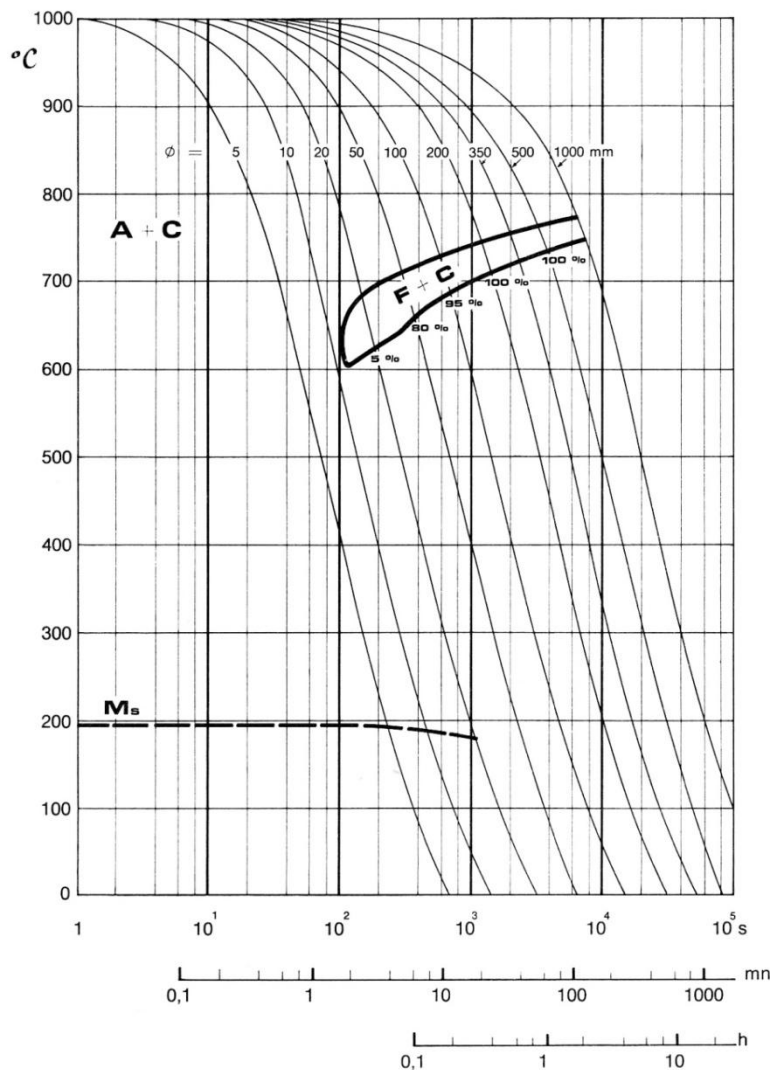
Vliv většiny legujících prvků na ARA je obdobný jako u IRA. Legující prvky zvětšují tepelnou hysterezi, proto je posun křivek směrem k nižším teplotám a delším časům výraznější než je tomu u IRA. Například přísadou perlitotvorných prvků se zvyšuje stabilita perlitu. S rostoucím obsahem těchto prvků se tedy rozpadové křivky (P_s , B_s ,...) více posouvají směrem k delším časům.



Obr. 43. Ilustrační diagram ARA pro eutektoidní ocel.
[2]

Důsledky posunu k delším časům:

- Perlitická struktura se stává dosažitelnější i při pomalém ochlazení tlustostěnných odlitků.
- Snížení kritické rychlosti ochlazení.
- U litin legovaných vhodnou kombinací perlitotvorných prvků (Ni, Mo, příp. Cr) lze dosáhnout posunu rozpadových křivek k tak dlouhým časům, že se struktura bainitická, nebo dokonce martenzitická, stávají dosažitelnými již v litém stavu.

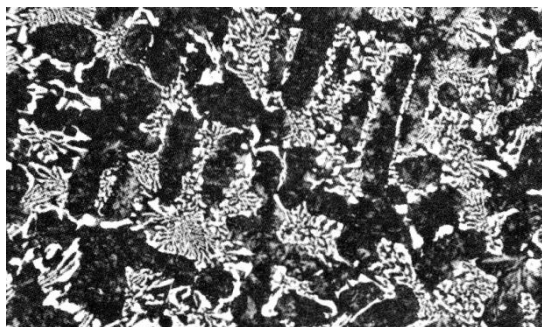


Obr. 44. ARA diagram chromové bílé litiny X 265 Cr 13. [10]

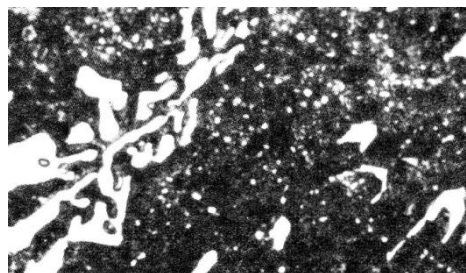
Diagramy ARA mají mnohem širší využití, než je tomu u diagramů IRA. Tyto diagramy se využívají u většiny tepelného zpracování a při tuhnutí odlitku ve formě k tomu, abychom podle nich mohly stanovit rychlost ochlazení, potřebnou pro získání požadované struktury.

Příklad diagramu ARA chromové bílé litiny X 265 Cr 13 je na obr. 44. Vyznačené průběhy ochlazení byly získány po ohřevu na 1000°C, výdrži 20 minut a následném ochlazení na proudícím vzduchu. Původní matrice v litém stavu byla zcela perlitická (viz obr. 45). V závislosti na rychlosti ochlazení – průměru odlitku – je získaná matrice buď perlitická (viz obr. 46), martenzitická s podílem 5% perlitu a s určitým podílem zbytkového austenitu (viz obr. 47) nebo pouze martenzitická s určitým podílem zbytkového austenitu (viz obr. 48).

ARA diagramy velkého množství různých vysokolegovaných bílých litin jsou pak uvedeny v publikaci [27]. [1,2,6,10,13,23,24,27]



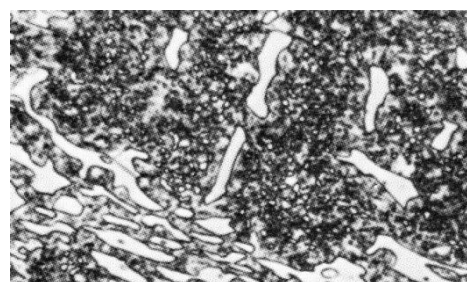
Obr. 45. Struktura bílé litiny X 265 Cr 13 v litém stavu. Matrice: 100% P. ($\times 150$) [10]



Obr. 46. Struktura bílé litiny X 265 Cr 13 po kalení na proudícím vzduchu. Rychlost ochlazování $\approx \phi 500$ mm. Matrice: 100% P. ($\times 750$) [10]



Obr. 47. Struktura bílé litiny X 265 Cr 13 po kalení na proudícím vzduchu. Rychlost ochlazování $\approx \phi 20$ mm. Matrice: 5% P + Ma + zA. ($\times 750$) [10]



Obr. 48. Struktura bílé litiny X 265 Cr 13 po kalení na proudícím vzduchu. Rychlost ochlazování $\approx \phi 5$ mm. Matrice: Ma + zA. ($\times 750$) [10]

1.7.2 Vliv chemického složení na strukturu

Prvky dle jejich vlivu na druh vznikající kovové hmoty dělíme na:

Feritotvorné.....Si, Al, Ti, (Ti však současně může tvořit karbidy), Cr (nad 20%)

Perlitotvorné.....Mn, Cu, Ni, Sn, Sb, Cr, V, W, B,

Austenitotvorné.....Co, Mn, Cu, Ni

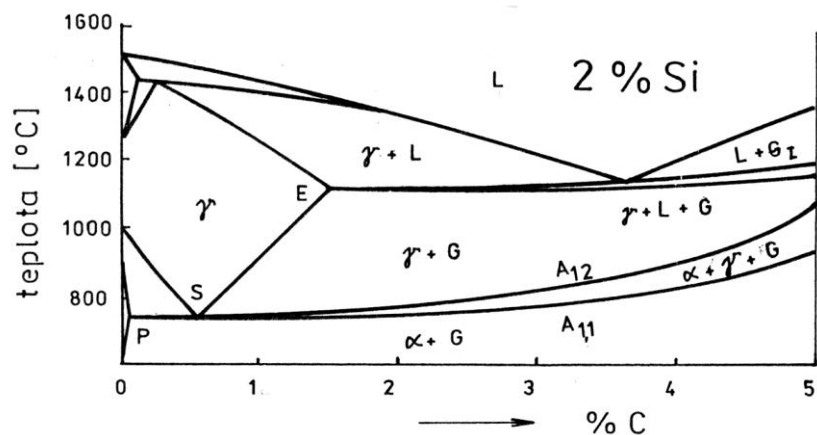
Feritotvorné prvky:

- zvyšují aktivitu uhlíku v austenitu.
- zvyšují eutektoidní teplotu.
- podporují rozpad austenitu podle stabilního systému.
- zmenšení oblasti stability austenitu v diagramu Fe-C-Si.

Nejvýznamnějším feritotvorným prvkem v bílých litinách je chrom. Křemík zde bývá přítomen jen do koncentrace 2%, nicméně je obecně nejdůležitějším feritotvorným prvkem v litinách, a proto si účinky feritotvorných prvků popíšeme na jeho příkladu. Křemík způsobuje změny v průběhu krystalizace jak v oblasti tuhnutí, tak v oblasti eutektoidní transformace. Z diagramu Fe-C pro 2% Si (viz **obr. 49**) je patrné, že křemík způsobuje:

- posunutí eutektického bodu doleva k nižším obsahům uhlíku
- snížení maximální rozpustnosti uhlíku v austenitu
- vznik pásma, v němž vedle sebe existují: tavenina, ferit a grafit
- vznik pásma, v němž vedle sebe existují: austenit, ferit a grafit

V oblasti ohraničené teplotami $A_{1,2}$ a $A_{1,1}$ probíhá rozpad austenitu. Ten začíná na teplotě $A_{1,2}$ vylučováním feritu a grafitu (ten se připojuje k již existujícím útvarům). Ve stabilním systému je tato přeměna ukončena na teplotě $A_{1,1}$. U bílých litin (v metastabilním systému) vzniká pod teplotou $A_{1,1}$ ze zbylého austenitu perlit.



Obr. 49. Rovnovážný diagram Fe-C pro 2% Si. [1]

Čím vyšší je obsah Si, tím je vyšší aktivita uhlíku v austenitu a tím větší množství se jej transformuje na ferit před dosažením eutektoidní teploty.

S rostoucím obsahem Si, roste eutektoidní teplota. Při vyšších teplotách probíhá transformace austenitu rychleji, a tím větší jeho podíl transformuje na ferit.

Zvyšující se obsah Si, také rozšiřuje pásmo mezi teplotami $A_{1,2}$ a $A_{1,1}$ (a tyto teploty vyšší), a tím více feritu se stačí vyloučit, než bude dosaženo teploty $A_{1,1}$, kdy se zbylý austenit rozpadne na perlit.

Perlitotvorné prvky:

- Zvyšují podíl perlitu ve struktuře.
- Snižují kritickou rychlost chladnutí nutnou pro získání perlitické struktury.

(To je důležité především u silnostěnných odlitků, které chladnou pomalu, a mají tedy problém s dosažením perlitické struktury.)

Perlitotvorné lze dělit dle toho, jakým mechanismem účinkují:

Karbidotvorné prvky (Cr, V, prvky s velkou afinitou k uhlíku)

Prvky s vyšší afinitou k uhlíku s ním tvoří karbidy, tím snižují jeho aktivitu v austenitu. Díky tomu udržují austenit v tuhém roztoku až do eutektoidní teploty a tím zabraňují vzniku feritu.

Prvky bránící difúzi (Sn, Sb, As, Cu)

Tyto prvky se koncentrují na mezifázovém rozhraní mezi austenitem a cementitem, čímž brání difúzi uhlíku z austenitu do útvarů cementitu. → Uhlík je v austenitu zadržován, dokud se ten na eutektoidní teplotě i s uhlíkem uvnitř nerozpadne na perlit.

Austenitotvorné prvky (Mn, Ni)

Austenitotvorné prvky mají opačný účinek než feritotvorné prvky:

- zvětšují oblast austenitu → zvětšení max. rozpustnosti uhlíku v austenitu
- snižují eutektoidní teplotu (na ní probíhá transformace austenitu)

Při nižších teplotách probíhá transformace austenitu pomaleji, což vede ke vzniku perlitické struktury.

Při vyšším obsahu austenitotvorné prvky (Ni nad 18%) snižují eutektoidní teplotu až pod hodnotu teploty pokojové. Austenit pak zůstane stabilní po celou dobu chladnutí a jeho rozpad nenastane ani při dosažení pokojové teploty.

Vliv některých prvků na strukturu je proměnlivý v závislosti na jejich koncentraci. Například v legovaných bílých litinách nejvýznamnější prvek – chrom – při nižších a středních koncentracích působí perlitotvorně, avšak od obsahu 20% Cr (při nižším obsahu C) nebo od obsahu 30% Cr (při vyšším obsahu C) působí silně feritotvorně, a struktura těchto litin je pak zcela feritická. [1,3,5]

1.8 Základní prvky přítomné v bílé litině a jejich vliv vlastností

1.8.1 Uhlík

Obvyklý obsah v bílých litinách: 2 až 3.6% C. V [16] se uvádí, že obsah uhlíku se většinou volí tak, aby litina byla mírně podeutektická, v [5] je pak uveden, jako pro tyto litiny obvyklý, uhlíkový ekvivalent $C_E = 3.1$ až 4.15. Nadeutektická bílá litina se odlévá jen zřídka. Shodně [2] i [3] se vyslovuje o snaze volit obsah uhlíku tak, aby se stupeň eutektičnosti blížil jedné.

Snaha o dosažení mírně podeutektického složení je motivována tím, že slitiny o eutektickém složení mají nejnížší teplotu tavení, nejlepší zabíhavost (viz 2.7), nejmenší smrštění (viz 2.8), a nejlepší houževnatost (jemné karbidy, viz 2.4), přičemž je lepší se k eutektickému složení blížit z oblasti vylučování primárních dendritů austenitu, než z oblasti primárních karbidů, neboť velké primární karbidy mohou rozdělit matici, a tím vážně zhoršit vlastnosti litiny. Eutektická koncentrace uhlíku je závislá na přítomnosti dalších prvků. Prvky, zvyšující aktivitu uhlíku v železe, jeho eutektickou koncentraci snižují. Prvky, snižující aktivitu uhlíku v železe, jeho eutektickou koncentraci zvyšují. Aktivitu uhlíku v železe zvyšuje především Si a P, ale také například Al, C, či Ni. Prvky jako Ti a Mn aktivitu uhlíku v železe naopak snižují.

Uhlík podporuje tuhnutí podle stabilního systému. Jeho vliv na mechanické vlastnosti je malý:

- mírně snižuje pevnost
- snižuje tažnost
- snižuje houževnatost → litina se stává křehčí
- zvyšuje odolnost proti opotřebení
- zhoršuje obrobitelnost (vlivem zvýšeného obsahu karbidů)

V přítomnosti karbidotvorných prvků (Cr, Mo) se s nimi váže za vzniku karbidů, čímž **zvyšuje tvrdost** celé struktury. [1,2,3,5,7,10,15,26]

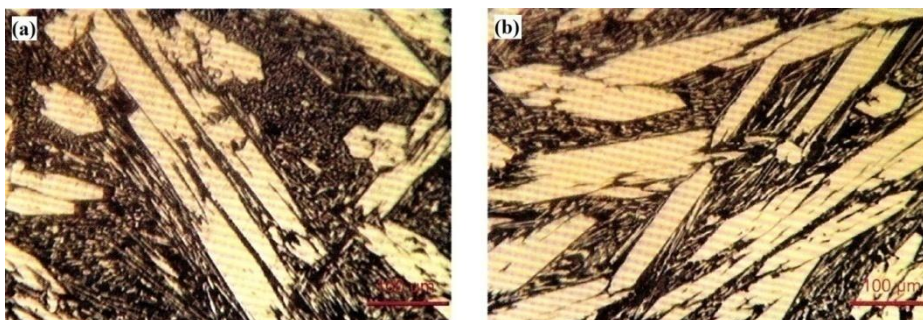
1.8.2 Křemík

Křemík, přítomný v bílých litinách, má omezenou rozpustnost v karbidické fázi a koncentruje se v matici. Jeho obvyklý obsah se pohybuje mezi 0.3 až 1% (někdy až 2.5%). Křemík podporuje tuhnutí podle stabilního systému a působí feritotvorně (viz 1.7.2). Šíře třífázového pásma, v němž vzniká ferit, je při koncentracích pod 1% Si malá. Vliv křemíku na mechanické, slévárenské a chemické vlastnosti je pro jeho velmi nízký

obsah v bílých litinách zanedbatelný. Jeho vliv při významnějších koncentracích je popsán v [1].

Z porovnání **obr. 50a** s **obr. 50b** lze usuzovat, že velmi malá dodatečná přísada křemíku, do taveniny před odlitím, zřejmě podporuje vyloučení větších primárních karbidů v nadeutektických litinách s vysokým obsahem chromu.

Při vyšším obsahu může podporovat vznik nežádoucího volného grafitu, který snižuje odolnost litiny proti opotřebením. Tento jev by mohlo jít do značné míry potlačit přísadou antigrafitizačních prvků jako je telur. [1,2,3,4,5,18,23,26]



Obr. 50. Vliv Si na primární karbidy nadeutektické bílé litiny s 4.78% C, 26.88% Cr, 0.4% Mn a 1.89% Si: (a) bez dodatečné přísady Si; (b) s dodatečnou přísadou 0.125% Si. [18]

1.8.3 Mangan

Mangan, přítomný v bílých litinách, bývá rozpuštěný v karbidech typu M_3C a M_7C_3 . Jeho obvyklý obsah se pohybuje mezi 0.2 a 1.5%.

Mangan mírně podporuje tuhnutí dle metastabilního systému (od 0.5%), a působí austenitotvorně (snižuje eutektoidní teplotu), čímž podporuje vznik perlitu ve struktuře. Stabilizuje perlit a zvyšuje jeho dispersitu (zjemňuje jej). Jemnější (tj. hustější) perlit má lepší mechanické vlastnosti. Důležitou funkcí manganu je jeho schopnost vázat na sebe síru!



FeS tvoří obaly zrn a způsobují tak křehkost celého odlitku. Mangan má větší afinitu k síře než železo, tak ji na sebe váže ve formě méně škodlivých MnS. FeS mají nízkou teplotu tání (925°C), MnS mají teplotu tavení vyšší (1530°C) a proto nevytvoří dokonalé obaly zrn, což znemožňuje trhlinám v nich vzniklých se vzájemně propojovat můstky.

Doporučený obsah manganu pro bílou litinu:

$$Mn = 1.7 \times S + 0.15 [\%] \quad (6)$$

Vzhledem ke své nízké koncentraci (pod 2%) je vliv manganu na mechanické vlastnosti v bílých litinách zanedbatelný. Jeho vliv na mechanické vlastnosti při vyšších koncentracích je popsán v [1,3]. [1,2,3,23,26,28]

1.8.4 Fosfor

Mírně podporuje tuhnutí podle stabilního systému. Jelikož je obsah fosforu v bílých litinách udržován v koncentraci pod 0.1%, není jeho vliv na jejich vlastnosti nějak podstatný, a proto se jím tato práce nebude dále zabývat. Jeho vliv na vlastnosti litin při vyšších koncentracích je popsán v [1]. [1,26,29]

1.8.5 Síra

Síra je nežádoucí prvek. Má silný sklon k segregaci a způsobuje křehkost litiny. Sklon k segregaci je důsledkem její omezené rozpustnosti v železe. Slučuje se s železem za vzniku FeS. Ty mají velmi nízkou teplotu tavení 925°C [1], „tuhnou až nakonec“, čímž vytvoří obaly zrn a způsobují tak křehkost celého odlitku. Zrna takto obalená mají špatnou soudržnost, a trhlinky, které v FeS vznikají, se vzájemně propojují můstky, což vede k celkovému křehkému ulomení.

Síra brání grafitizaci a podporuje tuhnutí litiny podle metastabilního systému (není-li vázána na mangan jako MnS). Síra se ovšem také podstatnou měrou podílí na tvorbě grafitizačních zárodků a proto, při extrémně nízkém obsahu (pod 0.008%) podporuje tuhnutí podle metastabilního systému – nedostatek grafitizačních zárodků. A. Vetiška v [5] právě přísadu síry uvádí jako jednu z cest k získání bílé litiny. Domnívám se, že pro její antigrafitizační účinky. [1,5,26,28]

1.9 Prvky záměrně přidávané do bílých litin a jejich vliv na vlastnosti

Tyto prvky jsou do litin přidávány úmyslně, za účelem zlepšení některé z jejich žádoucích vlastností, nebo aby bylo zabráněno vzniku některých vad, či byly potlačeny vlastnosti nežádoucí.

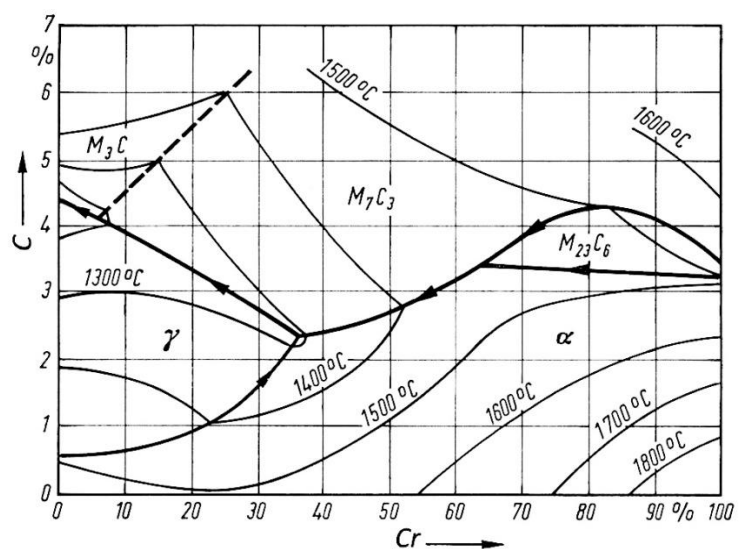
1.9.1 Chrom

Chrom podporuje tuhnutí podle metastabilního systému (při obsahu nad 2 až 3%). Je to silně karbidotvorný prvek, jenž podporuje vznik perlitu ve struktuře, a zvyšuje jeho dispersitu. Zmenšuje oblast austenitu. Při vyšších obsazích podporuje tvorbu feritu. Při obsahu 12 až 25% Cr je struktura litiny karbidicko-martenzitická. V závislosti na obsahu uhlíku pak od 20% Cr, při jeho nižším obsahu, nebo od 30% Cr, při jeho vyšším obsahu, je struktura feriticko-karbidická. Vliv chromu na strukturu bílé litiny je jasně patrný z horního pohledu na ternární diagram Fe-C-Cr na **obr. 51**.

Vliv chromu na mechanické vlastnosti:

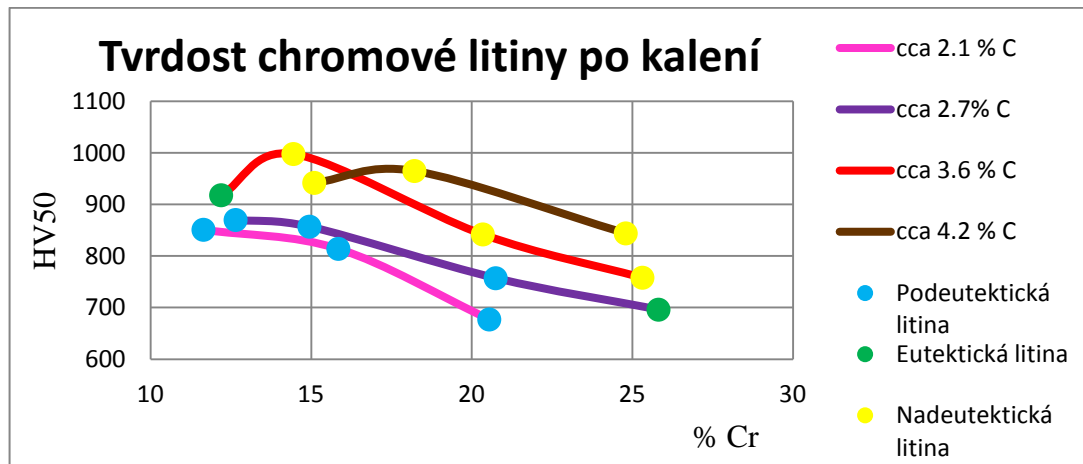
- zvyšuje pevnost
- zvyšuje tvrdost
- zvyšuje otěruvzdornost
- zhoršuje obrobiteľnosť

Vliv chromu na tvrdost bílé litiny, při různých obsazích uhlíku, popisuje graf na **obr. 52**. Z grafu je patrné, že chrom zvyšuje tvrdost litiny jen do určitého obsahu, při obsazích vyšších tvrdost klesá. Čím vyšší je obsah uhlíku, tím vyšší obsah chromu dává nejvyšší, jeho přísadou dosažitelnou, tvrdost. To může být zapříčiněno tím, že nárůst tvrdosti litiny souvisí s nárůstem množství karbidů



Obr. 51. Pohled na ternární diagram Fe-C-Cr „shora“. Vrstevnice jsou izotermy likvidace. V levém dolním rohu je 100% Fe. Binární diagram Fe-Fe₃C leží na levém okraji. [12]

v její struktuře. Má-li vzniknout více karbidů chromu, je zapotřebí nejen vyššího obsahu chromu, ale i uhlíku. Nestoupá-li s obsahem chromu úměrně i obsah uhlíku, pak po navázání veškerého dostupného uhlíku na karbidy, nezbyvá pro zbylý chrom v litině další uhlík, s nímž by mohl karbidy vytvořit. Příčinou poklesu tvrdosti také může být zvyšující se obsah feritu.



Obr. 52. Graf závislosti tvrdosti litiny po kalení na obsahu uhlíku a chromu. Před kalením kompletní austenitizace na 900°C s výdrží 5 hod. Kaleno na proudícím vzduchu. 1% Si, 0.7% Mn, 0.04% S, 0.06% P a max. 0.05% Mo. [10]

Zvýšena ořezuvzdornost a zhoršena obrobiteľnosť jsou zapříčiněny přítomností volných karbidů, jejichž vznik chrom podporuje.

Od obsahu 12 až 14% Cr se pasivační účinek chromu projeví korozivzdorností bílé litiny. S rostoucím obsahem chromu se také zvyšuje žáruvzdornost litiny.

Chrom, jako karbidotvorný prvek, na sebe váže téměř veškerý uhlík a tvoří s ním karbidy (od obsahu 0.3% Cr). Pro dosažení minimálně 12% Cr v matici pak musí být obsah chromu v litině navýšen o jeho množství vázané v karbidech. Předpokládá se, že zhruba 1% C váže 10% Cr. Při obsahu do 10% Cr se ve struktuře vyskytují karbidy M_3C , nad 10% Cr se vyskytují i karbidy typu M_7C_3 . Při obsahu nad 14% Cr jsou karbidy typu M_7C_3 převažujícími. Karbidotvorný účinek chromu lze kompenzovat mědí nebo niklem. [1,2,3,10,12,23]

1.9.2 Nikl

Nikl, přítomný v bílých litinách, má omezenou rozpustnost v karbidické fázi a koncentruje se v matici. Mírně podporuje tuhnutí podle stabilního systému. Působí austenitotvorně (snižuje eutektoidní teplotu), čímž podporuje vznik perlitu ve struktuře. Od 18% Ni se ve struktuře stabilizuje austenit (snížení eutektoidní teploty pod 20°C).

Přísadou niklu se zvyšují mechanické vlastnosti litiny, zejména pak pevnost při vyšší tažnosti. Důležitým účinkem niklu je snížení tranzitní teploty. Přísadami niklu se bílé litiny stávají martenziticky kalitelné, tj. martenzitická struktura se stává dosažitelnou již v litém stavu. To proto, že nikl posouvá křivky počátků a konců difuzních přeměn austenitu v diagramu ARA směrem k delším časům – pomalejším rychlostem ochlazování. Ve [4] se nicméně uvádí, že nikl podporuje tvorbu zbytkového austenitu, zejména u litin typu Ni-Hard. Litiny od obsahu 18% Ni jsou korozivzdorné. Nikl také zlepšuje žáruvzdornost bílé litiny. [1,2,3,4,23]

1.9.3 Vanad

Vanad podporuje tuhnutí podle metastabilního systému. Je to silně karbidotvorný prvek, čímž podporuje vznik perlitu ve struktuře, a zvyšuje jeho dispersitu. V [1] je uváděn jako prvek středně silně perlitotvorný, v [3] je považován za slabě perlitotvorný. Vyloučení karbidů vanadu na hranicích zrn se projevuje značným poklesem tažnosti litiny.

Vliv vanadu na mechanické vlastnosti:

- zvyšuje pevnost
- mírně zvyšuje tvrdost v litém stavu, avšak tvrdost litiny legované vanadem v řádech jednotek procent se po kalení a popouštění nijak výrazně nemění
- snižuje tažnost
- snižuje houževnatost
- měl by zvyšovat ořezuvzdornost, avšak v [16] se jeho vliv na ořezuvzdornost jeví jako nejednoznačný

Přísadou vanadu se snižuje mikroporozita litiny. I když je vanad silně karbidotvorný prvek, karbidy typu VC se v litině nevytváří. Vanad se namísto toho rozpouští v matici a v karbidické fázi, čímž zvyšuje tvrdost obou. Ve vysokolegovaných chromových litinách také vytváří sloučeniny VCr_2C_2 a $VCrFe_8$. Ve zkráceném překladu článku [20] v časopisu Slévárenství (1-2/2013) jsou tyto sloučeniny chybě označeny jako $VCrFe_6$. [1,3,16,20,23]

1.9.4 Molybden

Podporuje tuhnutí podle metastabilního systému. Výrazně zvyšuje dispersitu perlitu, čímž zvyšuje jeho pevnost a tvrdost. Nemá perlitotvorný účinek a proto se používá v kombinaci s perlitotvornými prvky (Cr, Ni) s nimiž má silný synergický účinek (společným působením zvyšují svoji účinnost). Při vyšších koncentracích je feritotvorný.

Přísada molybdenu stabilizuje strukturu za vyšších teplot a snižuje její citlivost na rychlost ochlazování, proto se jeho přísada s výhodou uplatňuje u odlitků s nestejnou tloušťkou stěn. Zlepšuje prokalitelnost a spolu s niklem umožňuje dosažení bainitické nebo martenzitické struktury v litém stavu. Molybden také zlepšuje odolnost vůči korozi.

V práci [30] bylo zjištěno, že s rostoucím obsahem molybdenu, v litině s vysokým obsahem chromu (25%), klesá tvrdost litiny v litém stavu. Autoři se odkazují na dřívější práce, které ukázaly, že část transformace austenitu na martenzit probíhá v odlitcích v oblastech přilehlých k eutektickým karbidům. Jako pravděpodobné vysvětlení poklesu tvrdosti uvádějí, že molybden by mohl potlačovat tuto transformaci. Po tepelném zpracování však dochází k úplnému převrácení vlivu molybdenu na tvrdost. Tvrdost litiny v tepelně zpracované stavu roste, s rostoucím obsahem Mo, a to při různých teplotách, časech izotermické výdrže a rychlostech ochlazování. Narůst tvrdosti lze přikládat na vrub formacím jemných karbidů, vzniklých při rozpadu austenitu. Při obsahu vyšším jak 2% Mo se litina stává neobrobitelnou konvenčním obráběním i po žihání na měkko. Zvýšení obsahu Mo nad 2.6% také vede k hustějšímu vyloučení jemnějších sekundárních karbidu ve stavu po žihání. Přísada molybdenu zřejmě podporuje vznik jemných sekundárních karbidů při výdrži na teplotě nebo při pomalém ochlazování. Tyto jemně rozptýlené karbidy pak mohou zpevňovat strukturu a poskytovat lokální podporu eutektickým karbidům při namáhání.

Vliv molybdenu na mechanické vlastnosti:

- zvyšuje pevnost
- snižuje tvrdost v litém stavu
- zvyšuje tvrdost po tepelném zpracování
- zvyšuje houževnatost
- zlepšuje odolnost proti opotřebení

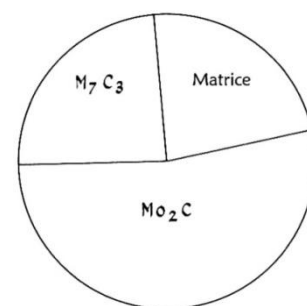
Vliv molybdenu na tvrdost po kalení je názorně zachycen na **obr. 54**. Z grafu vyplývá nejen, že molybden zvyšuje tvrdost litiny po tepelném zpracování, ale i že čím nižší je rychlost

ochlazování, tím více vyšší obsah molybdenu zvyšuje dosažitelnou tvrdost, při dané rychlosti ochlazování. Vliv molybdenu na podíl perlitu ve struktuře matrice po kalení je pak popsán grafem na **obr. 55**. Z grafu vyplývá, že molybden posouvá vznik perlitu směrem k pomalejšímu rychlostem ochlazování.

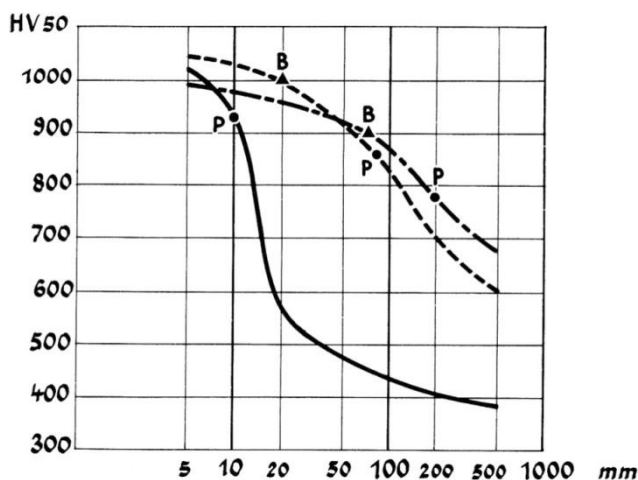
Molybden má, jako karbidotvorný prvek, snahu tvořit své vlastní velmi tvrdé karbidy Mo_2C (viz **obr. 20**). Ty vznikají precipitací z austenitu jako sekundární karbidy. V litině se pak většinou vyskytují rozptýlené v karbidech $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$, čímž zvyšují jejich tvrdost. Karbidy Mo_2C svou přítomností zlepšují odolnost proti opotřebení litiny. Podíl molybdenu, obsaženého v litině, jenž vytvoří karbidy Mo_2C je znázorněn na **obr. 53**.

Vzniká-li feritická struktura, pak je vliv molybdenu na mechanické vlastnosti zanedbatelný.

Za přítomnosti fosforu molybden podporuje vznik fosfidického eutektika. Při legování molybdenem je tedy zapotřebí udržovat minimální obsah fosforu. [1,2,3,23,30]



Obr. 53. Rozložení molybdenu v litině. [15]



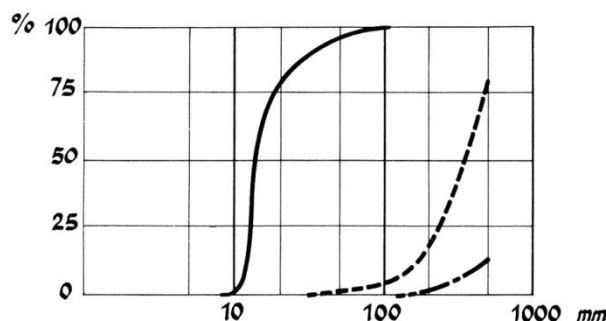
Obr. 54. Tvrdost litiny po kalení na proudícím vzduchu.

Kalení přecházel ohřev na 1000°C po dobu 20 min. Rychlost ochlazování vyjadřuje průměr odlitku v mm na vodorovné ose. P – první výskyt perlitu ve struktuře; B – první výskyt bainitu ve struktuře; do bodu B (resp. P) byla matrice zcela martenzitická + zbytkový austenit. Křivky:

(—) litina s 3.65% C, 20.35% Cr a 0% Mo;

(⋯) litina s 3.51% C, 20.1% Cr a 1.37% Mo;

(---) litina s 3.4% C, 29.85% Cr a 3.4% Mo. [10]



Obr. 55. Podíl perlitu ve struktuře matrice po kalení na proudícím vzduchu. Kalení přecházel ohřev na 1000°C po dobu 20 min. Rychlost ochlazování vyjadřuje průměr odlitku v mm na vodorovné ose. Křivky:

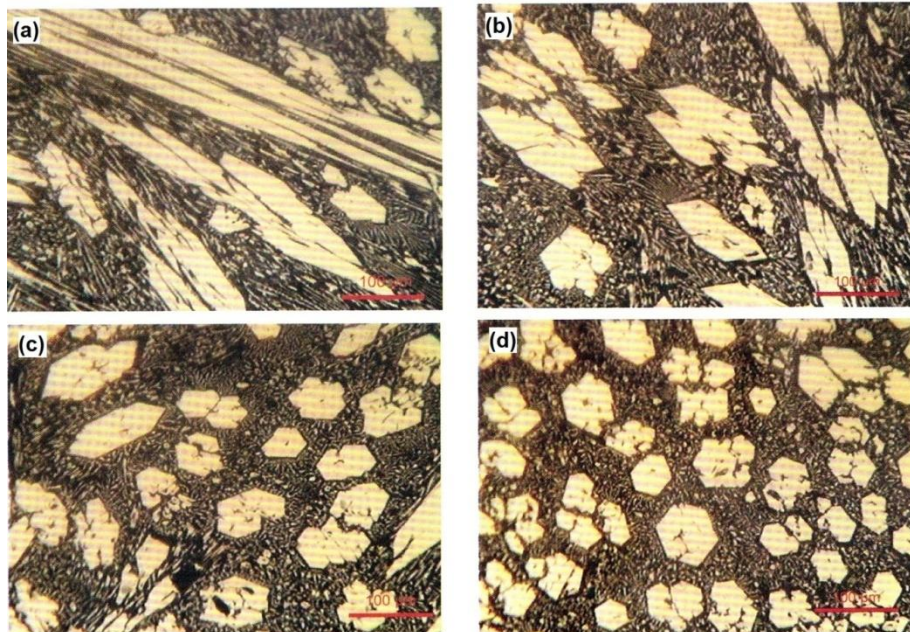
(—) litina s 3.65% C, 20.35% Cr a 0% Mo;

(⋯) litina s 3.51% C, 20.1% Cr a 1.37% Mo;

(---) litina s 3.4% C, 29.85% Cr a 3.4% Mo. [10]

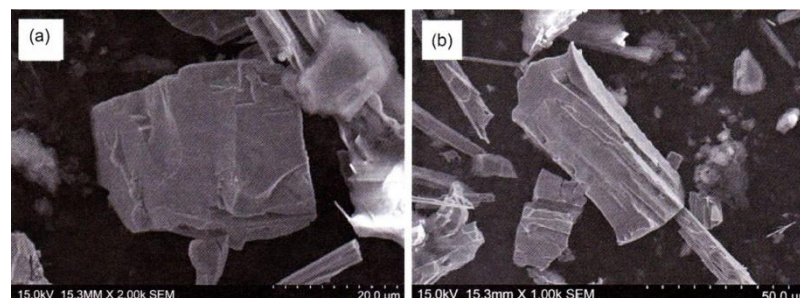
1.9.5 Draslík

Draslík má modifikační účinek na primární karbidy bílé litiny. Přísada draslíku do taveniny se většinou provádí ve formě draslík obsahujícího modifikátoru Fe-10Si-10K (dále jako K-modifikátor). Po jeho přísadě jsou primární karbidy menší a jejich morfologie je více pravidelná. Kromě toho, i rozložení karbidů je více pravidelné a eutektické karbidy jsou jemnější. Modifikační účinek sílí s rostoucím obsahem draslíku. Tento účinek můžeme pozorovat na **obr. 56**. Po přísadě 1.25% K-modifikátoru získá většina primárních karbidů tvar pravidelných šestiúhelníků a jejich rozložení v matrici je velmi pravidelné.



Obr. 56. Struktura nadeutektické bílé litiny, s obsahem 4.78% C, 26.88% Cr, 0.4% Mn a 1.89% Si, v litém stavu: (a) bez modifikace - 0% K; (b) po přísadě 0.75% K-modifikátoru; (c) po přísadě 1% K-modifikátoru, (d) po přísadě 1.25% K-modifikátoru. [18]

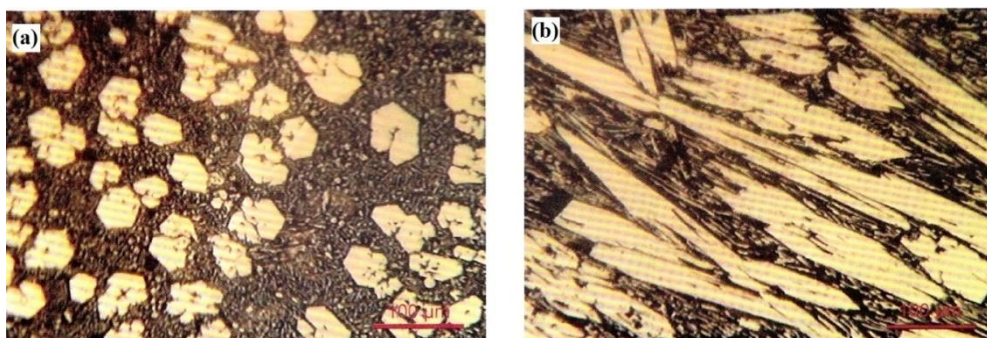
Výraznost modifikačního účinku je zřetelně patrná v prostorovém zobrazení, při porovnání primárních karbidů v litině bez K-modifikátoru (viz **obr. 18b** a **obr. 18c**) a primárních karbidů v litině s K-modifikátorem (viz **obr. 57**), kdy modifikované karbidy mají tvar šestiúhelníkových hranolů s poměrně malým poměrem délky ku průměru, namísto latěk a tyčinek.



Obr. 57. Morfologie karbidů M_7C_3 v nadeutektické litině s vysokým obsahem chromu, po modifikaci 1.25% draslík obsahujícím modifikátorem Fe-10Si-10K. [18]

Modifikační efekt draslíku není dlouhodobý, ale odeznívá při držení taveniny v peci po její modifikaci. Na **obr. 58a** je struktura bílé litiny s vysokým obsahem chromu, která byla

odlita ihned po modifikaci. Na **obr. 58b** je pak struktura stejné litiny, jenž ale byla odlita až po 10ti minutovém držení v peci. Porovnání obou obrázků mezi sebou a s **obr. 56a**, svědčí o odeznívání modifikačního efektu. Draslík má nízkou teplotu tání 63.38°C a nízkou teplotu varu 758.85°C , a proto se snadno z taveniny vypařuje. Odeznívání modifikačního efektu lze tedy přičíst poklesu obsahu draslíku v průběhu držení taveniny v peci.

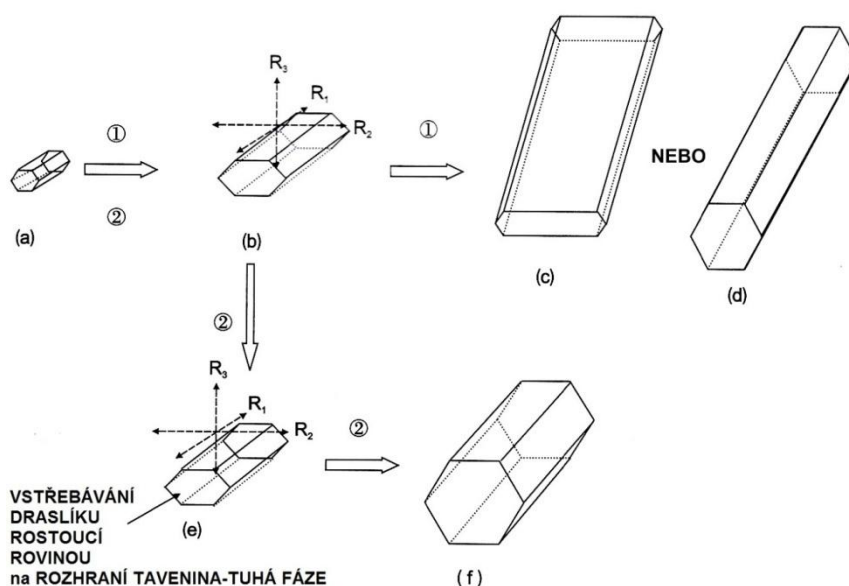


Obr. 58. Vliv délky času držení taveniny v peci po modifikaci na modifikační účinek draslíku: (a) odlito ihned po přísadě 1.25% K-modifikátoru; (b) odlito až po 10ti minutové prodlevě po přísadě 1.25% K-modifikátoru. [18]

Podstata modifikačního účinku draslíku

Způsoby růstu primárního karbidu, bez modifikace a po modifikaci, jsou schematicky zachyceny na **obr. 59**. U nadeutektické bílé litiny, která nebyla modifikována, se předpokládá, že na počátku svého růstu je primární karbid šestihraným hrotem. Směry jeho růstu jsou na **obr. 59b** zjednodušeně označeny jako R_1 , R_2 a R_3 . Předpokládá se, že růst ve směru R_1 je mnohem rychlejší, než je tomu u směrů R_2 a R_3 . Je-li rychlost růstu ve směru R_2 vyšší, než ve směru R_3 ($R_1 \gg R_2 \gg R_3$), pak primární karbid vyrostе do velké laťky, jako na **obr. 18b**. Je-li rychlost růstu ve směru R_2 téměř stejná, jako ve směru R_3 ($R_1 \gg R_2 \approx R_3$), pak primární karbid vyrostе do dlouhé tyčinky, jako na **obr. 18c**.

Draslík se po přidání do taveniny shlukuje na rozhraní tavenina-pevná fáze a vstřebává se do rovin rostoucích karbidů. Vstřebání draslíku pak omezuje difuzi Cr nebo C do rostoucí roviny karbidu, což se projeví zpomalením jeho růstu. Čím rychleji by rovina krystalu karbidu chtěla růst, tím více draslíku vstřebá. V důsledku je tak největší část draslíku vstřebána na



Obr. 59. Schéma způsobů růstu primárních karbidů: trasa 1 – bez modifikace; trasa 2 – s modifikací. [18]

krystalické rovině ve směru R_1 , jak je znázorněno na **obr. 59e**. Největší efekt má tedy draslík na směr R_1 , menší na R_2 a nejmenší na R_3 . Modifikací jsou rychlosti růstu v jednotlivých směrech změněny na $R_1 > R_2 \approx R_3$. Ač i po modifikaci zůstává rychlost růstu vyšší ve směru R_1 , než je tomu u směru R_2 a R_3 , rozdíly mezi rychlostmi růstu v jednotlivých směrech jsou mnohem menší, než tomu bylo bez modifikace. Ve výsledku tak po modifikaci draslíkem rostou primární karbidy do tvaru šestiúhelníkových hranolů s menším poměrem délky ku průměru (viz **obr. 59f**).

Draslík nemá vliv na to, jaké fáze se ve struktuře litiny vyskytují, ale pouze modifikuje tvar fázových složek ve struktuře přítomných, aniž by měnil podíl jejich zastoupení ve struktuře. [18,31]

1.9.6 Wolfram

Wolfram je karbidotvorný, nicméně karbidy typu WC se v litině nevytváří, a namísto toho se rozpouští v matrici a v karbidické fázi, čím zvyšuje tvrdost obou. Až od obsahu 10% W se vytváří karbidy typu M_3C . Kalitelnost ovlivňuje obdobným způsobem jako Mo. Podrobněji se tématu wolframu v bílých litinách věnuje [4,16]. [4,16]

Vliv wolframu na mechanické vlastnosti:

- snižuje tvrdost v litém stavu
- zvyšuje tvrdost po tepelném zpracování
- zlepšuje odolnost proti opotřebení

1.9.7 Měď

Měď, přítomná v bílých litinách, má omezenou rozpustnost v karbidické fázi a koncentruje se v matrici. Mírně podporuje tuhnutí podle stabilního systému. Působí perlitotvorně. Stabilizuje perlit i za vyšších teplot (zvyšuje potřebnou hysterezi) a zvyšuje jeho dispersitu (zjemňuje jej). Jemnější (tj. hustější) perlit má lepší mechanické vlastnosti. Při vyšších koncentracích nebo v kombinaci s některými dalšími legujícími prvky podporuje vznik austenitické struktury.

Přísadou mědi se zvyšuje prokalitelnost bílé litiny tím, že podobně jako nikl posouvá křivky počátků a konců difuzních přeměn austenitu v diagramu ARA směrem k delším časům – pomalejším rychlostem ochlazování. [1,2,3]

1.9.8 Titan

Titan, dle [1], do obsahu 0.5% podporuje tuhnutí podle stabilního systému. Ve [3] je uvedeno, že titan od obsahu 0.02% podporuje tuhnutí podle metastabilního systému.

Titan má perlitotvorný účinek. Je to karbidotvorný prvek. Po přísadě titanu vznikají v tavenině, ještě před započítím tuhnutí litiny, pevné částice karbidů TiC. Tyto karbidy poté slouží jako heterogenní nukleační zárodky karbidů M_7C_3 , čímž urychlují nukleaci. Karbidy TiC výrazně snižují životnost obráběcích nástrojů. Karbidy titanu v tavenině mohou způsobovat problémy při odlévání, např. ucpávat filtry, je tedy nutné v takovýchto případech volit např. vyšší lící teploty, nepoužít filtry nebo volit nižší obsahy Ti (do 0.5%). Titan také mírně modifikuje a zjemňuje eutektické karbidy. Již malá přísada Ti výrazně zvyšuje podíl feritu ve struktuře, což vede k poklesu tvrdosti litiny. Vliv titanu na mechanické vlastnosti – tvrdost, tažnost, houževnatost – lze považovat za nepříznivý. [1,3,16,20]

1.9.9 Niob

Niob podporuje tuhnutí podle metastabilního systému od obsahu 0.05%. Niob je karbidotvorný prvek, a má silný perlitotvorný účinek. Po přísadě Nb vznikají, obdobně jako u Ti, v tavenině pevné částice karbidů NbC. Niob také mírně modifikuje a zjemňuje eutektické karbidy. Při obsahu 0.07% Nb dojde ke zvýšení podílu perlitu o 30 až 50%. Niob značně snižuje tažnost litiny (při obsahu 0.3% Nb, $A \rightarrow 0$). Ve struktuře litiny legované niobem se nacházejí samostatné karbidy NbC. [3,16,20]

1.10 Ostatní prvky a jejich vliv na vlastnosti

Mimo níže uvedené prvky se ještě do bílých litin může záměrně přidávat hořčík a kovy vzácných zemin - mischmetal (Ce aj). Tyto přísady modifikují karbidy do kompaktnějšího tvaru, čímž zlepšují houževnatost litiny. O obou tématech je blíže pojednáno v [4].

Bór

Bór podporuje tuhnutí podle metastabilního systému od obsahu 0.0006%. Je to prvek silně karbidotvorný a nitridotvorný. Při malých koncentracích (do 0.002%) snižuje obsah perlitu ve struktuře. Při koncentracích vyšších (nad 0.002%) významnou měrou obsah perlitu zvyšuje. Ve [1] se zmiňuje, že přísadou bóru se výrazně zvyšuje tvrdost litiny a zvyšuje se i její odolnost proti opotřebení. Ve [3] je uvedeno, že vliv bóru na tvrdost a pevnost litiny je malý, přičemž způsobuje významný pokles tažnosti. [1,3]

Telur

Telur má antigrafitizační účinek, svou přítomností tak stabilizuje karbidy ve struktuře litiny, lze jej tedy použít při výrobě bílé litiny. [1,5]

1.11 Tepelné zpracování bílých litin

Nelegované bílé litiny se většinou tepelně zpracovávají pouze **temperancí** na temperovanou litinu. Temperování je podrobně popsáno v [5].

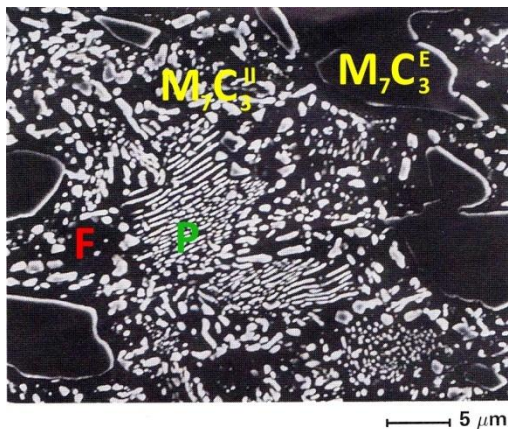
Vysokolegované bílé litiny se před obráběním **žihají na měkko**, pro získání martenzitické struktury se **kalí** a po kalení se **popouštějí**, aby došlo ke snížení vnitřních pnutí.

1.11.1 Žihání na měkko

V některých případech, kdy je vyžadováno obrobení odlitku z bílé litiny s vysokým obsahem chromu, nastává problém s problematickou obrobiteľností bílé litiny, jenž je zapříčiněna přítomností eutektických karbidů ve struktuře a její vysokou tvrdostí. Abychom mohli odlitek obrobit jinak, než broušením nebo nástroji z kubického nitridu bóru, zařazujeme před operaci konvenčního obrábění žihání odlitku na měkko.

Žihání na měkko se většinou skládá z ohřevu na teploty 750°C až 950°C (nad eutektoidní teplotu), většinou čtyřhodinové výdrže na této teplotě, a následného pomalého ochlazování v peci rychlostí okolo 20°C/h až do teploty 500°C. Dlouhá doba výdrže na teplotě (cca 16 hod) vede k nežádoucímu výraznému hrubnutí sekundárních karbidů, což má za následek vyšší tvrdost po žihání na měkko v řádu desítek HV (oproti výdrži 4 hodiny).

Tvrдость, získaná po žihání na měkko, mírně klesá s rostoucí teplotou žihání. Rozdíl tvrdosti několika desítek HV dosažené po žihání při teplotě 750°C a 950°C se nejeví jako ospravedlnitelný pro značné zvýšení nákladů, nutných pro jeho dosažení.

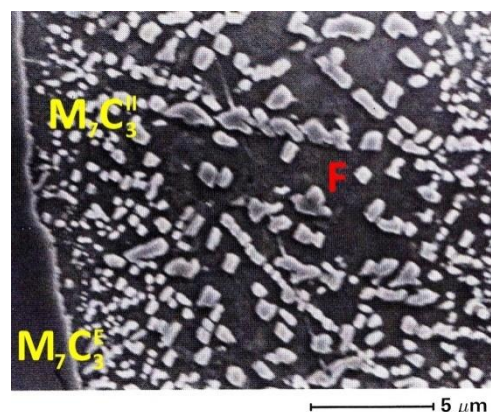


Obr. 60. Struktura bílé litiny s 2.5% C a 25.6% Cr, po žihání na měkko s výdrží 4 hodiny na teplotě 750°C a následným ochlazováním v peci rychlostí 20C/h do teploty 500°C: F – ferit; $M_7C_3^E$ – eutektické karbidy; $M_7C_3^{II}$ – sekundární karbidy; P – perlit. [30]

výdrží na vyšší teplotě 950°C, a se stejným následným ochlazováním, se již v její struktuře žádný perlit nenachází. Transformace na perlit zde byla kompletní. Sekundární karbidy zde jsou tenčí a vznikly hustěji v blízkosti eutektických karbidů. To, že směrem k eutektickým karbidům se zvyšuje hustota vyloučení sekundárních karbidů, a tyto sekundární karbidy jsou v blízkosti eutektických karbidů jemnější, je zapříčiněno dendritickou segregací v průběhu tuhnutí. Protože při tuhnutí je rychlost růstu dendritu vyšší, než rychlost difuze přísad (C, Cr, Mo) do něj, a ta je vyšší, než rychlost difuze uvnitř dendritu, je v oblastech přilehlých k eutektickým karbidům obsah přísad vyšší. Místní zvýšení obsahu ve slitině pak snižuje koeficient difuze uhlíku v austenitu a feritu, což se projeví jemnější precipitací karbidů. V oblastech od eutektických karbidů vzdálených (v centrálních oblastech původních dendritických ramen) jsou pak sekundární karbidy výrazně hrubější a jejich hustota nižší. Nízký obsah rozpuštěných přísadových prvků napomáhá jejich růstu v průběhu výdrže na teplotě.

Tvrдость, získaná po žihání na měkko, roste s rostoucím obsahem molybdenu. Rozdíl 2.5% Mo může ve výsledku způsobit rozdíl tvrdosti více jak 100HV. Od obsahu 2% Mo nelze ani žiháním na měkko při teplotách 950°C snížit tvrdost pod 450HV. Při těchto tvrdostech zůstává použití obráběcích nástrojů z kubického nitridu

Na obr. 60 je zobrazena struktura bílé litiny s vysokým obsahem chromu po čtyřhodinové výdrži na teplotě 750°C s následným pomalým ochlazováním v peci rychlostí 20°C/h do teploty 500°C. Na obrázku vidíme hrubé a středně hrubé sekundární karbidy ve feritické matrici, velké eutektické karbidy a malé oblasti perlitu v oblastech odpovídajících středu dendritických ramen. V těchto oblastech je menší obsah uhlíku a přísad vlivem dendritické segregace, a proto jsou tyto oblasti hůře prokalitelné. Dendritická segregace stručně popsána v části 1.5. Přítomnost perlitu ve výsledné struktuře svědčí o tom, že během čtyřhodinové výdrže nestačilo dojít ke kompletnímu rozpadu austenitu na ferit a sekundární karbidy, a proto tedy po ochlazení pod eutektoidní teplotu vznikl ze zbylého austenitu perlit. Jak lze vidět na obr. 61, po žihání litiny o stejném chemickém složení s čtyřhodinovou



Obr. 61. Struktura bílé litiny s 2.5% C a 25.6% Cr, po žihání na měkko s výdrží 4 hodiny na teplotě 950°C a následným ochlazováním v peci rychlostí 20C/h do teploty 500°C: F – ferit; $M_7C_3^E$ – eutektické karbidy; $M_7C_3^{II}$ – sekundární karbidy. [30]

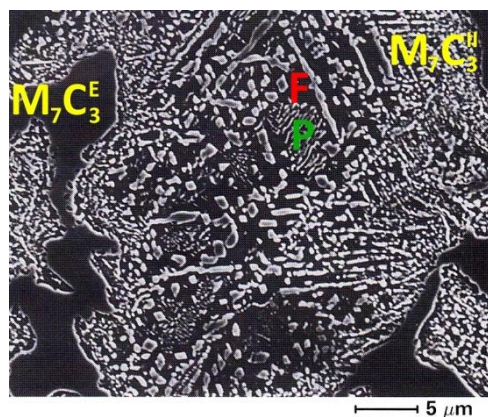
bóru jedinou alternativou k broušení. Zvýšení obsahu Mo nad 2.6% také vede k hustějšímu vyloučení jemnějších sekundárních karbidů ve stavu po žíhání, nejvýrazněji v oblastech přilehlých k eutektickým karbidům. Molybden zřejmě podporuje vznik jemných sekundárních karbidů při výdrži na teplotě nebo při pomalém ochlazení. **Obr. 62** zobrazuje hustší precipitaci jemnějších sekundárních karbidů, u litiny s vyšším obsahem Mo, a jinak s podobným složením a po stejném tepelném zpracování, jako má litina na **obr. 61**. Při vyšším obsahu molybdenu se také zvětšují oblasti perlitu ve struktuře po žíhání na měkko. Oblasti perlitu pak zůstávají, ač menší, ve struktuře přítomny i po zvýšení teploty výdrže až na 950°C, jak lze také vidět na **obr. 62**.

Aby obrobené odlitky z bílé litiny s vysokým obsahem chromu mohly dostat požadovaným nárokům na tvrdost a odolnost proti opotřebení, po obrobení následuje ohřev na teplotu 900 až 1050°C, kalení a popouštění. Především žíhání na měkko nijak nemá vliv na hodnotu tvrdosti získanou po kalení, jen se snižuje čas izotermické výdrže potřebný k získání plné tvrdosti. Morfologie i rozložení sekundárních karbidů zůstává po kalení podobné tomu, získanému po předchozím žíhání na měkko. [30,32]

1.11.2 Kalení

Chromem vysokolegované litiny mívají většinou v litém stavu matici tvořenou perlitem, perlitem a austenitem, nebo dokonce matici zcela austenitickou. Přinejmenším to platí pro všechny litiny uvedené v atlasu [10]. To potvrzuje i [16]. Výjimkou jsou pak litiny typu Ni-Hard a tenkostěnné odlitky. Perlit, přesto že je nositelem tvrdosti, i austenit mají poměrně nízkou tvrdost v porovnání se strukturou martenzitickou. Pro její dosažení používáme kalení.

Odlitky, před samotným kalením, prochází austenitizací (žíháním). Jejím účelem je, jak název napovídá, přeměna původní struktury na austenit, pokud v litém stavu není zcela austenitická. Z uhlíkem přesyceného austenitu precipitují sekundární karbidy. Obsah uhlíku v austenitu se snižuje, což má za následek zvýšení teploty počátku martenzitické transformace. Vznik martenzitu ve struktuře byl podrobněji probrán v části 1.5.6 Martenzit. Austenitizace spočívá ohřevu na austenitizační teplotu a následné prodlevy na této teplotě. Austenitizační teplota je o 30 až 60°C vyšší, než je teplota $A_{1,2}$ (viz **obr. 49**). Prakticky se pak pohybuje nejčastěji mezi 850 až 950°C. Délka prodlevy na teplotě se volí v závislosti na podmínkách austenitizace, tj. chemickém složení a původní struktuře, a především v závislosti na tloušťce stěny odlitku tak, aby došlo k přeměně původní struktury na austenit v celém průřezu odlitku. Čím vyšší je teplota austenitizace, tím nižší je potřebná délka prodlevy na teplotě. Obvykle se zjednodušeně délka prodlevy stanovuje jako 1 hodina + 1 hodina/25 mm tloušťky odlitku. Příliš vysoká teplota austenitizace anebo přílišná délka prodlevy na teplotě vedou k hrubnutí zrna a ke zvyšování obsahu uhlíku v austenitu. Hrubnutí zrna má za následek zhoršení mechanických vlastností odlitku.



Obr. 62. Struktura bílé litiny s 2.45% C a 25.1% Cr, po žíhání na měkko s výdrží 4 hodiny na teplotě 950°C a následným ochlazením v peci rychlostí 20C/h do teploty 500°C: F – ferit; $M_7C_3^E$ – eutektické karbidy; $M_7C_3^{II}$ – sekundární karbidy; P – perlit. [30]

Zvyšování obsahu uhlíku v austenitu, se projeví vyšším podílem zbytkového austenitu ve struktuře vlivem nižší teploty M_s (viz **obr. 30**). V [3] je pak uvedeno, že odlitky z litiny legované chromem se před kalením nejprve několik hodin žihají při teplotách 900 až 1050°C. V [16] je uvedena výdrž 4 hodiny na teplotě okolo 1000°C. Vlivem velmi dlouhých časů výdrže na teplotě (desítky hodin), před kalením, na tvrdost vysokolegované bílé litiny se zabývá práce [16]. Nejvyšší tvrdost zde byla získána, pokud kalení předcházela čtyřhodinová až šestihodinová výdrž na teplotě 1050°C nebo desetihodinová na teplotě 1020°C.

Po austenitizaci následuje samotné kalení, a to pouze na klidném nebo proudícím vzduchu, aby nedocházelo k tvorbě trhlin nebo vnitřních pnutí, v důsledku velkého smršťování (viz 2.8) nebo vlivem martenzitické transformace, při níž dochází k zvětšení objemu. Pro přeměnu kalením získaného tetragonálního martenzitu na martenzit kubický, následuje popouštění při teplotách 200 až 250°C. I po kalení ovšem ve struktuře zůstává jistý podíl zbytkového austenitu. Pro dosažení maximální přeměny austenitu na martenzit, a zabezpečení prokalení i ve větších tloušťkách stěn odlitku, se litina leguje přísadami Mo, Cu, Ni, a Mn. Celý proces bývá zakončen ohřevem na 500°C s následným ochlazením zajišťujícím kompletní rozpad zbytkového austenitu, a tím maximální tvrdost struktury. Tvrdost uvedeným způsobem dosažitelná převyšuje hodnotu 700 HV, při vyšších obsazích uhlíku pak i hodnotu 900 HV! Odlitky tenkostěnné není třeba uvedeným způsobem zušlechťovat, neboť je u nich převážně martenzitická struktura dosažitelná již v litém stavu.

U litin typu Ni-hard volíme přísady legujících prvků s ohledem na tloušťku stěny odlitku tak, aby bylo dosaženo převážně martenzitické struktury již v litém stavu. Kalení tohoto typu litiny je totiž provázáno zvýšeným nebezpečím vzniku prasklin, zejména u odlitků složitějších. Navíc při obsahu nad 4% Ni se po kalení zvyšuje obsah austenitu, což vede ke snížení tvrdosti. Některé typy těchto litin jsou tedy často dodávány bez tepelného zpracování.

Kalitelnost chromových litin lze zvýšit přísadou Mo, Ni, a Cu, s přísadou těchto prvků je však spojen problém stabilizace austenitu. [1,2,3,4,5,10,16,27]

1.11.3 Žihání k odstranění vnitřního pnutí (popouštění)

Po zakalení se bílé litiny většinou nízkoteplotně popouští ke snížení vnitřního pnutí v rozsahu teplot mezi 200°C až 300°C. V [16] se jako doba výdrže na teplotě při popouštění bílé litiny uvádí 4 hodiny. Popouštění spočívá v rozpadu uhlíkem silně přesyceného tetragonálního martenzitu na martenzit kubický. Vzniká tak struktura přechodného karbidu ϵ ($Fe_{2,4}C$) a nízkouhlíkového martenzitu (cca 0.25%C). Vyloučením karbidů se i zbytkový austenit ochudí o uhlík a legury, čímž se zvýší jeho teploty M_s a M_f . Při ochlazování z popouštěcí teploty pak dojde k přeměně části zbytkového austenitu na martenzit. Získaná struktura se pak vyznačuje mírnou změnou tvrdosti. Precipitace ϵ – karbidu tvrdost struktury zvyšuje. Snížení koncentrace uhlíku v matici tvrdost snižuje. Rozpad části zbytkového austenitu na martenzit tvrdost struktury zvyšuje.

Litiny typu Ni-Hard se většinou dodávají bez tepelného zpracování, avšak v některých případech se používá žihání k odstranění vnitřních pnutí pro přeměnu tetragonálního martenzitu na martenzit kubický, a to co nejdříve po odlití. Žihání se provádí při teplotách 275±25°C s výdrží na teplotě 8 až 16 hodin s následným chladnutím v peci nebo na vzduchu. [2,3,6,16]

2 VLASTNOSTI BÍLÝCH LITIN

Jelikož bílé litiny nacházejí uplatnění hned v několika typech aplikací a v různých prostředích, je žádoucí přizpůsobovat jejich vlastnosti pokud možno na míru požadavkům dané situace. Vždy je přitom třeba brát na zřetel, aby cena odlitku odpovídala nárokům na jeho vlastnosti, a zejména tyto vlastnosti dostatečnou měrou splňovala. Vlastnosti litin jsou dány zejména jejich strukturou, která vyplývá z jejich chemického složení, tepelného zpracování a způsobu ochlazování. U nejdůležitějších bílých litin s vysokým obsahem chromu jsou pak klíčovými faktory ovlivňujícími jejich vlastnosti: typ, morfologie, velikost a množství karbidů. Od těchto litin jsou pak požadovány zejména tyto vlastnosti: Vysoká odolnost proti opotřebení a vysoká tvrdost, při co nejmenším poklesu houževnatosti, chemická odolnost a případně také žáruvzdornost.

2.1 Odolnost proti opotřebení

Opotřebení je povrchový úbytek materiálu, vyvolaný třením. Tření může být mimo jiné vyvoláno pohybem kovu na kovu, prudkými nárazy vodního proudu nebo účinkem proudění páry. Bílé litiny ve svých aplikacích však nejčastěji čelí tření vyvolanému pohybem tekutiny (suspenze), obsahující jemné pevné částice, po kovu (eroze), nebo tření vyvolanému pohybem kovu na kovu, mezi nimiž se nachází pevné částice (písek, hlušina v těžebním průmyslu). Schopnost materiálu odolávat opotřebení nazýváme odolností proti opotřebení, nebo také otěruvzdorností.

Odolnost proti opotřebení se hodnotí ve třech režimech. V každém se vyhodnocuje objemová ztráta materiálu. V režimu **nízkého abrazivního zatížení (LSA)** je přiváděný písek přitlačován gumovým kotoučem na povrch vzorku. Pryžové kolo zmírňuje abrazivní účinek, dochází k poškození pouze testovaného vzorku. V režimu **vysokého abrazivního zatížení (HSA)** je přiváděný písek přitlačován ocelovým kotoučem na povrch vzorku. Dochází k poškození kotouče, písku i testovaného vzorku. V **režimu eroze od proudu suspenze (SJE)** je povrch vzorku vystaven účinkům proudu kapaliny, která obsahuje abrazivní částice, např. písek. Měření opotřebení LSA, HSA a SJE je podrobně popsáno v [16,33]. Některé méně obvyklé metody měření opotřebení jsou zmíněny v [7].

Bílá litina je materiál s vysokou odolností proti opotřebení. Ta je zapříčiněna zejména přítomností velkého množství eutektických karbidů typu $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$, případně i karbidů $(\text{Fe,Cr})_{23}\text{C}_6$, uložených v základní kovové hmotě. Pro otěruvzdornost je klíčové, že jejich tvrdost převyšuje tvrdost cementitu. Otěruvzdornost bílé litiny tedy roste se zvětšujícím se obsahem uhlíku. Otěruvzdornost se také zlepšuje při zvyšujícím se objemovém podílu karbidů ve struktuře a při menší velikosti těchto karbidů. Největší význam v tomto směru nabývají karbidy typu M_7C_3 .

Odolnost proti opotřebení je také značnou měrou ovlivněna strukturou matrice. V článku [4] je uvedeno, že litina s matricí martenzitickou má odolnost proti opotřebení lepší, než litina s matricí perlitickou, protože perlit není schopen chránit a přidržovat karbidy.

Ze srovnání odolnosti proti abrazivnímu opotřebení chromové litiny (20% Cr, 2% Mo, 1% Cu, po tep. zprac.), litiny Ni-Hard 1, chrom-molybdenové oceli a manganové oceli (6% Mn, 1% Mo, po tep. zprac.), uvedeného v [12], vychází chromová litina jako nejodolnější.

Vliv legování chromových litin dalšími prvky (V, Nb, Ti) na odolnost proti opotřebení není jednoznačný, podrobněji se jím zabývá [16]. Často se legování projeví zlepšením odolnosti proti opotřebení v jednom z hodnocených režimů, za cenu zhoršení v režimu

jiném. Jednoznačné zlepšení přináší pouze legování molybdenem (1.5%), případně molybdenem (1.5%), wolframem (4%) a titanem dohromady (0.2%). Přísada W a Ti se však projevila poklesem houževnatosti o téměř 50%. Srovnáním odolnosti proti opotřebení jednotlivých běžně vyráběných typů vysokolegovaných bílých litin se zabývá [34]. Tyto litiny pak lze dle jejich odolnosti proti opotřebení seřadit následujícím způsobem od nejodolnější po nejméně odolnou: Cr15Mo; Cr27; Cr15Mn5; Cr22Mn3; Ni-Hard 4.

Odolnost proti opotřebení do jisté míry souvisí s tvrdostí, avšak nejedná se o přímou úměru, roli zřejmě hraje více faktorů. Vyšší tvrdost nutně nemusí vést k vyšší odolnosti proti opotřebení. [2,3,4,7,12,16,18,33,34]

2.2 Tvrdost

Tvrdost litiny je dána její strukturou. U bílých litin se k zjišťování tvrdosti běžně s výhodou používá zkouška tvrdosti podle Brinella (protože mají heterogenní strukturu) a zkouška tvrdosti podle Vickerse. Obě tyto zkoušky jsou blíže popsány v [21,7]. V obecnosti lze říci, že tvrdost struktury je tím vyšší, čím je nižší teplota, při níž daná struktura vznikla transformací z austenitu. Orientační hodnoty tvrdosti litiny v závislosti na její struktuře jsou uvedeny v **tab. 14**. Nositeli tvrdosti v bílých litinách jsou karbidy železa, karbidy chromu a případně i martenzit. Orientační hodnoty jejich tvrdosti, a tvrdosti dalších strukturních složek jsou uvedeny v tabulace **tab. 15**.

Tab. 14. Hodnoty tvrdosti litin v závislosti na struktuře. [1]

Litina	Tvrdost
Feritická	120 až 150 HB
Feriticko-perlitická	140 až 200 HB
Perlitická	180 až 260 HB
Austenitická	130 až 220 HB
Bainitická	260 až 420 HB
Cementitická	400 až 500 HB
Martenzitická	350 až 550 HB
Martenziticko-karbidická	550 až 700 HB

Tab. 15. Hodnoty tvrdosti strukturních složek bílých litin. [4,12]

Strukturní složka	Tvrdost
Austenit	170 až 350 HV
Austenit (leg. Cr)	300 až 600 HV
Ferit	70 až 200 HV
Perlit	300 až 460 HV
Martenzit	500 až 1000 HV
(Fe,Cr) ₃ C	840 až 1100 HV
(Fe,Cr) ₇ C ₃	1200 až 1800 HV
(Fe,Cr) ₂₃ C ₆	až 1650 HV
Mo ₂ C	1500 HV
TiC	až 3200 HV

Při legování litin vyššími přísadami chromu, je od obsahu cca 8 až 15% Cr (také v závislosti na obsahu C a Si), v jejich struktuře nahrazen cementit tvrdšími a stabilnějšími karbidy typu (Fe,Cr)₇C₃, popřípadě (Fe,Cr)₂₃C₆. Hodnoty tvrdosti celé řady chromových a chrom-nikl-molybdenových litin po kalení, při různých rychlostech ochlazování, jsou uvedeny v [27]. Tvrdosti těchto litin se obvykle pohybují, v závislosti na chemickém složení a tepelném zpracování, v rozsahu 550 až 950 HV.

U litin nikl-chromových litin typu Ni-Hard při obsazích nad 4% Ni se po kalení zvyšuje obsah austenitu, což vede ke snížení tvrdosti. U tohoto typu litin je po tepelném zpracování běžné dosahovaná tvrdost 550 až 650 HB. [1,2,3,7,10,12,16,21,27]

2.3 Chemická odolnost a odolnost proti korozi

Korozi kovů a slitin rozumíme jejich samovolné, postupné rozrušování, v důsledku jejich chemické nebo elektrochemické reakce s okolním prostředím. Problematika koroze kovů a slitin, a způsoby klasifikace jejich odolnosti proti korozi jsou blíže popsány v [7,35].

Bílá litina je materiál s vysokou odolností proti korozi. Její korozivzdornost je založena na pasivačním účinku chromu (od 12 až 14% Cr). Odolává nejen účinkům koroze atmosférické, ale i agresivní mořské vodě. Je odolná proti účinkům kyseliny dusičné (HNO_3) a fosforečné (H_3PO_4), ale špatně odolává kyselině chlorovodíkové (HCl) a sírové (H_2SO_4). Ve [3] je uvedeno, že litiny legované chromem odolávají většině zásad a solí, avšak v [1] je zmíněno, že chromové litiny nemají dobrou odolnost proti alkáliím (tj. silným zásadám).

U litin nikl-chromových nikl zhoršuje odolnost proti sirným plynům (např. H_2S). Jeho přísada odolnost proti korozi nikterak nezlepšuje. Ten se projevuje korozivzdorností až od obsahu 18%, v takové koncentraci se však v bílých litinách nevyskytuje.

U litin chrom-nikl-molybdenových molybden (od 4%) zlepšuje jejich odolnost vůči kyselině sírové i siřičité. Molybden také zlepšuje odolnost vůči korozi. [1,2,3,7,35]

2.4 Houževnatost

Houževnatostí rozumíme schopnost snášet ohyby a rázy bez iniciace či šíření trhliny. Je to materiálová vlastnost charakterizovaná velkou pevností při současné tvárnosti. Opakem houževnatosti je křehkost. Houževnatost vyjadřujeme ve formě hodnoty nárazové práce potřebné pro přeražení zkušebního trámu. Její hodnotu zjišťujeme zkouškou rázem v ohybu na kyvadlovém kladivu Charpy. Tato zkouška je blíže popsána v [7,21].

V obecnosti se bílé litiny vyznačují velmi špatnou houževnatostí. Ta vyplývá především z přítomnosti velkého množství velkých karbidů v její struktuře. Nijak ji ani nezlepšuje naše častá snaha o dosažení martenzitické struktury matrice. Houževnatost bílých litin se zlepšuje při menší velikosti karbidů v nich přítomných, k čemuž nám pomáhá např. modifikace, jenž byla popsána v části 1.9.5 Draslík. Nejjemnější karbidy pak má litina o eutektickém složení. Účinného zjemnění struktury, které se projevilo dobrou houževnatostí, při zachování požadované tvrdosti, bylo dosaženo u chromové litiny (2.85% C, 31% Cr) legované titanem, niobem, vanadem a molybdenem (0.4% Ti, 0.4% Nb, 0.4% V, 0.35% Mo) v práci [20]. [7,16,18,20,21]

2.5 Vlastnosti za vysokých teplot

Při práci za vysokých teplot dochází, u litinových odlitků, k postupné degradaci struktury a snížení mechanických vlastností, a to z těchto příčin:

- základní kovová hmota transformuje, transformační změny jsou pak příčinou vnitřních tepelných pnutí
- karbidy Fe_3C se rozpadají
- nastává oxidace strukturních složek

Materiály žáruvzdorné a žárovevné jsou schopny těmto negativním vlivům vysokých teplot dlouhodobě odolávat. [1,36]

2.5.1 Žáruvzdornost

Opal – oxidace za vyšších teplot, je formou koroze. Schopnost materiálu odolávat této oxidaci nazýváme žáruvzdornost. Opal se začíná tvořit při teplotách 600°C.

Žáruvzdornosti dosahujeme přísadou prvků jako je chrom. Ty podněcují vytvoření ochranné neprodyšné vrstvy oxidů na povrchu odlitku, která brání okujení s hloubkové oxidaci kovu pod ní. Přísada křemíku pak účinek chromu podporuje a dále zvyšuje žáruvzdornost, avšak za cenu poklesu pevnosti.

Bílá litina je materiál s žáruvzdorností až do vysokých teplot. Její žáruvzdornost se zvyšuje s rostoucím obsahem chromu. Vliv obsahu chromu na žáruvzdornost je popsán v **tab. 16**. U nelegované bílé litiny vznikají okuje již při teplotách mezi 600°C až 700°C. U bílé litiny s obsahem 30% Cr okuje nevznikají ani při teplotách nad 1200°C.

Tab. 16. Závislost žáruvzdornosti na obsahu chromu. [1]

Obsah Cr [%]	6	8	12	17	25	33
Žáruvzdornost do teploty: [°]	700	800	850	900	980	1050

Údaj o žáruvzdornosti bílé litiny do 1200°C při obsahu 30% Cr dle [2] a údaj o žáruvzdornosti bílé litiny do 1050°C při obsahu 33% Cr dle [1] si zdánlivě odporují. Tato údajová neshoda může vyplývat z odlišného chemického složení litin, jejichž zkoušením byly získány tyto údaje. Zejména klíčovou roli mohl sehrát obsah křemíku, jenž ani jeden zdroj blíže nespecifikuje. [1,2,3,36]

2.5.2 Žáropevnost

Žáropevnost vyjadřuje schopnost materiálu dlouhodobě si udržet své pevnostní vlastnosti i za vyšších teplot.

Pro dosažení žáropevnosti je nutná stabilizace struktury za vyšších teplot, aby při těchto teplotách nedocházelo ke strukturním změnám. Křemík stabilizuje ferit, nikl stabilizuje austenit, měď a molybden stabilizují perlit a chrom stabilizuje metastabilní struktury tvoření směsí feritu, perlitu, martenzitu a karbidů.

Ve [1] se uvádí, že pro práci za vysokých teplot se používají vysokolegované chromové litiny, s obsahem 25 až 30% Cr, a to až do teplot okolo 1000°C. Také ve [3] je zmíněno používání vysokolegovaných litin chromových a chromniklových jako materiálů žáropevných. [1,3,36]

2.6 Obrobitelnost

Obrobitelností nazýváme vlastnost materiálu, projevující se tím, že je možno odstraňovat z něho částičky ve tvaru třísek. Dobrá obrobitelnost je charakterizována rychlým odstraněním třísek za nejmenší spotřeby síly. Jakým způsobem se obrobitelnost zkouší je nastíněno v [7].

Bílé litiny s vysokým obsahem chromu mají široké uplatnění pro svou odolnost proti opotřebení v neobrobeném stavu. V některých případech je ovšem jejich obrobení nutné. Příkladem takového případu mohou být spojovací plochy těla čerpadla s jeho koncovými

vložkami, anebo čelní plochy válcových segmentů v drticích zařízeních. V těchto případech je požadováno, aby spojovací plochy těchto odlitků dobře seděly, a toho není možné docílit bez obrábění.

Bílé litiny s vysokým obsahem chromu se velmi obtížně obrábí, vlivem přítomnosti eutektických karbidů ve struktuře a její vysoké tvrdosti. Jiným způsobem, než broušením jsou prakticky neobrobitelné. Ke snížení jejich tvrdosti se používá žihání na měkko, které zde již bylo popsáno. Žiháním na měkko můžeme snížit tvrdost těchto litin až pod 400HV. Snížení jejich tvrdosti pod 400HV umožňuje použití konvenčního obrábění namísto broušení, nebo nástrojů z kubického nitridu bóru. Protože ovšem většinou od součástí z tohoto materiálu požadujeme vysokou tvrdost (a s ní do určité míry související odolnost proti opotřebení) za provozu, po obrobení následuje ohřev na teploty do oblasti austenitu (900 až 1050°), kalení a popouštění.

U bílé litiny s vysokým obsahem chromu a obsahem molybdenu přesahujícím 2 až 3%, nelze ani žiháním na měkko dosáhnout tvrdosti nižší jak 450HV. Při těchto tvrdostech zůstává použití obráběcích nástrojů z kubického nitridu bóru jedinou alternativou k broušení. [7,30]

2.7 Zabíhavost

Zabíhavost je dána vzájemnou pohyblivostí jednotlivých částíček taveniny. Při dané teplotě je to vlastnost umožňující roztavenému kovu přesně vyplňovat dutiny forem. Zabíhavost je ovlivněna stavem formy, lící teplotou, množstvím oxidů, množstvím pohlcených plynů a vznikající strukturou. Čtyři prvně jmenované faktory jsou spolu se zkouškami zabíhavosti popsány v [7].

Nejlepší zabíhavost má bílá litina o eutektickém složení, jelikož prochází-li litina v teplotním intervalu stavem těstovitým, ztrácí před ztuhnutím rychle svoji tekutost. Nadeutektická bílá litina se pak vyznačuje zabíhavostí lepší než bílá litina podeutektická, neboť vylučují-li se z taveniny krystaly chemických sloučenin (např. Fe₃C), je tekutost slitiny větší než vylučují-li se dendrity.

Tab. 17. Zkoušky zabíhavosti provedené na spirále Saito do vysušené teplé formy (30 až 40°C). [7]

Materiál	Lící teplota [°C]	Délka zaběhnutí [mm]
Bílá litina: 3.35% C 0.59% Si 0.16% Mn 0.25% P	1255	430
Šedá litina: 2.91% C 3.89% Si 1.34% Mn 0.2% P	1300	2440
3.41% C 2.76% Si 0.08% Mn 0.09% P	1290	2820
3.16% C 1.75% Si 0.28% Mn 2.75% P	1290	3420
Ocel na odlitky: 0.42% C 0.46% Si 0.67% Mn	1600	1140
Bronz: 8.7% Sn	1130	2070
19.9% Sn	1150	3060
Mosaz: 44.4% Zn	1020	1960

Srovnání zabíhavosti slévárenských slitin s nelegovanou bílou litinou je v **tab. 17**. V porovnání s šedou litinou, se jeví zabíhavost nelegované bílé litiny jako velmi špatná.

Zabíhavost nelegované bílé litiny je vůbec nejslabší, ze všech porovnávaných slitin. Nicméně je obecně známo, že bílá litina má lepší zabíhavost než ocel. To je podmětem pro zpochybnění výše uvedené tabulky. Z **obr. 6** lze pro dané chemické složení srovnávané bílé litiny odhadnout teplotu likvidu jako cca 1250°C. Přehřátí této slitiny při zkoušce zabíhavosti zde bylo jen velmi nepatrné. Oproti tomu se zdá, že srovnávaná ocel na odlitky měla přehřátí podstatně vyšší. Vzhledem k tomu, že součástí tabulky nejsou hodnoty přehřátí, které může být u jednotlivých posuzovaných slitin různé, lze její vypovídající hodnotu zpochybnit.

Zabíhavostí litin legovaných chromem a niklem se blíže zabývá [34,37]. [7,34,37]

2.8 Smršťování

Smršťováním nazýváme zmenšení objemu i rozměrů ztuhlého kovu vzhledem ke kovu tekutému – tavenině. Tato vlastnost je nežádoucí, neboť smrštění vede jednak ke tvorbě staženin, jež je třeba eliminovat nálitkováním, tak i k vzniku vnitřního pnutí.

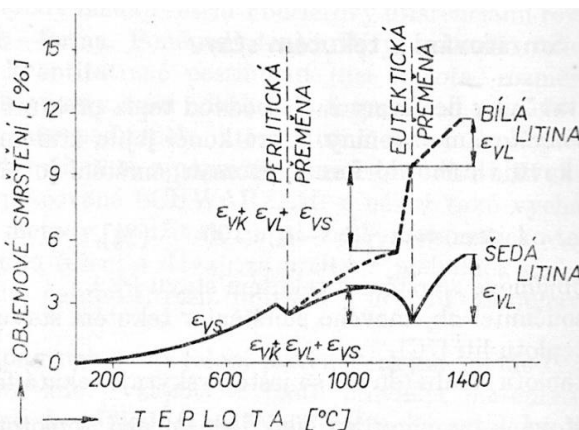
Míru smrštění vyjadřujeme jako procentuální změnu objemu. Tato míra je různá nejen pro různé kovy a slitiny, ale může být různá i v určitých případech pro stejný kov nebo slitinu. Míra smrštění totiž nezávisí pouze na chemickém složení, ale i na lici teplotě a způsobu chladnutí (na vznikající struktuře). V obecnosti pak platí, že nejmenší smrštění mají slitiny o eutektickém složení, a při lití do kokily je smrštění větší než při lití do písku. Zkoušky pro měření míry smrštění kovů a slitiny jsou popsány v [7]. Problematika smršťování je pak podrobně popsána v [5].

Při výrobě odlitků dochází postupně ke trojímu smršťování:

- 1) v tekutém stavu – při chladnutí taveniny
- 2) při tuhnutí taveniny na tuhou fázi
- 3) v tuhém stavu – při chladnutí odlitku

Míra smršťování v tekutém stavu, při chladnutí taveniny, u litin nezávisí na chemickém složení. Objem taveniny se stále zmenšuje o 1.1% při jejím ochlazení o každých 100°C, ať je složení litiny jakékoliv. Smrštění v tekutém stavu tedy vzrůstá s velikostí přehřátí taveniny.

Míra smršťování při tuhnutí taveniny na tuhou fázi je ovlivněna charakterem vylučující se fáze. Klíčovou roli u litin pak hraje obsah uhlíku a zejména to, jestli na eutektické teplotě tuhne tavenina na ledeburit podle metastabilního systému (bílá litina), nebo na grafitické eutektikum podle stabilního systému (grafitické litiny). Z **tab. 18** pak vyplývá, že bílá litina se v porovnání s litinou šedou, vyznačuje značně velkým smršťováním při tuhnutí, protože se při jejím tuhnutí uhlík vylučuje ve formě karbidů, a ne ve formě grafitu, jenž u šedé litiny smršťování tuhajícího kovu značnou měrou kompenzuje. V [5] je uvedeno, že její smršťování při tuhnutí může dosahovat až 5.5%, pročež je zapotřebí odlitky z bílé litiny masivně nálitkovat, abychom předešly staženinám.



Obr. 63. Celkové objemové smrštění bílé a šedé litiny:

ϵ_{VL} - smrštění v tekutém stavu při chladnutí;
 ϵ_{VK} - smrštění při tuhnutí; ϵ_{VS} - smrštění v tuhém stavu při chladnutí. [5]

Tab. 18. Objemové smrštění odlitků z bílé a šedé litiny v údobí od odlití po konec krystalizace. [5]

Slévárenská slitina	Obsah uhlíku [%]				
	2	2.5	3	3.5	4
Smrštění bílé litiny	5.1	4.6	4.2	3.7	3.3
Smrštění šedé litiny	4.3	2.8	1.4	0.1	-1.5

Smrštění bílých litin a jiných slévárenských slitin v tuhém stavu je uvedeno v **tab. 19**. Z tabulky vyplývá, že bílá litina se vyznačuje vyšší mírou smrštění v tuhém stavu při chladnutí odlitku, než je tomu u ostatních běžných slévárenských slitin.

Celkový pohled na průběh smršťování bílé litiny, napříč všemi třemi údobími, a jeho porovnání s průběhem u litiny šedé nabízí **obr. 63**.

Tab. 19. Míra smršťování slévárenských slitin v tuhém stavu při chladnutí odlitku. [7]

Slitina	Smrštění	Slitina	Smrštění
Bílá litina	2%	Bronz	1.3 až 1.5%
Šedá litina	0.8 až 1%	Slitiny Al	1.5%
Ocel na odlitky	1.2 až 1.5%		

Srovnáním sklonu k tvorbě staženin jednotlivých běžně vyráběných typů vysokolegovaných bílých litin se zabývá [34]. Celkový nejnižší objem staženin vykazují odlitky z bílé chromové litiny Cr27. Tato práce také popisuje vztah mezi lící teplotou, zabíhavostí a výsledným celkovým objemem staženin. Zjednodušeně lze tento vztah popsat tak, že s rostoucí lící teplotou se zlepšuje zabíhavost avšak zvětšuje se celkový objem staženin v odlitku. [5,7,34]

2.9 Další vlastnosti

Vysokolegované litiny zpravidla nedosahují mechanických vlastností (pevnost, mez kluzu), jako nízkolegované a nelegované litiny. [3]

Bílá litina je téměř nesvařitelnou. Problémy spojené s jejím svařováním vyplývají z její tvrdosti a křehkosti, protože v ní vznikají trhliny už při svařování, a pak i při chladnutí. [1,38]

Ze srovnání ceny chromové litiny (20% Cr, 2% Mo, 1% Cu, po tep. zprac.), litiny Ni-Hard 1, chrom-molybdenové oceli a manganové oceli (6% Mn, 1% Mo, po tep. zprac.), uvedeného v [12], vychází chromová litina jako nejdražší a litina Ni-Hard 1 naopak jako nejlevnější. Vzhledem ke stáří této publikace jsme zkusily tyto cenové údaje prověřit orientačním výpočtem, dle současných orientačních cen:

FeCr70...30 Kč/kg bez DPH; Ni...300 Kč/kg bez DPH; FeMo60...450 Kč/kg bez DPH; FeMn80...30 Kč/kg bez DPH; Cu...160 Kč/kg bez DPH.

Relativní orientační porovnání cen těchto slitin, dle výše uvedených cen legur, je v **tab. 20**.

Tab. 20. Cenové porovnání slitin.

Slitina	Chromová litina	Ni-Hard 1	Chrom-molybdenová ocel	Manganová ocel
Relativní cena	163%	120%	107%	100%

Jako nejdražší se jeví chromová litina, jako nejlevnější pak manganová ocel.

3 VÝROBA BÍLÉ LITINY

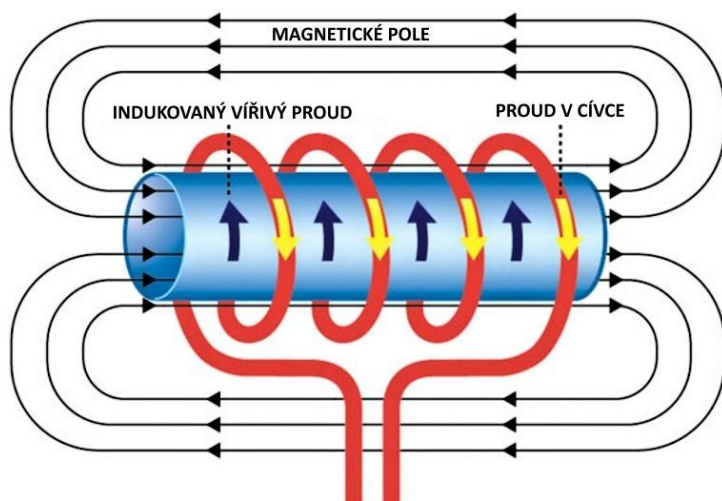
Tavení bílé litiny se provádí buďto na elektrických obloukových pecích nebo na elektrických indukčních pecích. U obou typů pecí se vsázka povětšinou skládá z ocelového šrotu, vratného materiálu, feroslitin, a nauhličovadel (např. surového železa).

3.1 Výroba bílé litiny v elektrických indukčních pecích

Tavení na elektrických indukčních pecích je ekonomicky výhodné i pro tavby o hmotnosti pod jednu tunu. Výroba na těchto pecích je, oproti výrobě na elektrických obloukových pecích, mnohem flexibilnější a levnější, protože je lze rychle uvést do provozu, mají nižší pořizovací náklady i nižší spotřebu elektrické energie. Dalšími výhodami jsou větší ekologičnost provozu, nižší hlučnost, nižší obsahy H a N v tavenině, vyšší tepelná i chemická homogenita taveniny a není zde riziko nežádoucího nauhličení kovu od elektrod. Podrobněji se tématu elektrických indukčních pecí a jejich provozu věnuje [3].

3.1.1 Elektrické indukční pece

Základním prvkem elektrické indukční pece (dále jen EIP) je cívka. Na cívku je přiváděn elektrický střídavý proud. Při průchodu střídavého proudu cívkou vzniká magnetické pole. Nachází-li se v magnetickém poli materiál elektricky vodivý, **indukuje** se v něm elektrické napětí. Toto indukované napětí pak vyvolá vznik silných vířivých proudů, které elektricky vodivý materiál, v magnetickém poli umístěný, ohřívají. Celý tento děj zachycuje **obr. 64**. Jde o ohřev Jouleovým teplem.



Obr. 64. Princip indukčního ohřevu. [39]

Výkon ohřevu lze určit ze vztahu:

$$P = R \times I^2 \quad (7)$$

$$P = \text{výkon pece [W]}$$

$$R = \text{elektrický odpor [\Omega]}$$

$$I = \text{indukovaný proud [A]}$$

V celém průřezu ohřívajícího tělesa není proudová intenzita stejná. Největší proudová intenzita je na povrchu tělesa a směrem do jeho středu slabne. Tento jev se nazývá „skin-efekt“. Rozložení indukovaného proudu v průřezu vsázky je na **obr. 65**. Vzdálenost

(hloubka) od povrchu, v které se indukuje většina proudu (86%), se nazývá „hloubka vniku“. Hloubku vniku lze spočítat pomocí vztahu:

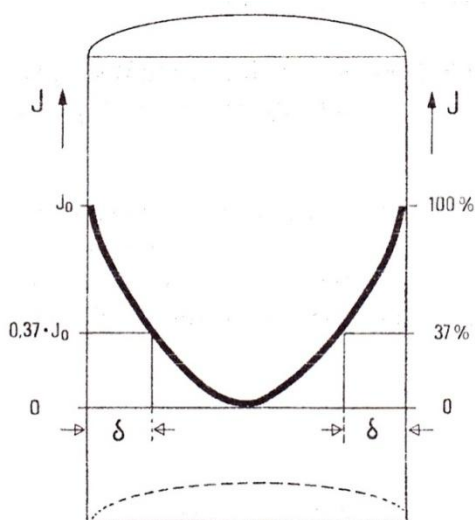
$$\delta = 503 \times \sqrt{\rho / (\mu_r \times f)} \quad (8)$$

$$\delta = \text{hloubka vniku [mm]}$$

$$\rho = \text{měrná elektrický odpor [\Omega \cdot m]}$$

$$\mu_r = \text{relativní permeabilita [-]}$$

$$f = \text{frekvence [Hz]}$$



Obr. 65. Rozložení indukovaného proudu v průřezu vsázky. [1]

S klesající frekvencí se tedy prohlubuje vrstva, v níž dochází k ohřevu materiálu. Materiál ve větší hloubce je pak ohříván především vedením tepla z okrajové vrstvy. Hloubka vniku by měla představovat cca 1/3 až 1/4 kusovitosti vsázky, proto je nutné sladit kusovitost vsázky s frekvencí proudu. Čím vyšší je frekvence, tím menší může být kusovitost vsázky.

V kelímkových pecích indukované magnetické pole způsobuje víření roztaveného kovu, jenž se projeví vzduutím hladiny taveniny. V kanálkových pecích indukované magnetické pole způsobuje proudění kovu kanálkem. Tyto účinky indukovaného magnetického pole zajišťují teplotní a chemickou homogenizaci taveniny, na druhou stranu však zvyšují opotřebování vyzdívky.

Intenzita víření (proudění) kovu se zvětšuje se zvětšujícím se měrným indukovaným výkonem a klesající frekvencí proudu. U kelímkových pecí na síťovou frekvenci je pak výkon limitován rizikem rozstříku kovu ven z pece na asi 300 až 350 kW/t v peci. Naopak u středofrekvenčních pecí lze díky tomu, že se zvětšující se frekvencí intenzita víření mírní, tavit s vyšším výkonem – až 1000 kW/t v peci, díky čemuž lze dosáhnout podstatně kratší doby tavení. Pro roztavení vsázky a ohřevu taveniny na 1500°C je, v závislosti na velikosti pece a způsobu provozu, potřeba 550 až 650 kWh/t energie. V peci s výkonem 1000 kW/t je pak doba tavby 30 až 40 min. Dooba od nasázení k odpichu tedy může činit zhruba jednu hodinu. [1,3,39]

Elektrické indukční pece dělíme dle frekvence proudu na :

- středofrekvenční
- na síťovou frekvenci

Dle konstrukce pak dále elektrické indukční pece dělíme na :

- kelímkové
- kanálkové

3.1.2 Metalurgie tavby na elektrické indukční peci

Pro tavbu na elektrické indukční peci lze použít jak **vsázku** kusovou, tak lze tavit i z plechů či paketovaných třísek. Je ekonomicky výhodné, pokud ocelový šrot tvoří co největší podíl vsázky. Je nutno ovšem brát v potaz, že ocelový odpad může obsahovat ve větší míře prvky v bílé litině nežádoucí. Jistotu v chemickém složení pak, jakožto vsázkové suroviny, poskytují surové železo a vratný materiál. Ideální je, pokud je vsázkový materiál čistý, bez rzi a připečeného písku. Umaštěný či vlhký vsázkový materiál lze použít pouze pro zavezení prázdné pece. Takovýto materiál by neměl být přidáván do taveniny.

Ve vsázce pro tavení bílé litiny nebývají přítomny struskotvorné přísady. **Struska** se tvoří z nečistot ve vsázce (např. připečený písek), v důsledku opotřebením vyzdívky a propalem prvků. Struska v elektrických indukčních pecích nemá nijak klíčový význam z hlediska metalurgie. Struska se oproti roztavenému kovu pod ní jeví jako studená. Aby se usnadnilo její stahování, upravuje se její viskozita přípravky. Díky tomu se získaná suchá struska snadněji odděluje od kovu a také méně ulpívá na vyzdívce a tavičském nářadí.

Jelikož se z ekonomických důvodů snažíme, aby co největší podíl vsázky představoval ocelový šrot, musíme zajistit požadovaný obsah uhlíku nauhličovaly nebo feroslitinami, a případný požadovaný obsah legujících prvků dolegováním. Úprava chemického složení je usnadněna intenzivním pohybem taveniny, jenž výraznou měrou přispívá k její homogenizaci. Zvyšování obsahu uhlíku – nauhličení – se provádí rozpouštěním uhlíku z nauhličovacích prostředků na bázi koksu, nebo produktů ropné destilace. U vysokolegovaných chromových litin, legovaných pomocí feroslitin FeCr70 s obsahem 7% C, se kov nauhličí uhlíkem z feroslitin. S rostoucí teplotou kovu se pak nauhličování urychluje, což umožňuje snadnější dosažení vyšších obsahů uhlíku. Je nutné také hlídat obsah dusíku, neboť ten může podporovat vznik bodlin. Při dolegování se legury dobře rozpouští, a nejsou zde žádné komplikace. Pro maximální snížení míry propalu legujících prvků, je vhodné, aby legování probíhalo dle afinity legujících prvků ke kyslíku, a to tak že nejprve se s legováním začíná od prvků s nejnižší afinitou ke kyslíku a končí prvky s afinitou nejvyšší.

Míra propalu jednotlivých prvků závisí zejména na teplotě tavné lázně a teplotě uhlíkové reakce. Teplota uhlíkové reakce je nejvíce ovlivněna obsahy uhlíku a křemíku. S rostoucím obsahem uhlíku a klesajícím obsahem křemíku se snižuje a naopak. Orientačně se pohybuje okolo 1450°C. Při nižších teplotách převažuje oxidace kyslíkem ze vzduchu nebo z oxidů železa:



Při teplotách vyšších pak probíhá redukce oxidů Si a Mn:



Propal základních prvků je v EIP u nelegovaných litin běžně tak malý, že ani nebývá uvažován, při vypočítávání vsázky. U litin s vysokým obsahem chromu je však zapotřebí brát v úvahu propal chromu.

Díky intenzivnímu pohybu roztaveného kovu v EIP vlivem elektromagnetických sil, dochází ke shlukování rozptýlených pevných částic v tavenině (suspenzi) do větších útvarů. Ty pak snadněji vyplouvají k hladině a zachytávají se ve strusce. Čím déle je kov udržován v tekutém stavu v EIP, tím větší podíl nečistot se z něj odstraní, ale také tím větší množství plynů se rozpustí v kovu.

Kyslík rozpuštěný v tavenině má na svědomí tvorbu některých vad v odlitku, zejména se jedná se o plynové dutiny a oxidické blány. Nejvyšší obsah kyslíku v tavenině bývá při teplotách okolo 1450°C. Vyšší udržovací a licí teploty, při nichž dochází k deoxidaci, snižují riziko výše popsaných vad odlitků, avšak za cenu vyššího teplotního namáhání vyzdívky a formovacích směsí formy. Nutno také brát v potaz, že odlitek odlévaný při vyšší licí teplotě je zapotřebí mohutněji nálitkovat.

Roztavená litina se odlévá do menších pánví a vyrobený kov zůstává v peci, až dokud se neodlije poslední pánev. Proto se EIP navrhuje s minimálně dvěma kelímky, kdy v jednom se udržuje roztavený kov a odlévá se z něj do pánví, v druhém kelímku se mezitím taví další kov.

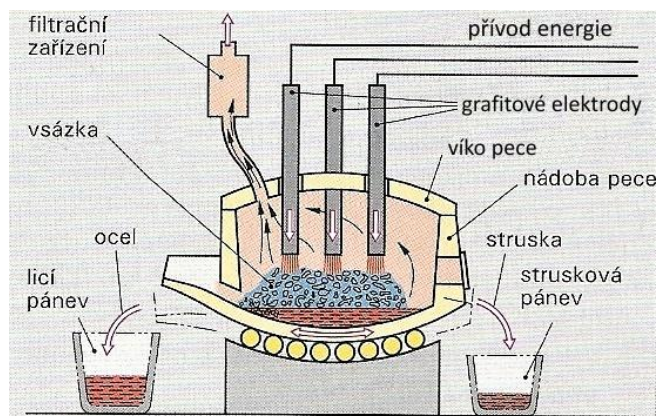
Pro zajištění stabilních vlastností litiny opakovaně tavené v EIP, měli by po sobě následující tavby být vedeny stejným postupem, ve stejném režimu teplotním i časovém a skladba vsázky pro tyto tavby by měla být pokud možno neměnná. [1,3,40]

3.2 Výroba bílé litiny v elektrických obloukových pecích

Obloukové pece se používají především pro výrobu těžších odlitků. Hlavní výhodou tavby na elektrické obloukové peci, oproti tavbě na elektrické indukční peci, je možnost významně měnit chemické složení taveniny a menší nároky na kusovitost vsázky. Podrobněji se tématu elektrických obloukových pecí a jejich provozu věnuje [3].

3.2.1 Elektrické obloukové pece

V elektrické obloukové peci (dále EOP) je zdrojem tepla, pro roztavení vsázky a ohřívání taveniny, elektrický oblouk mezi grafitovými elektrodami a kovovou vsázkou. Teplota oblouku může přesahovat až 3000°C. Teplo se z oblouku na vsázku přenáší hlavně sáláním a ve vsázce se potom teplo šíří tepelným vedením, resp. prouděním taveniny pro roztavení vsázky. Elektrický proud v těchto pecích, na rozdíl od EIP, prochází přímo ohříváním materiálem. EOP je zobrazena na **obr. 66**.



Obr. 66. Schéma elektrické obloukové pece. [41]

Vyzdívka pece může být kyselá nebo zásaditá. Kyselé vyzdívky se pro výrobu vysokolegovaných bílých litin nepoužívají, podrobněji se jim věnuje [3]. **Zásadité vyzdívky** bývají vytvořeny z materiálů na bázi magnezitu (MgO) nebo chrommagnezitu. V pecích se zásaditou vyzdívkou lze zahrnout do vsázky i šrot s nezaručeným obsahem fosforu a síry, neboť je možné na pecích s touto vyzdívkou provést odfosfoření i odsíření. [3,41]

3.2.2 Metalurgie tavby na elektrické obloukové peci

Pro výrobu litiny v EOP lze použít vsázku o velké kusovitosti. Ve vsázce obvykle zaujímá větší podíl ocelový šrot. Pro výrobu litiny legované, lze do vsázky zahrnout mikrolegovaný ocelový šrot (Cr, Ni, V, W, Ti).

Tavení vsázky začíná po zapnutí pece, zažehnutím elektrických oblouků mezi vsázkou a grafitovým elektrodami. Oblouky brzy začnou protavovat do vsázky „šachtice“. V tuto chvíli vsázka stíní vyzdívku pece od sálání oblouků a energie je absorbována především vsázkou. Pec je v chodu na maximální výkon. Během protavování elektrody klesají, až se protaví do spodní polohy a postupně se začnou zvedat. Po odkrytí stěn pece sálají oblouky na vyzdívku. Pec se přepne na nižší napěťový stupeň. V důsledku čehož se oblouky zkrátí. Čímž se zvýší podíl tepla, který absorbuje kov pod elektrodami. Při tavbě na EOP se používá napěněná struska, získaná přísadou rudy a vápna.

Po tavení následuje oxidační údobí. V oxidačním údobí se běžně provádí odfosfoření následované uhlíkovým varem. Vzhledem k nízké aktivitě FeO ve strusce u legovaných

bílých litin, není odstranění fosforu oxidací ve formě oxidu fosforečného do strusky možné. Klasické odfosfoření, jak je popsáno v [3], lze provádět jen u nelegovaných bílých litin. Před samotným odfosfořením je však nutné odstranění Si, což může být problém. Proto je lépe se fosforu vyhnout již při volbě vsázky, volbou vsázkových surovin o známém chemickém složení s nízkým obsahem fosforu.

V elektrickém oblouku dochází k rozkladu molekul vodíku a dusíku, a následnému rozpouštění těchto prvků v tavenině, jejich obsah tavenině je můžeme snížit uhlíkovým varem. Vodík by totiž mohl způsobovat bubliny v odlitku a dusík by zase mohl způsobovat bodlinatost odlitku. Uhlíkovým varem lze také taveninu oduhlíčit a zvýšit její tepelnou i chemickou homogenitu. Uhlíkový var je podrobně popsán v [3]. V rámci uhlíkového varu vznikají bubliny CO. V bublinách CO v tavenině je nulový parciální tlak H a N, jenž odpovídá jejich nulové koncentraci v tavenině. Protože však koncentrace H ani N v tavenině nulová není, H i N difundují do těchto bublin, dokud parciální tlak H a N v bublině nestoupne na odpovídající úroveň nebo dokud bublina neopustí taveninu. Abychom dosáhli případného následného zvýšení obsahu uhlíku, lze do obloukové pece dmýchat prachový koks.

V údobí dohotovení vlivem vysokého obsahu chromu dezoxidace pro snížení aktivity kyslíku běžně není nutná, a pokud ano, pak se dezoxiduje křemíkem. Křemík, jakožto prvek s vysokou afinitou ke kyslíku s ním reaguje za vzniku termodynamicky stabilních oxidů, které pak vyplouvají a přecházejí do strusky. Přísadou draslíku nebo hořčíku lze také provést modifikaci. Odsíření je možné pouze u nelegovaných bílých litin. U vysokolegovaných litin není možné, protože chrom výrazně snižuje aktivitu síry. Případný vyšší obsah síry navíc, vzhledem k požadovaným vlastnostem těchto litin, není příliš na obtíž. Deoxidace i odsíření je podrobně popsáno v [3]. Na závěr lze dle aktuálního chemického složení taveniny provést dodatečné dolegování. [3,41]

4 POUŽITÍ BÍLÝCH LITIN

Nelegovaná bílá litina nenachází významné uplatnění, protože už nízce legovaná má výrazně lepší vlastnosti při nepříliš výrazném nárůstu ceny vlivem legování. S odlitky z nelegované bílé litiny se lze většinou setkat jako s polotovary pro výrobu temperované litiny. Takovýto odlitek z původně nelegované bílé litiny se po grafitizačním žíhání – temperování – stane odlitkem z temperované litiny. Příkladem použití nelegované bílé litiny jsou armatury na **obr. 67**.



Obr. 67. Armatury z bílé litiny. [42]



Obr. 68. Válce pro mletí a drcení z chromem vysoce legované bílé litiny. [43]



Obr. 69. Mlecí koule z litiny s vysokým obsahem chromu. [44]

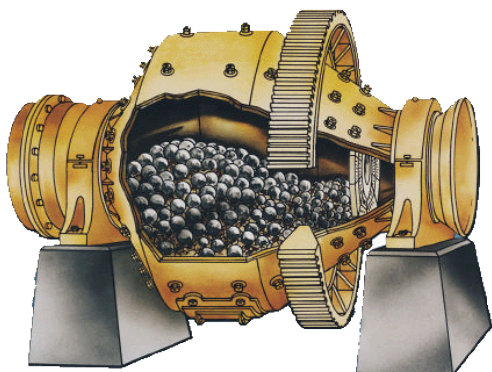
vlastnostem nacházejí uplatnění v hornictví v drtičích pro drcení rudy nebo uhlí, jako drtičí válce (viz **obr. 68**). Tyto litiny se dále používají v kulových mlýnech, jako mlecí koule (viz **obr. 69**), o průměrech 15 až 300 mm, a na vnitřní obložení těchto mlýnů (viz **obr. 70**). Průměr těchto mlýnů běžně přesahuje až 6 m. Kulové mlýny jsou

Vysokolegované bílé litiny se pro svou vysokou odolnost proti abrazivnímu opotřebení používají ve velmi těžkých provozních podmínkách suchého tření nebo abrazivního opotřebení, způsoběného minerály (horninami), písky, kamením nebo jinými pevnými látkami. Vzhledem k těmto

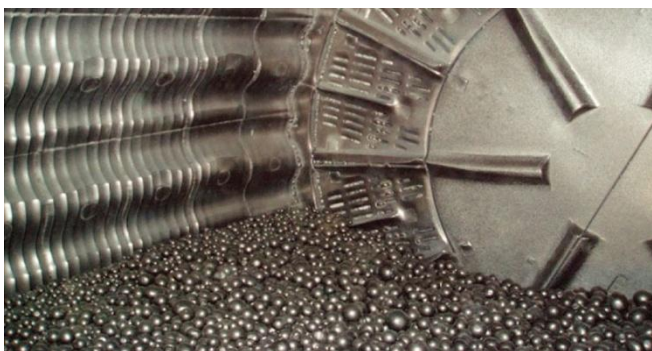


Obr. 70. Díly obložení kulového mlýnu z litiny s vysokých obsahem chromu. [45]

vyobrazeny na **obr. 71** a **obr. 72**, jejich funkce a princip činnosti jsou podrobně popsány v [48], velmi názorně je pak v [49] popsáno jejich začlenění do výrobního procesu v cementárně. V neposlední řadě se také používají v zařízeních pro přemísťování zeminy, kamení, uhlí, rudy a jiných abrazivních materiálů. V tomto směru se tedy jedná o klíčový materiál pro aplikace v těžebním průmyslu a na něj navazujících odvětvích zpracování rudy, cementárnách, ocelárnách atd.



Obr. 71. Nákres kulového mlýnu. [46]



Obr. 72. Pohled dovnitř kulového mlýna. [47]

Pro svou chemickou odolnost jsou také využívány pro výrobu těles, oběžných kol a jiných částí čerpadel (viz **obr. 73** a **obr. 74**), určených k dopravě silně znečištěných kapalin s velkým podílem abrazivního materiálu (suspenzí – heterogenních směsí jemně rozptýlených pevných látek v kapalinách, kalů, břechek). Tyto čerpadla se používají v chemickém průmyslu, ve vodohospodářství (zpracovávání odpadních vod) a v těžebním průmyslu (např. těžba živců z dehtových písků). [3,12,14,16,41,42,43,44,45,46,47,48,49]



Obr. 73. Těleso čerpadla z legované bílé litiny. [50]



Obr. 74. Oběžné kolo čerpadla z legované bílé litiny. [50]

5 MĚŘENÍ TRVDOSTI A VYHODNOCENÍ STRUKTURY

V rámci bakalářské práce byla u třech slitin hodnocena tvrdost v litém stavu, a poté byly hodnoceny metalograficky. Hodnocena byla podeutektická chromová litina bez dalších přísad (ABC-H), podeutektická chromová litina legovaná titanem (ABC-10) a podeutektická chromová litina legovaná molybdenem a wolframem (ABC-6). Chemické složení hodnocených slitin je v **tab. 21**.

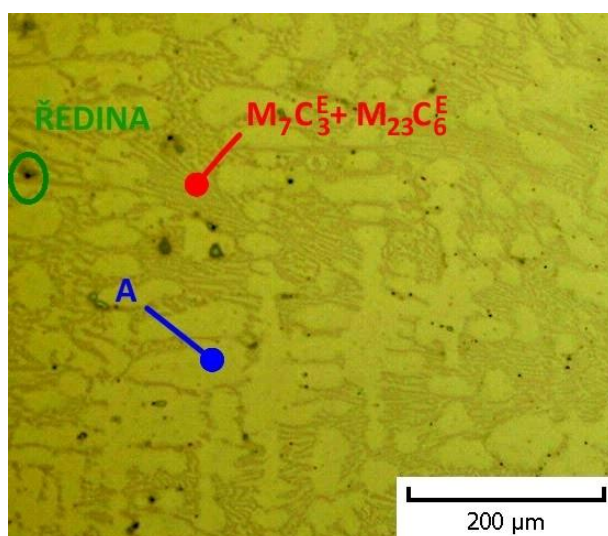
Tab. 21. Chemické složení hodnocených slitin v [%].

ABC-H									
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Ti	W
1.998	0.513	1.012	29.96	0.409	0.061	0.076	0.069	0.042	<0.01
ABC-10									
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Ti	W
3.381	1.028	0.401	28.16	0.291	0.143	0.125	0.096	0.974	<0.01
ABC-6									
C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	V	Ti	W
2.948	0.961	0.938	24.51	0.274	1.574	1.048	0.063	0.041	0.913

U všech třech slitin byla hodnocena tvrdost v litém stavu podle Brinella, při zatížení 3000kg po dobu 10 vteřin. Výsledná hodnota tvrdosti u každého vzorku je aritmetickým průměrem tří hodnot tvrdosti z tří vpichů. Výsledné hodnoty tvrdosti všech tří slitin jsou v **tab. 22**. Nejvyšší tvrdost vykazovala ABC-6. Tyto hodnoty jsou ovšem pouze informativní, a nevyovídají o vlivu jednotlivých přísad na tvrdost, protože se tyto litiny výrazně liší i obsahy uhlíku, křemíku, manganu a chromu, což vliv přísad zkresluje.

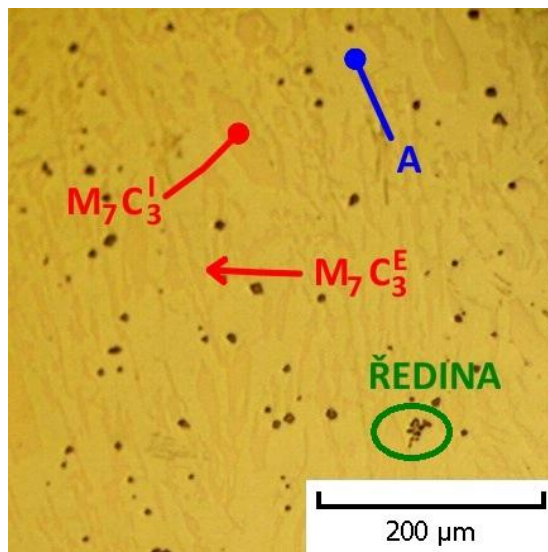
Tab. 22. Naměřené hodnoty tvrdosti slitin v litém stavu.

Slitina	ABC-H	ABC-10	ABC-6
HB10/3000	425	415	541



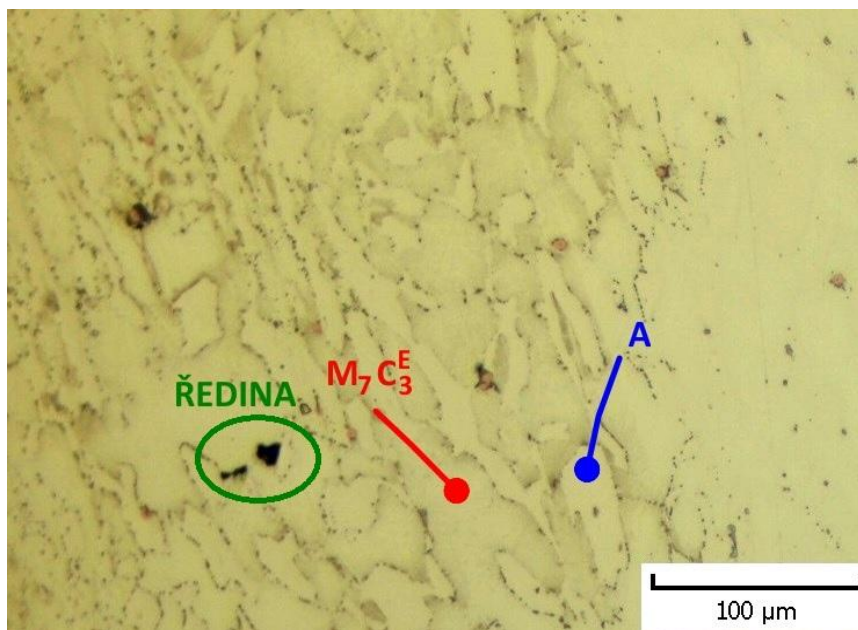
Struktura vysokochromové bílé litiny bez dalších přísad ABC-H je na **obr. 75**. Uhlíkový ekvivalent této litiny je $C_E = 3.34$, jedná se tedy o litinu podeutektickou, což dokazují i jasně viditelné dendrity ve struktuře. Na základě diagramu na **obr. 51** lze předpokládat, že matrice je austenitická. Nicméně fázová analýza nebyla provedena. Z diagramů na **obr. 13** a **obr. 14** vyplývá, že přítomné eutektické karbidy jsou typu M_7C_3 a $M_{23}C_6$ nebo M_4C .

Obr. 75. Struktura litiny ABC-H v litém stavu:
A – austenit; $M_7C_3^E + M_{23}C_6^E$ – eutektické karbidy.



Struktura vysokochromové bílé litiny s přísadou titanu ABC-10 je na **obr. 76**. Uhlíkový ekvivalent této litiny je $C_E = 4.7$, jedná se tedy o litinu nadeutektickou, což potvrzuje přítomnost rozměrnějších primárních karbidů. Na základě diagramu na **obr. 51** lze předpokládat, že matrice této litiny je austenitická. Nicméně fázová analýza nebyla provedena. Z diagramů na **obr. 13** a **obr. 14** vyplývá, že přítomné primární a eutektické karbidy jsou typu M_7C_3 . Vzhledem k chemickému složení této litiny by se v její struktuře také mohly vyskytovat karbidy TiC.

Obr. 76. Struktura litiny ABC-10 v litém stavu: A – austenit; $M_7C_3^I$ – primární karbidy; $M_7C_3^E$ – eutektické karbidy.



Obr. 77. Struktura litiny ABC-6 v litém stavu: A – austenit; $M_7C_3^E$ – eutektické karbidy.

Struktura vysokochromové bílé litiny s přísadou wolframu ABC-6 je na **obr. 77**. Uhlíkový ekvivalent této litiny je $C_E = 4.28$, jedná se tedy o litinu přibližně eutektickou, což potvrzuje skutečnost, že na snímku jednak nelze rozeznat oblasti původních primárních dendritů, a zároveň ani nelze jednoznačně rozlišit primární a eutektické karbidy. Na základě diagramu na **obr. 51** lze předpokládat, že matrice této litiny je austenitická. Nicméně fázová analýza nebyla provedena. Z diagramů na **obr. 13** a **obr. 14** vyplývá, že přítomné eutektické karbidy jsou typu M_7C_3 . Vzhledem k poznatkům uvedeným v [16], karbidy wolframu typu WC by se ve struktuře této litiny vyskytovat neměly.

6 ZÁVĚR

V bakalářské práci byla provedena literární rešerše na téma vlastnosti a výroba otěruvzdorných chromových litin. Jedná se o litiny charakteristické svou tvrdostí a odolností proti opotřebení. Tento typ litin patří mezi tzv. bílé litiny. Pro ucelenější pohled, snadnější pochopení souvislostí a celé problematiky, se rešerše věnuje bílým litinám legovaným i nelegovaným, avšak s důrazem na vysokolegované otěruvzdorné chromové litiny. Bílé litiny byly rozříděny do základních skupin dle chemického složení, bylo popsáno jejich tuhnutí, byly charakterizovány strukturní složky, s nimiž se lze v těchto litinách setkat. Při určování chemického složení litin hraje důležitou úlohu uhlíkový ekvivalent. Koeficient vlivu chromu na uhlíkový ekvivalent byl zpochybněn a byla navržena jeho vhodnější hodnota, jejíž vhodnost byla ověřena na příkladech. V práci bylo dále pojednáno o faktorech, které ovlivňují strukturu a vlastnosti bílých litin, jmenovitě o způsobech ochlazování a chemickém složení. V obecnosti lze říci, že vyšší rychlosti ochlazování propůjčují litině vyšší tvrdost a i lepší odolnost proti opotřebení. Legování dalšími prvky může vést ke zvýšení tvrdosti. Vztah mezi tvrdostí a odolností proti opotřebení není jednoznačný, avšak jistá souvislost zde je. Popsán byl také například vliv draslíku na morfologii karbidů. Věnována byla pozornost i teplenému zpracování – žihání na měkko, kalení a popouštění. Větší důraz byl kladem na žihání na měkko, jež je nezbytné v případech, kdy je nutné takto tvrdé litiny obrábět. Samostatná část práce se pak soustředila na mechanické, chemické a technologické vlastnosti bílých litin. Stručněji také byly popsány agregáty pro výrobu a samotná výroba bílé litiny. Samostatná část práce se pak věnovala jejich použití. Chromem vysokolegované bílé litiny jsou klíčovým materiálem pro aplikace v těžebním průmyslu, potenciál tohoto materiálu pro budoucnost je tedy značný.

Na několika slitinách byla měřena tvrdost a metalograficky hodnocena jejich struktura. V práci byly uvedeny zjištěné hodnoty tvrdosti a pořízené snímky struktur.

Geopolitická situace ve světě, v němž je mezinárodní politika stále větší měrou motivována soutěží o zdroje nerostného bohatství, umocňuje význam těžebního průmyslu, pro jehož aplikace je chromem vysokolegovaná bílá litina klíčovým materiálem. Vzhledem k potenciálu a významu tohoto materiálu bude v budoucnu zapotřebí dále zkoumat možnosti zlepšování jeho vlastností. Výzkum by se měl zaměřit zejména na možnosti zlepšování odolnosti proti opotřebení bez výrazného zhoršení houževnatosti, nebo na cesty dodatečného zlepšení houževnatosti. Pozornost by měla být také věnována vztahu mezi tvrdostí a odolností proti opotřebení, v neposlední řadě pak slévárenským vlastnostem.

ZDROJE

- [1] ROUČKA, Jaromír. *Metalurgie litin*. Vyd. 1. Brno: PC-DIR, 1998, 166 s. Učební texty vysokých škol. ISBN 80-214-1263-1.
- [2] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002, 392 s. ISBN 80-7204-248-3.
- [3] ŠENBERGER, Jaroslav. *Metalurgie oceli na odlitky*. Vyd. 1. V Brně: VUTIUM, 2008, 311 s. ISBN 978-80-214-3632-9.
- [4] Sýkora, P., Žižka, V., Němec, M. Odlitky z nadeutektické chromové litiny odolné proti opotřebení s W, Mg, mischmetalem. In: *Sborník abstraktů 51. slévárenské dny, Sborník přednášek*. Brno: Česká slévárenská společnost. 2014. s. 18–30. ISBN 978-80-02-02567-2.
- [5] VETIŠKA, Aleš. *Teoretické základy slévárenské technologie: učebnice pro strojní fakulty*. 1. vyd. Praha: SNTL, 1972, 388, [1] s. Řada strojírenské literatury. ISBN teoretické základy slévárenské technologie.
- [6] DORAZIL, Eduard. *Nauka o materiálu I: přednášky*. Praha: SNTL-Nakladatelství technické literatury, 1986, 247 s.
- [7] PÍŠEK, František. *Slévárenství*. 1. vyd. V Praze: Česká matice technická, 1941. Technický průvodce (Česká matice technická).
- [8] PACAL, Bohumil, DOLEŽAL, Pavel. Struktura a vlastnosti slitin metastabilní soustavy železo – karbid železa (Fe – Fe₃C). *Ústav materiálových věd a inženýrství*. [online]. [cit. 2016-01-18]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/svms/index.htm>
- [9] Hyper-eutectic white cast iron. Science and society picture library prints . [online]. [cit. 2016-04-03]. Dostupné z: <http://www.ssplprints.com/image/129622/hyper-eutectic-white-cast-iron-typical-ana>
- [10] MARATRAY, F. a R. USSEGLIO-NANOT. *Atlas: Courbes de transformation de fontes blanches au chrome -molybdène*. Paris: Climax Molybdenum, 1970.
- [11] Paramagnetismus. *Wikipedie*. [online]. [cit. 2016-01-22]. Dostupné z: <https://cs.wikipedia.org/wiki/Paramagnetismus>
- [12] J. DODD a J. L. PARKS. *Dickwandige Gußstücke aus weißem CrMo-Gußeisen*. Berlin: Fachverlag Schiele & Schön GmbH, 1979.
- [13] KŘÍŽ, Antonín. Rozpad austenitu. *Oddělení povrchového inženýrství*. [online]. [cit. 2016-01-22]. Dostupné z: http://www.ateam.zcu.cz/download/Tepelne%20zpracovani%2009_10.pdf
- [14] KLAČURKOVÁ, Lenka, Ústav materiálových věd a inženýrství. Atlas materiálových struktur. [software]. [přístup 22. 1. 2016]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/index.php/cs/studium/ke-stazeni>.
- [15] MARATRAY, F. a R. USSEGLIO-NANOT. *Einflußfaktoren auf die Gefügestruktur des chrom- und chrom-molybdän-legierten weißen Gußeisens*. Paris: Climax Molybdenum, 1970.

- [16] KUYUCAK, S.; LLEWELLYN, R. High-chrome white irons incorporating ultra-hard carbide-forming elements for improved wear-resistance. *Transactions of the American Foundry Society*, Vol. 114, 2006, 114: 551-574.
- [17] PODRÁBSKÝ, Tomáš. Soustava Fe – C. *Ústav materiálových věd a inženýrství*. [online]. [cit. 2016-01-22]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/vyuka/bum/prednasky/05b-BUM%20-%20soustava%20Fe-C.pdf>
- [18] LIU QING, YANG HUA a DING HAIMIN. Effect of potassium on as-cast microstructure of a hypereutectic high chromium cast iron. *China Foundry*. 2011, 8(2), 202-206. ISSN 1672-6421.
- [19] INTHIDECH, S.; SRICHAROENCHAI, P.; MATSUBARA, Y. Effect of Sub-Critical Heat Treat Parameters on Hardness and Retained Austenite in Mo-Containing High Chromium Cast Irons. *International Journal of Metalcasting*, 2012, 6.4: 25-34.
- [20] YOUPING, Ma, et al. Effect of Ti-V-Nb-Mo addition on microstructure of high chromium cast iron. *China Foundry*. 2012, 9(2), 148-153. ISSN 1672-6421.
- [21] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003, xii, 516 s. ISBN 80-7204-283-1.
- [22] MAZANCOVÁ, Eva. Technické materiály I – Kovové materiály. *Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava*. [online]. [cit. 2016-03-22]. Dostupné z: <http://www.person.vsb.cz/archivcd/FMMI/TM1/>
- [23] HLUCHÝ, Miroslav, Rudolf PAŇÁK a Oldřich MODRÁČEK. *Strojírenská technologie I, 2. díl: Metalografie a tepelné zpracování*. 3. přeprac. vyd. Praha: Scientia, 2002, 173 s. ISBN 80-7183-265-0.
- [24] VĚCHET, Stanislav. *Fázové přeměny v tuhém stavu*. [Přednáška]. Brno: VUT, 30. dubna 2014.
- [25] HAVEL, Lukáš. Diagram Fe – Fe₃C. *Slide Player*. [online]. [cit. 2016-01-22]. Dostupné z: <http://slideplayer.cz/slide/4250798/>
- [26] Litiny. *Katedra strojírenské technologie Technické univerzity v Liberci*. [online]. [cit. 2016-01-24]. Dostupné z: http://www.ksp.tul.cz/cz/ksm/obsah/vyuka/MV_cv_2.pdf
- [27] RÖHRIG, Klaus. *Continuous cooling transformation diagrams of high white irons*. Düsseldorf: Climax Molybdenum, 1980.
- [28] DAŇEK, Ladislav. *Příčiny vzniku trhlin v materiálu a zkoušky jeho náchylnosti k nim*. [Přednáška]. Brno: VUT, 10. prosince 2015.
- [29] POSPÍŠILOVÁ, Simona, PACAL, Bohumil. Základní druhy litin. *Slide Player*. [online]. [cit. 2016-01-13]. Dostupné z: <http://slideplayer.cz/slide/2802025/>
- [30] KIBBLE, K. A. a J. T. H. PEARCE. An examination of the effects of annealing heat treatment on secondary carbide formation in 25% Cr high chromium irons. *Cast Metals*. 1995, 8(2), 123-127. ISSN 0953-4962.

- [31] Draslík. *Wikipedie*. [online]. [cit. 2016-04-08].
Dostupné z: <https://cs.wikipedia.org/wiki/Drasl%C3%ADk>
- [32] LIDMILA, Zdeněk. *Tepelné zpracování ocelí*. [Přednáška].
Brno: VUT, 17. prosince 2015.
- [33] KAŠPAROVÁ, Michaela, františek ZAHÁLKA a Šárka HOUSKOVÁ. Hodnocení abrazivní a adhezní odolnosti materiálů. *METAL 2009: 18. Mezinárodní konference metalurgie a materiálů, Hradec nad Moravicí 19.-21. května 2009: sborník příspěvků konference* [online]. [cit. 2010-08-05]. Dostupné z: http://konsyst.tanger.cz/files/proceedings/metal_09/Lists/Papers/054.pdf
- [34] TVRDÝ, Miroslav. Vlastnosti slitin s vyšší abrazivní odolností. *Slévárnictví*. 1981, **29**(5), 181-185. ISSN 0037-6825.
- [35] HLUCHÝ, Miroslav a Václav HANĚK. *Strojírenská technologie 2, 2. díl: Koroze, základy obrábění, výrobní postupy*. 2., upr. vyd. Praha: Scientia, 2001. ISBN 80-718-3245-6.
- [36] HLUCHÝ, Miroslav a Jan KOLOUCH. *Strojírenská technologie 1, 1. díl: Nauka o materiálu*. 4., rev. vyd. Praha: Scientia, 2007, 266 s. ISBN 978-80-86960-26-5.
- [37] HODGE, B. T. Fluidity of abrasion-resistant cast irons. In: *One Hundred Third Annual Meeting of the American Foundrymen's Society*. 1998. p. 743-747.
- [38] KRŇÁK, Rudolf. *Svařování litiny*. 1. vyd. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1960. Knižnice strojírenské výroby.
- [39] Induction Heating Equipment. *DaWei Induction Heating Machine Co., Ltd.* [online]. [cit. 2016-04-12]. Dostupné z: <http://www.dw-inductionheating.com/Induction-Heating-Equipment-37.html>
- [40] ADOLF, Zdeněk. Teorie procesů při výrobě železa a oceli. *Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství (FMMI) VŠB – Technická univerzita Ostrava*. [online]. [cit. 2016-04-13]. Dostupné z: http://www.fmmi.vsb.cz/export/sites/fmmi/modin/cs/studijni-opory/resitelsky-tym-2-metalurgie/teorie-procesu-pri-vyrobe-zelza-a-oceli-cast-ii-teorie-ocelarskych-pochodu/Adolf_Teorie-procesu_pri_vyrobe_zeleza-a-oceli_castII.pdf
- [41] Technické materiály. *Učíme v Prostoru*. [online]. [cit. 2016-04-14]. Dostupné z: http://uvp3d.cz/drtic/?page_id=2787
- [42] White Iron Castings. *Ho Casting*. [online]. [cit. 2016-04-21]. Dostupné z: http://www.hocasting.com/index.php?_m=mod_product&_a=view&p_id=347
- [43] High Chrome centrifugal cast iron rolls. *Leon Roll China co.,ltd.* [online]. [cit. 2016-04-21]. Dostupné z: <http://www.lrcroll.com/h-pd-29.html>
- [44] High Chromium Cast Iron Ball. *Gridin Ball Manufacturer-Price Most Competitive*. [online]. [cit. 2016-04-21]. Dostupné z: http://steelgrindingball.com/High_Chromium_Cast_Iron_Ball_9.html

- [45] Good Performance Ball Mill Parts Wear Resistant Mill Liner High Chromium Cast Iron. *LuoYang Gear Machinery Equipment.,Ltd.* [online]. [cit. 2016-04-21]. Dostupné z: <http://www.machininggear.com/sale-4447363-good-performance-ball-mill-parts-wear-resistant-mill-liner-high-chromium-cast-iron.html>
- [46] YAHYA, Andy. Gemludug Gelundug Pengolah Emas di Bunikasih, Pengalengan. *ANDYYAHYA.* [online]. [cit. 2016-04-21]. Dostupné z: <http://www.andyyahya.com/2014/06/gemludug-gelundug-emas-di-bunikasih.html>
- [47] MAR Mill Liner Scan. *SCOTT Automation + robotics.* [online]. [cit. 2016-04-21]. Dostupné z: <http://www.machineryautomation.com.au/wp-content/uploads/2012/07/>
- [48] Grinding – Ball Mills. *Mine-Engineer.* [online]. [cit. 2016-04-21]. Dostupné z: <http://www.mine-engineer.com/mining/ballmill.htm>
- [49] Herstellung von Zement. *SCHWENK Zement KG.* [online]. [cit. 2016-04-21]. Dostupné z: <http://www.schwenk-zement.de/de/Produkte/Herstellung-von-Zement.php>
- [50] OEM Service. *DeLin: Professional slurry pump solutions.* [online]. [cit. 2016-04-21]. Dostupné z: <http://www.verticalslurrypump.com/oem-service-p-1061.html#>

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

Symbol	Jednotka	Význam symbolu
A	[%]	Tažnost
zA	[-]	Austenit (zbytkový)
B	[-]	Bainit
B _f	[-]	Konec bainitické přeměny
B _s	[-]	Počátek bainitické přeměny
BCC	[-]	Mřížka kubická prostorově středěná
BCT	[-]	Mřížka tetragonální prostorově středěná
CVF	[%]	Podíl karbidů ve struktuře
FCC	[-]	Mřížka kubická plošně středěná
HSA	[-]	Vysoké abrazivní zatížení
LSA	[-]	Nízké abrazivní zatížení
leg.	[-]	Legováno
M	[-]	Kovový prvek
Ma	[-]	Martenzit
M _f	[-]	Konec martenzitické přeměny
M _s	[-]	Počátek martenzitické přeměny
P	[-]	Perlit
P _f	[-]	Konec perlitické přeměny
P _s	[-]	Počátek perlitické přeměny
Rm	[MPa]	Mez pevnosti v tahu
tep. zprac.	[-]	Tepelné zpracování
S _E	[-]	Stupeň eutektičnosti
SJE	[-]	Eroze od proudu suspenze
T _{EM}	[°C]	Eutektická teplota stabilního systému
T _{ES}	[°C]	Eutektická teplota metastabilního systému

