

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: B230 Strojní inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Dosahování vysokých pevnostních hodnot u nově navržené
koncepce pružinové oceli

Autor: **Jan Zmeko**

Vedoucí práce: **Dr. Ing. Zbyšek Nový**

Akademický rok 2016/2017

Prohlášení o autorství

Předkládám tímto k posouzení a obhajobě bakalářskou/diplomovou práci, zpracovanou na závěr studia na Fakultě strojní Západočeské univerzity v Plzni.

Prohlašuji, že jsem tuto bakalářskou/diplomovou práci vypracoval samostatně, s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který je součástí této bakalářské/diplomové práce.

V Plzni dne:

autora

.....

podpis

ANOTAČNÍ LIST BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Zmeko	Jméno Jan	
STUDIJNÍ OBOR	B2301 - Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie		
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Dr. Ing. Nový	Jméno Zbyšek	
PRACOVISTĚ	ZČU - FST - KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Dosahování vysokých pevnostních hodnot u nově navržené koncepce pružinové oceli		

FAKULTA	strojní	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2017
----------------	---------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	50	TEXTOVÁ ČÁST	43	GRAFICKÁ ČÁST	0
---------------	----	---------------------	----	----------------------	---

STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK) ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY	<p>Bakalářská práce porovnává vliv obsahu mědi přítomné v pružinové oceli 42SiCr a hledá optimální tepelné zpracování, které povede ke zvýšení mechanických vlastností. Úvodem je popsáno tepelné zpracování oceli a proces precipitace. V experimentální části byly zkoumány vlivy tepelného zpracování na mikrostrukturu a výsledné mechanické vlastnosti po kalení a popouštění. Pro porovnání účinků přítomné mědi v oceli byl experiment, současně za stejných podmínek, prováděn na oceli obdobného chemického složení bez obsahu mědi.</p>
KLÍČOVÁ SLOVA ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE	Kalení, precipitace, pouštění, přesycený tuhý roztok

SUMMARY OF BACHELOR SHEET

AUTHOR	Surname Zmeko	Name Jan	
FIELD OF STUDY	B2301 - Materials Engineering and Engineering Metallurgy		
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Dr. Ing. Nový	Name Zbyšek	
INSTITUTION	ZČU - FST - KMM		
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	New designed spring steel with high strength values		

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2017
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	50	TEXT PART	42	GRAPHICAL PART	0
----------------	----	------------------	----	-----------------------	---

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	The bachelor thesis deals with the comparison of effect of cooper on steel spring 40SiCr for the purpose of finding optimal heat treatment for improvements in mechanical properties. In the introduction, descriptions are given of heat treatment steels and precipitation process. In the experimental part was researched the effect of heat treatment on microstructure and effect of hardening and tempering on mechanical properties. Experiments were done on Cu added steel and Cu free steel and their results were compared with each other.
KEY WORDS	Hardening, precipitation, tempering, solid solution

Poděkování

Chtěl bych poděkovat svému vedoucímu práce Dr. Ing. Zbyšku Novému a konzultantce Ing. Daniele Hauserové a Ph.D. a Ing. Janu Palánovi za pomoc, strávený čas a cenné rady při tvorbě této bakalářské práce.

Mé poděkování patří i celému kolektivu firmy COMTES FHT a.s., kteří mi byli nápomocni a ochotně poskytovali informace a přístup k jednotlivým strojům a zařízením. Tato práce byla vytvořena v rámci projektu Rozvoj Západočeského materiálově metalurgického centra NPU, reg. č. LO1412, financováno z MŠMT ČR.

Obsah

1	Úvod.....	9
2	Pružinové oceli.....	9
3	Zušlechťování ocelí.....	10
3.1	Kalení	10
3.2	Rozpad austenitu	11
3.3	Martenzitická přeměna	13
3.4	Ochlazování.....	13
3.5	Voda	16
3.6	Olej	16
3.7	Vzduch.....	17
3.8	Popouštění	17
4	Precipitační vytvrzování.....	19
4.1	Sled operací při precipitačním vytvrzování.....	19
4.1.1	Rozpouštěcí žihání	19
4.1.2	Ochlazení.....	19
4.1.3	Precipitace	20
5	Měď v ocelích	22
5.1	Účinky mědi na ocel	23
5.2	Tepelné zpracování ocelí s mědí	25
5.3	Použití ocelí s mědí	27
6	Experimentální část.....	28
6.1	Úvod	28
6.2	Experimentální materiál	28
6.3	Tváření.....	29
6.3.1	Stanovení vhodné tvářecí teploty	29
6.3.2	Výroba polotovarů vzorků pro tepelné zpracování	30
6.4	Tepelné zpracování oceli	32
6.4.1	Kalení	32
6.4.2	Popouštění/precipitace Cu.....	33
6.5	Metalografická analýza	33
6.6	Měření mechanických vlastností	37

6.6.1	Tvrdość	37
6.6.2	Tahové zkoušky	39
7	Diskuze.....	45
8	Závěr	47
9	Bibliografie	48

Přehled použitých zkratk a symbolů

R_m	mez pevnosti [MPa]
$R_{p0,2}$	smluvní mez kluzu [MPa]
A_g	plastické prodloužení měřené extenzometrem při maximálním zatížení [%]
A_5	tažnost materiálu [%]
L_0	počáteční měřená délka vzorku pro zkoušku tahem [mm]
L_u	konečná délka po přetržení vzorku pro zkoušku tahem [mm]
L_c	celková délka těla vzorku pro zkoušku tahem [mm]
E	modul pružnosti v tahu [GPa]
Z	kontrakce [%]
HV30	tvrdost dle Vickerse provedená při zatížení 98N, působícím po dobu 30s
BCC	krystalová mřížka krychlová prostorově středěná
FCC	krystalová mřížka krychlová plošně středěná
IRA	diagram izotermického rozpadu austenitu
ARA	diagram anizotermického rozpadu austenitu
CCT	continuous cooling transformation - ARA
TTT	time temperature transformation – IRA
A_{c1}	teplota začátku tvorby austenitu [°C]
A_{c3}	teplota konce přeměny feritu na austenit [°C]
A_{cm}	teplota konce přeměny cementitu
GP	Guinier - Prestonovy zóny
GP_I	Guinier - Prestonovy zóny o stejné krystalové mřížce jako základní matrice
GP_{II}	Guinier - Prestonovy zóny o jiné krystalové mřížce než je základní matrice
A	austenit
A_{STAB}	austenit stabilní
A_N	austenit nestabilní
A_z	austenit zbytkový
M	martenzit
M_s	teplota martenzit start [°C]
P_s	teplota perlit start [°C]

P_f	teplota perlit finish [°C]
B_s	teplota bainit start [°C]
B_f	teplota bainit finish [°C]
HSLA	mikrolegované ocely, High-strength low-alloy steel
SEM	skenovací elektronová mikroskopie
TEM	transmisivní elektronová mikroskopie

1 Úvod

V současné době se stále zvyšují nároky na snižování hmotnosti konstrukcí a na dosažení vhodných mechanických vlastností. Je snaha snižovat energetickou náročnost výroby. V tepelném zpracování se jedná především o úspory času v peci a snižování teplot v průběhu zpracování. Proto je potřeba vývoje nových materiálů a optimalizaci tepelného zpracování. V automobilovém průmyslu se především klade důraz na vysoké hodnoty meze pevnosti a kluzu při zachování dostatečné tažnosti a tvařitelnosti.

Zaměříme-li se na pevnost, jednu z hlavních vlastností materiálu, existuje více způsobů jak ji zvýšit. Například deformační zpevnění, zpevnění tuhého roztoku (substituční, či intersticiální prvky), zpevnění hranicemi zrn, precipitační zpevnění a zpevnění disperzní [1].

V rámci bakalářské práce byl studován vliv precipitace mědi u nízkouhlíkové pružinové oceli. Měď vykazuje velice nízkou rozpustnost v tuhém stavu a obecně je považována za škodlivý prvek, především při tváření za tepla může docházet k možnému oslabení hranic zrn. Při vhodném zpracování lze však využít možnost precipitačního vytvrzení, kdy rychlým ochlazením a následným rozpadem přesyceného tuhého roztoku dojde k vyloučení jemných precipitátů čisté mědi. Tento efekt vede k následnému zvýšení mechanických vlastností. Vzhledem k výskytu mědi v kovovém šrotu je možné tento efekt využít bez výrazných nákladů na legování.

Bakalářská práce porovnává vliv obsahu mědi přítomné v pružinové oceli 42SiCr a hledá optimální tepelné zpracování, které povede ke zvýšení mechanických vlastností. Vliv mědi byl studován na základě porovnání dvou ocelí, které se liší pouze obsahem mědi, v oceli legované mědí je tohoto prvku 1,5 hm. %.

2 Pružinové oceli

Pružina je strojní součást, která se vlivem působení síly elasticky deformuje. Deformace pružiny se využívá k vyvození síly či momentu nebo k uchování mechanické energie. Naopak deformací pružiny můžeme pohltit přebytečnou energii v podobě síly, momentu, nárazu a vibrací. Využívá se u rozběhových spojek, tlumicích závěsů a narážek [2].

Pružiny patří mezi součásti, které jsou velice namáhané jak staticky tak i dynamicky. U materiálu pružin je požadován vysoký rozsah elastické deformace. Tato vlastnost je dána vysokou mezí kluzu a pevností. Materiál by měl mít i určité procento tažnosti, aby nedocházelo při překročení meze kluzu (vlivem poruchy stroje) ihned k porušení pružiny. Většina pružin bývá namáhána nepravidelně a vysokým počtem cyklů. Materiál tedy musí dosahovat velké meze únavy. Na dokonalost povrchu pružin jsou kladeny značné nároky. Jakýkoli vrub, ostrý přechod zvyšují riziko vzniku únavové trhliny, která vede k porušení materiálu [2] [3] [4].

Nejvíce používaným materiálem pro pružiny jsou uhlíkové a legované oceli. Pro méně namáhané pružiny se používají uhlíkové oceli třídy 12. Z legovaných ocelí se nejčastěji používají oceli manganové, křemíkové a chrom-vanadové, manganochromové a křemíko-chromové [3] [4].

3 Zušlechťování ocelí

Zušlechťování provádíme za účelem dosažení výhodnějších mechanických vlastností, zejména vysoké meze kluzu, pevnosti a odolnosti proti únavě při vysoké houževnatosti. Zušlechťování je tepelný proces skládající se z kalení na martenzitickou nebo bainitickou strukturu a následného popuštění. Zušlechťování se provádí u namáhaných strojních součástí z konstrukčních ocelí [1] [4] [5].

3.1 Kalení

Cílem kalení je dosáhnout martenzitické, někdy i bainitické struktury pro dosažení vysoké tvrdosti, pevnosti a ořezavzdornosti. Bainit oproti martenzitu dosahuje menších pevností, ale je houževnatější. Proces kalení se skládá z ohřevu na kalicí teplotu, teplotní výdrže a rychlého ochlazení [5].

Ohřev materiálu se ve většině případů provádí nad teplotu překrytalizace materiálu. U ocelí je tedy nad teplotou austenitizace. Její překročení má na jedné straně zajistit homogenní austenitickou strukturu, na druhé straně by teplota materiálu neměla stoupnout nad teplotu austenitické přeměny o příliš vysokou hodnotu, aby nedošlo ke zhrubnutí zrna austenitu [3] [4] [5].

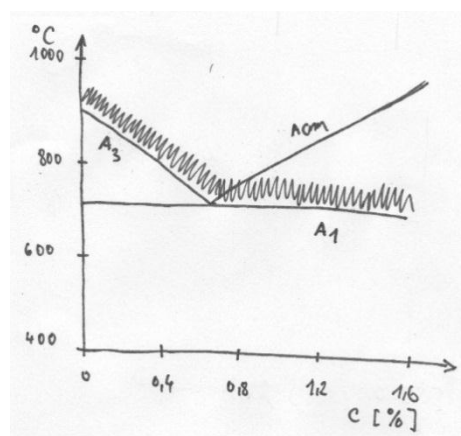
Výdrž na teplotě docílíme překrytalizaci a její dobou ovlivníme rozsah transformace a velikost překrytalizovaných zrn [4].

Rychlým ochlazením se snažíme zamezit zpětné přeměně, která by proběhla při pomalém chladnutí. Tím dostaneme místo rovnovážného stavu struktury nerovnovážnou nebo částečně nerovnovážnou. Čím větší bude rychlost ochlazování, tím bude více transformace potlačena. Oceli, u kterých nenastává překrytalizace jsou nekalitelné, například austenitické a feritické [1] [6].

Kalicí teplota je závislá na obsahu uhlíku a legujících prvků v oceli **Obr. 1**. U podeutektoidní oceli se kalení provádí z teplot 30 až 50°C nad teplotou A_{c3} , oblast stabilního austenitu. U nadeutektoidních z teplota 30 až 50°C nad teplotou A_{c1} , oblast stabilního austenitu a cementitu [5].

Zakalením podeutektoidních ocelí vzniká struktura jemného tetragonálního martenzitu s malým množstvím zbytkového austenitu. V zakalené struktuře nadeutektoidní oceli je kromě tetragonálního martenzitu a zbytkového austenitu nerozpuštěný cementit. Nerozpuštěný cementit je pro zakalenou strukturu velice výhodný, pokud nedojde k jeho vyloučením po hranicích zrn, zvýší se tvrdost výsledné struktury [4].

Samotná zakalená struktura je křehká a prudkým ochlazením dochází k vnitřnímu pnutí. V technické praxi je tento stav většinou nepoužitelný. Po kalení téměř vždy



Obr. 1 Kalicí teploty [12]

následuje proces popuštění, při kterém se odstraní vnitřní pnutí a dojde ke zvýšení houževnatosti. [1] [5] [4].

3.2 Rozpad austenitu

Rychlým ochlazením stabilního austenitu (interstetického roztoku uhlíku v železe γ) vzniká austenit nestabilní, který se dříve nebo později rozpadne na jiné struktury. Doba, potřebná k tomu, aby se nestabilní austenit začal rozpadat na jinou strukturu, se nazývá inkubační doba **Obr. 2**. Tato doba je závislá na chemickém složení oceli a na teplotě začátku přeměny. Inkubační doba se může pohybovat od několika desetin sekundy u uhlíkových ocelí až po několik desítek minut u vysoko legovaných ocelí. Rozpad austenitu může probíhat při konstantní nebo klesající teplotě [4] [7] [5].

Izotermický rozpad austenitu:

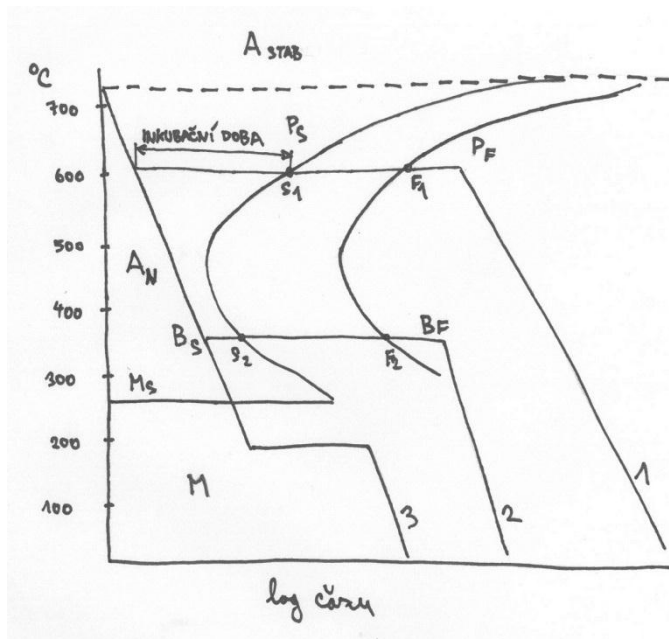
Po rychlém ochlazení z teploty oblasti stabilního austenitu na teplotu pod A_1 **Obr. 2**, se stabilní austenit přemění na austenit nestabilní. Po uplynutí inkubační doby se při konstantní teplotě, izotermicky, začne nestabilní austenit rozpadat na jinou strukturu bod S_1 . Rozpad austenitu je po určité době u

končen, což v diagramu znázorňuje bod F_1 (S – starting, F – finishing). Za bodem F_1 (ukončením rozpadu) může ochlazení na teplotu okolí nově vzniklých struktur proběhnout libovolně, nově vzniklé struktury se dalším ochlazováním nemění.

Takový to ochlazovací průběh odpovídá ochlazování malých nebo tenkých předmětů, kdy ochlazení austenitu na teplotu kalicího prostředí proběhne velice rychle, teoreticky okamžitě. Rozpad austenitu pak probíhá při konstantní teplotě (teplotě kalicího prostředí). Nejkratší inkubační doba prochází nosem počátku křivky rozpadu austenitu [5] [7].

Rozpad se zobrazuje v diagramech izotermického rozpadu austenitu zkráceně IRA diagramu **Obr. 2**. V anglickém jazyce jako Time Temperature Transformation zkráceně TTT diagram. Svislá osa diagramu znázorňuje teplotu a vodorovná čas. Pro lepší přehlednost v oblasti krátkých časů se čas vynáší v logaritmickém měřítku [5].

Při teplotách přeměny vyšších než je teplota nosu křivky, budou vznikat žihací perlitické struktury (křivka 1), při nižších teplotách pak struktury kalicí (křivky 2 a 3).

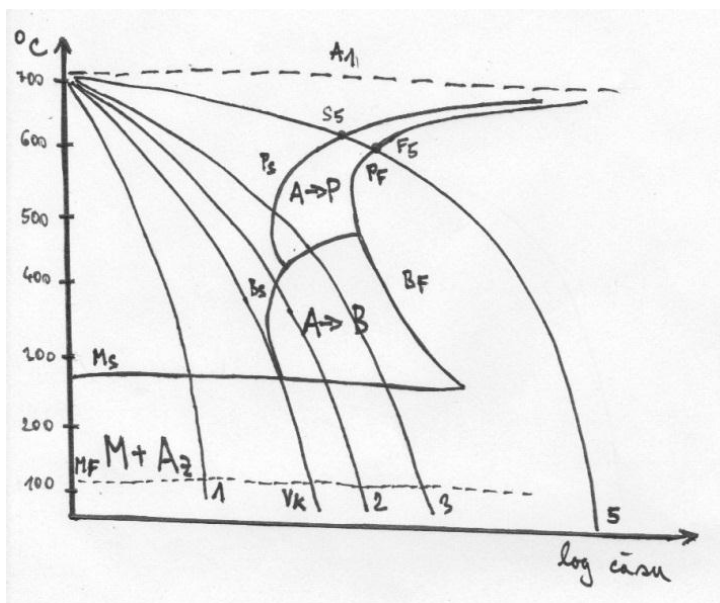


Obr. 2 IRA diagram [5]

Kalicí struktury se dělí na struktury vzniklé mezi teplotou nosu a teplotou M_s , struktury bainitické (křivka 2) a struktury vzniklé pod teplotou M_s , martenzitické (křivka 3) [5].

Anizotermický rozpad austenitu:

Při rychlém ochlazení určitou rychlostí z teploty oblasti stabilního austenitu na teplotu pod A_1 , **Obr. 3**, se při rychle klesající teplotě, tedy anizotermicky, stabilní austenit přemění na nestabilní a po uplynutí inkubační doby se začne nestabilní austenit rozpadat na jinou strukturu bod S_1 . Rozpad austenitu je po určité době ukončen, což v diagramu znázorňuje bod F_5 (S – starting, F – finishing). Za bodem F_5 (ukončením rozpadu) může ochlazení na teplotu okolí nově vzniklých struktur proběhnout libovolně, nově vzniklé struktury se dalším ochlazováním nemění [1] [4] [5].



Obr. 3 ARA diagram [5]

Tento způsob ochlazování odpovídá ochlazování velkých předmětů o velkých průřezích, kdy ochlazení austenitu na teplotu kalicího prostředí proběhne určitou rychlostí. Rychlost ochlazování závisí na vzdálenosti od povrchu a rozdílu teplot. Rychlost ochlazování není v celém průřezu stejná, rychlost ve středu je nejmenší naopak na povrchu největší [1] [5] [8].

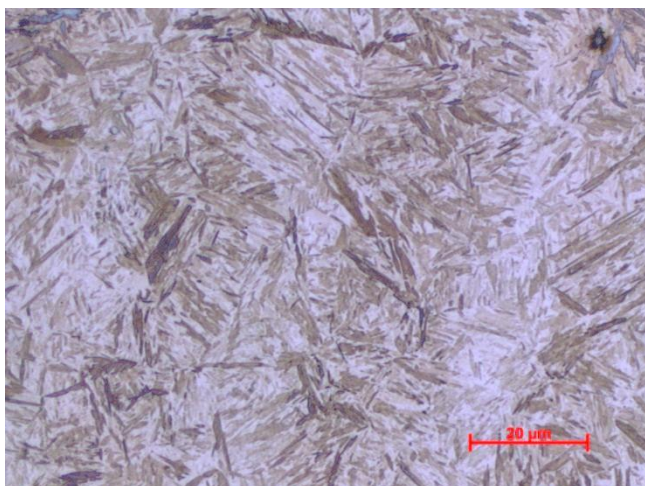
Rozpad se zobrazuje v diagramech anizotermického rozpadu austenitu zkráceně ARA diagramu. V anglickém jazyce jako Continuous Cooling Transformation zkráceně CCT diagram [5].

Důležitou ochlazovací rychlostí je kritická rychlost ochlazování v_k . Je to nejnižší ochlazovací rychlost, při které se vytvoří čistě martenzitická struktura. Její průběh se dotýká křivky počátku přeměny v oblasti nosu. Je-li v diagramu více transformačních křivek, dotýká se ochlazovací křivka nosu s nejkratší inkubační dobou. Všechny rychlosti menší, než je rychlost kritická (podkritické) vedou ke vzniku žíhacích struktur, křivky 2, 3 a 5. Rychlosti větší než rychlost kritická (nadkritické) nemají na výslednou martenzitickou strukturu téměř žádný vliv, jen se zvyšuje vnitřní pnutí v materiálu, křivka 1. Jestliže ochlazovací křivka neprotne izotermu M_s , k martenzitické přeměně nedojde [5] [1].

3.3 Martenzitická přeměna

Ochlazením rychlostí větší než je v_k , pod teplotu M_s , je difúze substitučních i intersticiálních prvků potlačena. Přeměna austenitu probíhá bezdifúzně. Struktury, které vznikly při teplotě ještě nad M_s , proběhly díky difúzi. Rychlost přeměny austenitu se blíží rychlosti šíření zvuku v oceli, cca 5km/s. Bezdifúzní přeměnou je zamezen jakýkoli přesun uhlíku v prostoru mřížky, přebytek uhlíku se nestihne vyloučit, proto má martenzit stejný obsah uhlíku jako měl výchozí austenit. Vzniká martenzit, přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α , který se označuje jako α' , **Obr. 4** [1] [5].

Mřížka martenzitu, tetragonální plošně centrovaná, má méně prostoru pro atomy uhlíku, než výchozího austenitu, s mřížkou kubickou plošně centrovanou. Dojde ke zdeformování, tetragonalitu původní kubické mřížky austenitu a silnému vnitřní pnutí. Tetragonalita je poměr mřížkových parametrů a/c . Velikosti obou parametrů tetragonální mřížky a , c jsou závislé na obsahu C v oceli. S rostoucím obsahem uhlíku roste i tetragonalita. Celý tento mechanismus se projeví zvýšením tvrdosti a pevnosti, ale také křehkosti struktury [1] [5].



Obr. 4 Martenzitická struktura

3.4 Ochlazování

Vložení kalené součásti do kalicího prostředí se prudce sníží teplota povrchu, vznikne teplotní spád mezi povrchem a středem součásti. Přestože oceli mají dobrou tepelnou vodivost, je střed součásti ochlazován pomaleji než jeho povrch. Se zmenšujícím se rozdílem teplot středu a povrchu součásti se zpomaluje rychlost chladnutí. Jako ideální kalení se označuje ochlazování, kdy povrch ochlazovaného předmětu dosahuje stejné teploty prostředí v okamžiku, kdy je do něj vložen. Naproti tomu příliš velká rychlost ochlazování je nežádoucí, způsobuje velké teplotní rozdíly mezi středem a povrchem součásti, vlivem tepelné roztažnosti dochází k velkému vnitřnímu pnutí. Tyto pnutí mohou způsobit deformaci součásti. Překročí-li velikost vnitřních pnutí mez pevnosti, mohou vznikat trhliny, v horším případě dojde k porušení celé součásti [1] [4] [5].

Velký vliv na rychlost a její průběh má velikost kalené součásti. Součást o hmotnosti v rádech desítek kilogramů se bude ochlazovat mnohem rychleji než součást o hmotnosti několika tun [4].

Kromě velikosti, má na ochlazování zásadní vliv tvarová složitost a kvalita povrchu. Povrch se často dává do poměru k objemu kalené součásti. Můžeme mít dvě stejně objemné (hmotné) součásti, ale s naprosto odlišnou plochou povrchu. Například součást tvaru koule má mnohem menší povrch než součást tvaru desky o stejné hmotnosti. Deska se bude ochlazovat větší rychlostí než koule, protože má větší plochu povrchu. Dále platí, že členitější a tvarově složitější povrchy těles jako jsou žebra, výztuhy, výstupky, dutiny přispívají k rychlejšímu ochlazování [3] [4].

Kvalita a stav povrchu, zbytky solí, oxidické vrstvy, drsnost povrchu, okuje, zbytky nátěrů atd. mohou také výrazně ovlivnit průběh ochlazování [4].

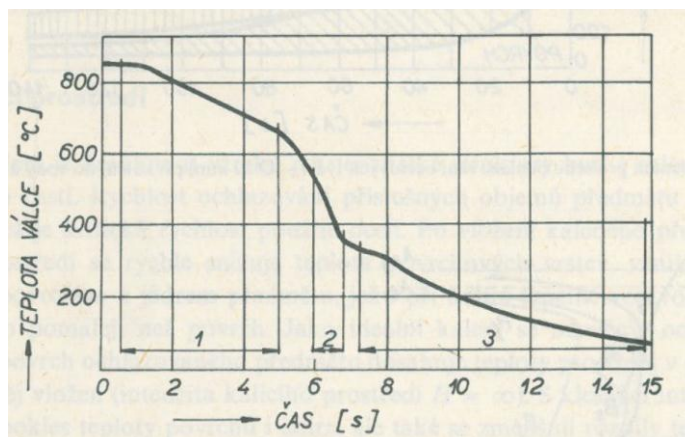
Na základě druhu oceli, požadované konečné struktury, velikosti a tvaru kalené součásti se volí kalicí prostředí. Rozdíly v kalicích prostředích nejsou jen v rychlosti ochlazování, ale také v rozdílném průběhu rychlosti ochlazování. Jsou prostředí, která odebírají teplo nejvíce na počátku ochlazování, jiná uprostřed nebo ke konci ochlazování. Toho lze například dosáhnout použitím prostředí, které v průběhu ochlazování změní skupenství, dojde k chemické reakci nebo fázové přeměně. Z ARA diagramů je jasné, že rozdílný průběh rychlosti ochlazování bude mít zásadní vliv na výslednou strukturu po zakalení materiálu. Naproti tomu jednoduché průběhy ochlazování mají prostředí, které v průběhu kalení nemění skupenství, např. plynné prostředí (vzduch a dusík) [4] [5] [9].

Výměna tepla se může uskutečnit prouděním prostředí, zářením a vedením tepla. Prouděním kalicí lázně, lze velice účinně zvětšit rychlost ochlazování několika způsoby. Vhodnou polohou umístění kalené součásti v kalicí lázni. Postavíme-li součást ve tvaru desky na výšku, bude přirozené proudění lázně mnohem intenzivnější, než v poloze vodorovné. Zajištěním nuceného proudění kalicí lázně. Nejjednodušší způsob nuceného proudění je pohybováním kalenou součástí. Nucené proudění lze také vyvolat použitím cirkulačního čerpadla, nebo jde-li o plynné médium, ventilátorem [3] [4].

Nucené proudění pomocí cirkulačního čerpadla nebo pohybem součásti je zvláště důležité u předmětů, které jsou tvarově složité. Jedná se především o malé dutiny, dlouhé otvory, složitější soustavy žeber a výztuh. V takových místech často dochází k přehřátí kalicího média nad teplotu jeho varu a tím dochází k menšímu prokalení a k vzniku vnitřních pnutí [4].

Jako nejčastější kalicí médium se používá voda, olej a vodní roztoky polymerů. Méně běžné je pak kalení vodní sprchou, proudícím plynem nebo na vzduchu. U kapalných médií typu roztoků může být křivka ochlazovací rychlosti dosti proměnná, což je v některých případech způsobeno odpařováním média, a tím se koncentrace roztoku a ochlazovací účinek mění. Průběh ochlazování můžeme rozdělit na tři fáze **Obr. 5** [4] [1].

- V 1. fázi, hned po vložení kalené součásti do lázně, kdy má součást nejvyšší teplotu, se vytvoří kolem součásti stabilní parní polštář. Ochlazování se zpomalí.
- Ve 2. fázi se teplota kalené součásti snížila a její povrch se začal částečně smáčet přímo s kalicím prostředím. Nastává intenzivní var. Dosáhne-li součást na povrchu kritické teploty, teplota závisí na druhu kalicího prostředí, se parní polštář začíná stávat nestabilním. Kalicí lázeň začne smáčet celý povrch součásti a rychlost ochlazování se zvýší. V této fázi se stále tvoří malé bublinky páry, které stoupají k povrchu a tím výrazně podpoří proudění lázně. Teplo se nyní z velké části odvádí kalicím médiem.
- Ve 3. Fázi se teplota povrchu pohybuje kolem bodu varu lázně, bublinky páry začínají ustávat. Odvod tepla se uskutečňuje převážně vedením. Rychlost ochlazování není už tak velká. Ochlazovací rychlost závisí na rozdílu teplot povrchu součásti a kalicí lázně. Cirkulaci lázně můžeme ještě průběh ochlazování zásadně ovlivnit [4].



Obr. 5 Tři fáze ochlazování ve vodě o 58°C [4]

Průběh ochlazování součásti není v celém průřezu stejný. Jádro kalené součásti se bude ochlazovat s naprosto jiným průběhem než povrch součásti. Tyto rozdíly se zvětšují s narůstající tloušťkou součásti. Hned po vložení nahřáté součásti do kalicí lázně se jeho povrch velkou rychlostí ochladí, ale ve středu součásti se teplota změní jen málo. Klesne-li výrazně teplota povrchu součásti, zmenší se i rozdíl teplot mezi povrchem a prostředím, rychlost ochlazování povrchu se výrazně sníží. Naproti tomu se vytvoří velký teplotní rozdíl mezi středem součásti a jejím povrchem, rychlost ochlazování středu se značně zvýší [4] [8].

Ochlazovací účinek kalicích prostředí je závislý na tepelné vodivosti, viskozitě, měrném a výparném teple. Ohlazování můžou výrazně ovlivnit různé nečistoty a množství rozpuštěných plynů, které pak vytváří okolo kalené součásti parní polštář. Rozpuštěné soli v lázni jsou velice nežádoucí, mají snahu vytvářet na povrchu kalené součásti izolační vrstvu, která zhoršuje tepelnou vodivost. Vytváření parního polštáře a tvorbu izolační vrstvy můžeme potlačit pohybáním součásti v kalicím prostředí [1] [3] [5].

3.5 Voda

Voda je jedním z nejběžnějších a nejlevnějších kalicích prostředí. Má vysokou kalici účinnost, díky poměrně vysoké hodnoty měrného a výparného tepla. Tepelná vodivost je také poměrně velká. Při kalení se vytváří kolem součásti parní polštář, který je nutno neustále rozrušovat pohybováním součásti v lázni [3] [4].

Nejvyšší ochlazovací účinek vody je v oblasti perlitické přeměny, což je velice žádoucí. V oblasti martenzitické přeměny je ochlazovací účinnost naopak stále ještě nepříznivě vysoká. Velkou nevýhodou vodních lázní je velký vliv ochlazovacího účinku na její teplotě. Se zvyšující se teplotou vody je parní polštář stabilnější a rychlost ochlazování prudce klesá. Zajištěním cirkulace vody nebo pohybem součásti můžeme chladicí účinek výrazně podpořit. U složitějších součástí, při zhoršené cirkulaci může dojít vlivem přehřátí vody k nestejnomyernému prokalení a nebezpečnému vnitřnímu pnutí [4].

Průběh ochlazovacího účinku vodní lázně můžeme upravovat přidáním některých přísad. Tím lze docílit zvýšení teploty varu a zvýšení ochlazovacího účinku. Lze tedy ochlazovací účinek v průběhu kalení částečně řídit. Přidáním některých přísad může mít vliv i na zlepšení povrchu okují [4] [5].

3.6 Olej

Oproti vodní lázni je ochlazovací rychlost oleje výrazně menší. Olejová lázeň ochlazuje 3-4x pomaleji v oblasti perlitické přeměny a skoro 10x pomaleji v oblasti martenzitické. Pomalejší průběh martenzitické přeměny je velice příznivý, vznikají výrazně menší pnutí v součásti oproti vodní lázni. Do oleje je vhodné kalit drobné součásti z uhlíkové oceli s příhodným poměrem objemu k ploše povrchu. Na rozdíl od vody se ochlazovací účinek v závislosti na teplotě kalicích lázně oleje výrazně nemění. Ke kalení lze použít oleje syntetické, minerální, ale i oleje organického původu. Olej pro kalení by měl mít vysoký bod vzplanutí, a během kalení by se z něj nemělo odpařovat příliš velké množství plynů pro bezpečnost práce. Stejně jako u vody dochází i u oleje při určité teplotě k varu a vytvoření parního polštáře. Je nutné zajistit dobrou cirkulaci lázně nebo pohyb součásti v lázni [1] [4].

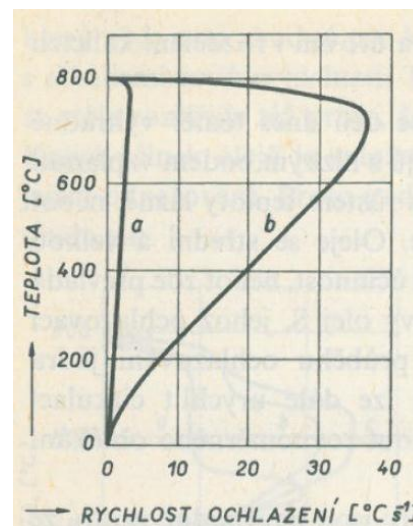
Ochlazovací účinnost olejových lázní závisí na složení oleje, na jeho viskozitě a bodu vzplanutí. Olej s velkou viskozitou je nevhodný, dochází k nedokonalé a velmi pomalé cirkulaci oleje. Pro zvýšení viskozity se obvykle olejová lázeň předehřeje na teplotu 30-70°C. Každá olejová lázeň by měla mít záklopné víko pro případ vznícení oleje, nebo jiný protipožární systém. Olej nesmí obsahovat vodu a pevné částice jako kousky okují a karbonu. Vodu lze snadno odstranit vyvařením, pevné částice pravidelnou filtrací. Po určité době používání je potřeba olej obměnit. Olejové lázně jsou oproti vodním cenově nákladnější a vyžadují větší údržbu [4].

3.7 Vzduch

Vzduch je nejmírnější kalicí prostředí, díky malé měrné tepelné kapacitě. Ochlazovací účinek závisí na velikosti kalené součásti, především na poměru její ploše povrchu k objemu. Ochlazování má plynulý průběh na rozdíl od olejové a vodní lázně. Velkou výhodou je možnost plynulé regulace ochlazování v průběhu kalení pomocí nuceného proudění a regulací počáteční teploty vzduchu, Chyba! Nenalezen zdroj odkazů.. Nucené chlazení lze velice snadno zajistit pomocí ventilátorů a dmychadel, kterými lze v průběhu kalení rychlost proudění libovolně měnit. Použitím přehřívacích zařízení je možné měnit i počáteční teplotu proudícího vzduchu [3] [4].

Další možností regulace ochlazovacího účinku je vytvořením vodní mlhy, nebo aerosolu vody se vzduchem. Díky této metodě je možno téměř okamžitě měnit ochlazovací účinnost prostředí velikostí koncentrace vody ve vzduchu. Dopadající kapičky vody se na povrchu ihned odpařují a tím odebírají kalené součásti teplo. Je zajištěno i rovnoměrnější ochlazování. Použitím vodní mlhy můžeme dosáhnout větších rychlostí ochlazování než v oleji.

Kalení vzduchem patří mezi nejlevnější metody kalení a snadno se ve výrobě automatizuje [4].



Obr. 6 Rychlost ochlazování ve vzduchové lázni: a – klidný vzduch, b – rychle proudící vzduch [4]

3.8 Popouštění

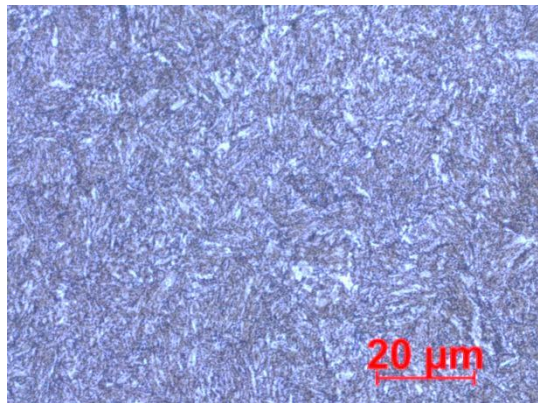
Samotný martenzit je velice pevný a tvrdý, ale zároveň křehký. Struktura martenzitu po kalení se nachází v metastabilním stavu, z kterého se přirozeně snaží dostat do stavu stabilního. Pro snížení této křehkosti (zvýšení houževnatosti), zvýšení stability struktury a zlepšení celkových mechanických vlastností se téměř vždy po martenziticém kalení provádí popouštění [4] [5] [10].

Proces popouštění spočívá v ohřevu na teplotu pod A_{c1} . Rozlišujeme dva základní způsoby popouštění, nízkoteplotní a vysokoteplotní. Nízko teplotní a vysoko teplotní popouštění lze ještě rozdělit na 4 fáze [5].

Nízkoteplotní popouštění:

Hlavním úkolem tohoto zpracování je odstranění vnitřního pnutí ve struktuře a navýšení houževnatosti, při snaze zachovat co největší tvrdost a pevnost [5].

1.fáze: První fází je ohřev v rozmezí teplot 80 – 200°C. Jelikož je martenzit přesycený tuhý roztok α' uhlíku v železe α , vlivem zvýšené teploty popouštění se přesycený tuhý roztok začne rozpadat. Zároveň se začne vylučovat uhlík z tetragonální mřížky martenzitu, tetragonalita martenzitu se tím snižuje. Mřížka tetragonálního martenzitu postupně přechází na mřížku nízkouhlíkového kubického martenzitu (BCC). Vyloučený C vytváří karbidické fáze $Fe_{2,4}C$, které se nazývají ϵ -karbidy. ϵ -karbidy se vylučují v podobě tenkých destiček o tloušťce jen několika atomových rovin. Tato karbidická fáze odebírá uhlík jen ze svého nejbližšího okolí a ve vzdálenějších místech zůstává původní koncentrace uhlíku tuhého roztoku α' . Vznikají dva různé tuhé roztoky s rozdílnou koncentrací C. Tvorbu ϵ -karbidů lze přirovnat počáteční fázi precipitace, kdy mřížka tetragonálního a nově vzniklého nízkouhlíkového kubického martenzitu zůstávají spolu koherentně spojeny, vznikají GP zóny. Vlivem napětí a deformace mezi přechody těchto dvou mřížek dojde ke koherentnímu zpevnění struktury. Díky tomuto jevu je při vzniku kubického nízkouhlíkového martenzitu spolu s ϵ -karbidem pokles tvrdosti malý [3] [4] [5].



Obr. 7 Martenzit po popouštění 600°C – 4h

Při delší výdrži na teplotě stávající vzniklé částice ϵ -karbidu již nerostou. Vlivem nízké teploty je difúze omezená a ϵ -karbid nedokáže odebírat uhlík ze vzdálenějších míst. Vznikají další nové částice ϵ -karbidů [5].

2.fáze: Ohřev na teplotu v rozmezí 200 – 300°C. V této fázi dále pokračuje vznik ϵ -karbidů. Souběžně začne probíhat rozpad zbytkového austenitu. Zbytkový austenit se díky difúzi rozpadne na kubický (popouštěný) martenzit a cementit. Vnitřní pnutí se stále snižuje [5].

Vysokoteplotní popouštění:

Popouštění při vyšších teplotách se provádí za účelem, získání sorbitické struktury, pro zlepšení houževnatosti při zachování velké meze kluzu a únavy.

3. fáze: Ohřev na teplotu v rozmezí 300 - 600°C. Z ϵ -karbidů se postupně stávají stabilní karbidy Fe_3C , které se postupně shlukují a oddělují od martenzitu. Obsah C v kubickém martenzitu klesá a postupně přechází na stabilní přesycený ferit α . Směs těchto dvou fází vytváří nelamelární strukturu zvanou sorbit. Tímto zpracováním se sníží tvrdost, vnitřní pnutí a dojde ke zvýšení houževnatosti.

4. fáze: Ohřev na teplotu 450°C – A_1 . Sorbit hrubne a při teplotách blízcí se teplotě A_1 začne vznikat globulární perlit. Zvyšuje se houževnatost a tvařitelnost materiálu, ale naproti tomu se snižuje pevnost a tvrdost.

4 Precipitační vytvrzování

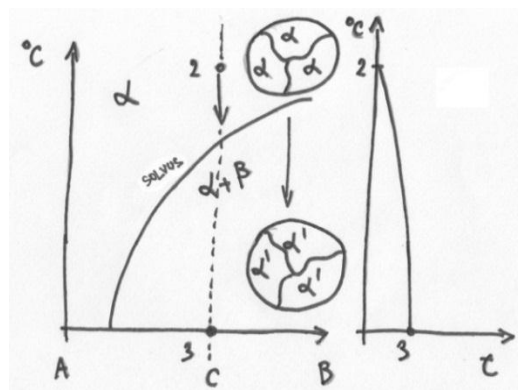
Precipitační vytvrzování nebo-li stárnutí, se provádí za účelem zpevnění materiálu a zlepšení jeho mechanických vlastností. Může být použito pro různé materiály jako například slitiny hliníku a mědi, hliníku – hořčíku a křemíku, železa a mědi. Nutnou podmínkou precipitace je dostatečná změna rozpustnosti v tuhém stavu. Samotné precipitační vytvrzení funguje na bázi vyloučení jemných částic v základní matici, jenž působí jako překážky pro pohyb dislokací [5] [7].

4.1 Sled operací při precipitačním vytvrzování

Sled operací probíhá v pořadí: rozpouštěcí žíhání, ochlazení a precipitace. Jednotlivé pochody jsou popsány níže.

4.1.1 Rozpouštěcí žíhání

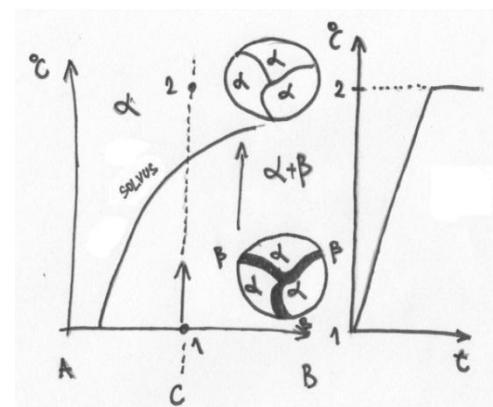
Slitina o požadovaném chemickém složení se ohřeje na teplotu nad křivku rozpustnosti **Obr. 9**. Složka B přísadového prvku se rozpustí ve slitině a vznikne jednofázový homogenní tuhý roztok α . Případně ještě proběhne rekrytalizace před předchozím mechanickým zpracováním [5] [7].



Obr. 8 Přejíhání [5]

4.1.2 Ochlazení

Rychlým ochlazením **Obr. 8** homogenního tuhého roztoku α se fáze β nestací z fáze α vyloučit. Ochlazená slitina se skládá z jednofázového homogenního tuhého přesyceného tuhého roztoku α' , který však obsahuje více složky přísadového prvku B (o množství, které by připadlo na fázi β), než by obsahovala tuhá fáze α při pomalém ochlazení. Takový to tuhý roztok není



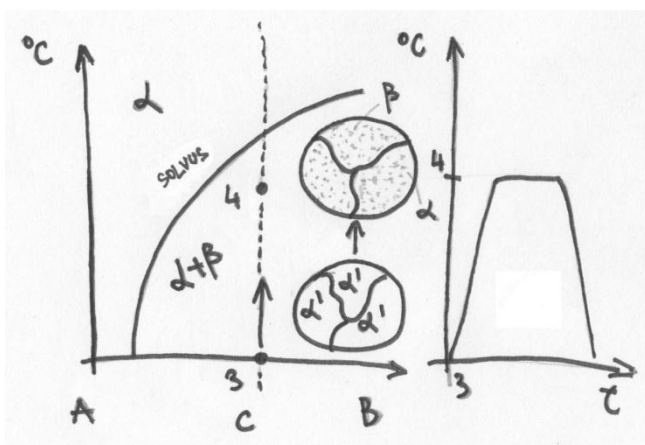
Obr. 9 Rozpouštěcí žíhání [5]

ve stabilním stavu. Čím rychleji bylo ochlazení provedeno, tím je přesycený roztok více obohacen na obsah složky přísadového prvku B [5] [7].

S rostoucím přesycením složkou přísadového prvku B roste i snaha přechodu do stabilního stavu. Kdyby po fázi ochlazení nebylo provedeno precipitační žíhání, resp. umělé stárnutí při zvýšené teplotě, mohlo by dojít k tzv. **přírozenému stárnutí**. Přechod do stabilního stavu může probíhat i při teplotě okolí za pomoci velmi malého difúzního pochodu. Přesycený tuhý roztok se velice pomalu rozpadá. Tomuto jevu se říká přírozené stárnutí materiálu. Přechod probíhá velice pomalu v řádech několika let až někdy stovek let, to závisí na druhu materiálu a teplotě okolí. Přechod do stabilního stavu lze podstatně urychlit zvýšením teploty. Zvýšená teplota součástí a tím i průběh stárnutí může být vyvozena již například provozním používáním, což je v praxi nepřijatelné. Pro zvýšení stability struktury materiálu se po ochlazení provádí proces precipitace [5] [7].

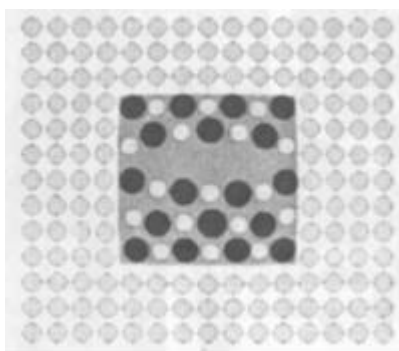
4.1.3 Precipitace

Ohřátím přesyceného tuhého roztoku na teplotu pod křivku rozpustnosti, **Obr. 10**, se začne roztok rozpadat. Tuhý roztok přestává být homogenní a vytváří se malé shluky atomů přísadového prvku B nebo sloučeniny přísadových prvků. Tomuto ději se říká nukleace, shluky atomů nazýváme Guinier - Prestonovy zóny (GP zóny). Shluky s vysokou koncentrací složky B, jsou destičkovitého tvaru o tloušťce jedné atomové vrstvy a ploše jen několik desítek atomových průměrů, označují se jako GP_I . Atomy složky B jsou v GP_I umístěny v uzlových bodech mřížky přesyceného tuhého roztoku α^1 . Většinou atomy složky B mají větší poloměr než základního prvku A a dochází k napínání a deformaci v zóně GP_I . Deformace ale není na tolik velká, aby způsobila porušení plynulosti atomových rovin v mřížce. Nevzniká tedy žádná hranice a můžeme prohlásit, že zóna GP_I je koherentní s okolní mřížkovou maticí **Obr. 11** [5].

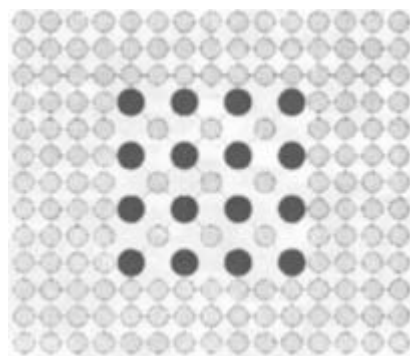


Obr. 10 Rozpad přesyceného tuhého roztoku [5]

Tyto zdeformované oblasti se zvýšeným napětím brání pohybu dislokací a tím se projevuje zvýšení pevnosti materiálu, dochází ke **koherentnímu zpevnění** materiálu. Napětí v GP zónách je dáno velikostí deformace základové mřížky, která závisí na velikosti poloměru atomů vylučující se fáze. S rostoucím napětím v GP zónách roste i koherentní zpevnění materiálu [5].



Obr. 11 Koherentní struktura precipitátů [5]

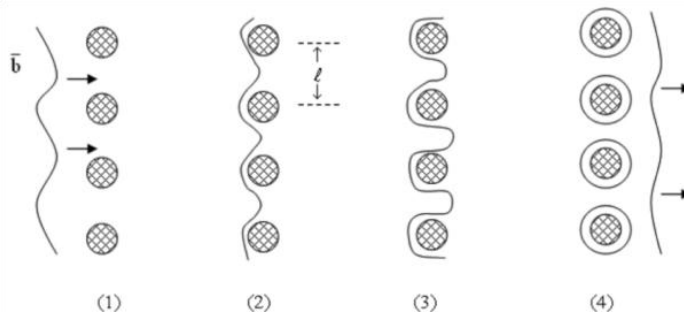


Obr. 12 Nekoherentní struktura precipitátů [5]

S postupujícím časem se zóny GP_I rozvíjejí a začínají vytvářet vlastní krystalovou mřížku odlišnou od tuhého roztoku α^1 a vznikají tak zóny GP_{II} . GP_{II} zóny jsou stále ještě koherentní vůči původní mřížce, ale napínání základní mřížky dále stoupá. S dalším zvýšením teploty nebo delší době řejdou zóny GP_{II} do přechodového stavu. V tomto okamžiku napětí v základní krystalové mřížce kolem zóny GP_{II} překročí mez kluzu, poruší se atomové vazby a obě mřížky se začínají od sebe oddělovat. Vzniká mezi nimi postupně mezifázová hranice. Mřížky se vůči sobě stávají nekoherentní. Vzniká přechodový precipitát jako samostatná krystalová fáze dané slitiny s vysokým obsahem složky B. Ve struktuře postupně se zvyšováním přechodových precipitátů dochází ke snížení pnutí v základní mřížce. Začíná vznikat velké množství jemných precipitátů, které vznikají po celé ploše zrn tuhého roztoku α^1 .

Nekoherentními precipitáty v materiálu brání pohybu dislokačním čarám, dochází k **disperznímu zpevnění**. Dislokační čáry jsou nuceny tyto precipitáty obejít. Velikost zpevnění je závislá na rozptýleném množství precipitátů a jejich velikosti. Čím jsou precipitáty jemnější a ve větším počtu, tím velikost zpevnění roste [5].

Pro docílení co největší pevnosti a zároveň zachování dobré houževnatosti materiálu se doporučuje co nejrychlejší ohřev a co nejkratší výdrž na vysoké teplotě s následným rychlým ochlazením na teplotu okolí. Tím nám vznikne velké množství jemných precipitátů v interiéru celého zrna. Dále bylo zjištěno, že tvářením za studena ještě před ohřevem zvýší počet dislokací, které fungují jako místa pro tvorbu precipitačních zárodků. Následná precipitace potom



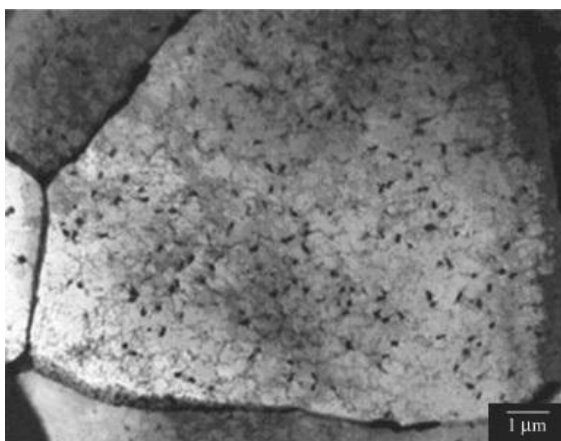
Obr. 13 Schéma zadržování dislokací – disperzní zpevnění [11]

probíhá v mnohem kratším čase [5] [1] [5].

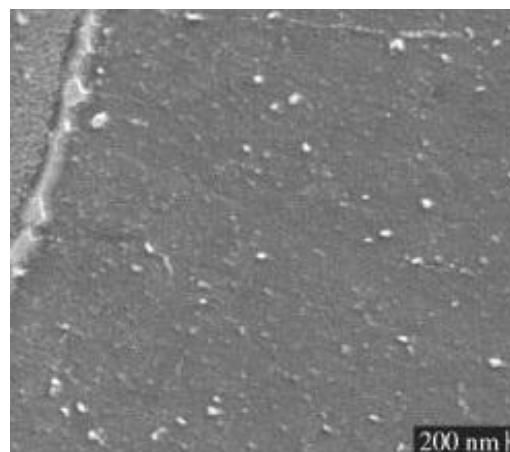
Při dalším navyšování teploty nebo prodlužováním teplotní výdrže se precipitáty stabilizují a začnou se zvětšovat. Budeme-li pokračovat dál, precipitáty se začnou shlukovat, a začne vznikat menší počet větších částic nové krystalické fáze β . Shlukování precipitátů pro mechanické vlastnosti materiálu již přestává být příznivé, dochází ke snižování tvrdosti a vrubové houževnatosti. Tato fáze precipitace se označuje jako **umělé stárnutí** materiálu [5] [6].

S dalším postupem se tuhý roztok α^1 začne více a více stabilizovat, sjednocené precipitáty mají snahu vytvářet velké shluky a dostávat se na hranice zrn. Zvyšuje se pevnost, zároveň klesá houževnatost, dochází ke křehnutí. Materiál začíná být **přestárnutý** [1] [5].

V poslední fázi dojde k úplnému vyloučení fáze β po hranicích zrn. Materiál přechází do stabilního stavu stejného jako při pomalém ochlazování [1] [5] [7].



Obr. 14 Nekoherentní struktura precipitátů TEM [12]



Obr. 15 Nekoherentní struktura SEM [12]

5 Měď v ocelích

Cu s atomovým č. 29 a atomovou hmotností 63,54, má hustotu 8,96 g / cm³. Teplota tání Cu je 1083 °C a teplota varu 2570 °C [13]

Výrobou oceli z kovového šrotu se do taveniny dostává mnoho žádoucích, ale i nežádoucích prvků. Velikost množství těchto vedlejších prvků závisí na složení železného šrotu. Každý železný šrot není dokonale rozříděn a může obsahovat různé drobné díly z jiných kovů a slitin. Dále složení taveniny mohou ovlivnit i povrchové úpravy jako pokovení (Cu, Sn, Cr, Ni...) a ochranné nátěry. Odstranění nežádoucích prvků znamená při výrobě oceli zvýšené výrobní náklady [14].

V současné době se začíná zjišťovat, že některé nežádoucí prvky by nemusely být nežádoucí díky vhodnému tepelnému zpracování oceli a nemusely by být z taveniny odstraňovány, takovým prvkem je například měď. Její škodlivý účinek je shledáván

především v tom, že zhoršuje houževnatost a svařitelnost, ovšem zejména v případech, kdy dochází k segregaci tohoto prvku na hranice zrn. Velký problém může vzniknout již při samotném tváření oceli za tepla. Vlivem oduhličení povrchu doprovázené okujením tvářené součásti vznikají místa obohacená o měď. Měď má snahu při tváření za tepla se z povrchu dostávat mezi hranice jednotlivých zrn a tím dochází k tvorbě povrchových trhlin [13] [15].

Pokud se segregaci při metalurgickém procesu podaří zabránit, nepříznivé účinky mědi se neprojeví a naopak může mít tento prvek kladný vliv [13].

Již v roce 1916 se začalo experimentovat s přidáváním Cu do konstrukčních ocelí za účelem zlepšení mechanických vlastností a odolnosti vůči atmosférické korozi. V období 1933 až 1935 se uskutečnilo první komerční využití ocelí s přísadou Cu, které odolávaly atmosférické korozi [13].

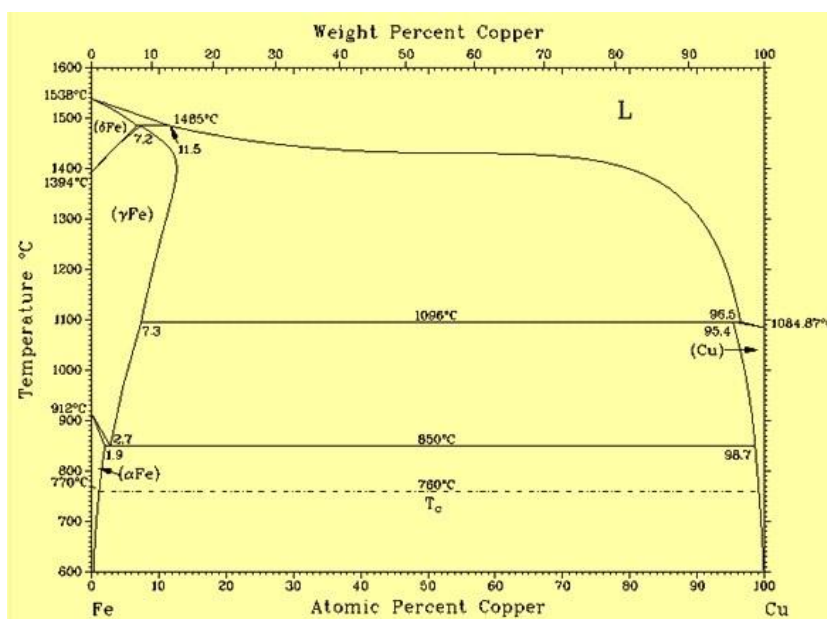
Měď může být do ocelí přidávána v řízeném množství formou čistých ingotů nebo v neřízeném množství obsažená v železném šrotu. Také šrot elektrických motorů je často používán jako zdroj Cu v průběhu výroby oceli, z pravidla obsahuje 10-15 % Cu. Nadbytek mědi v tavenině oceli lze odstranit nejjednodušeji například tzv. ředěním taveniny, jinými způsoby je měď z oceli v podstatě neodstranitelná [14].

5.1 Účinky mědi na ocel

Schopnost oceli s Cu odolávat atmosférické korozi není tím hlavním důvodem, který dnes dává podnět pro vývoj těchto ocelí. Až do nedávna nebylo zcela zřejmé, že precipitace může výrazně přispět ke zlepšení mechanických vlastností oceli [13].

Měď s uhlíkem nereaguje, jsou v podstatě nemísitelné. Veškerá Cu obsažená v nízkouhlíkové oceli se rozpustí nebo vyloučí ve feritu, výsledkem je mírný vytvrzující efektu [13].

Podle fázového diagramu Fe-Cu **Obr. 16** má Cu relativně vysokou rozpustnost v austenitu, ale je téměř nerozpustná ve feritu. Maximální rozpustnost Cu v austenitu je 2,3 % při 850 °C a okolo 10 % při teplotě 1450°C. Ve feritu Cu vykazuje zpětnou rozpustnost okolo 0,35 % při nízkých teplotách [13].



Obr. 16 Diagram Fe-Cu [13]

Vlivem oxidace při zvýšených teplotách dochází ke zvýšení obsahu mědi v oblasti povrchu nad úroveň její rozpustnosti v austenitu, což vede k jejímu vyloučení po hranicích zrn. To způsobuje oslabení hranic zrn a při následném tváření za tepla dochází k vzniku trhlin na povrchu. Tento jev se projevuje už při obsahu nad 0,2 % Cu. Rozsah oxidace povrchu roste se zvyšujícím se obsahem Cu a C, a s nárůstem času ohřevu a teploty [5] [13].

Pro tento dobře známý problém lze řešit třemi způsoby:

- 1) Ohřev oceli v ochranné (neoxidáčnické) atmosféře
- 2) Provádění tvářecí operace pouze do teplot 1090 °C, což je teplota tání fáze bohaté na Cu.
- 3) Přidání Ni nebo Co pro zvýšení bodu tání fáze Cu, z tohoto důvodu se někdy přidává Ni do ocelí s vyšším obsahem Cu. Se stoupajícím obsahem Ni lze provádět tváření za tepla při vyšších teplotách a redukovat tak energetickou náročnost zpracování [13].

Cu oceli nejsou svařitelné oxidáčnickým kyslíko-acetylenovým plamenem. Zabránilo-li oxidaci, lze Cu oceli bez problémů svařovat všemi svařovacími metodami [13].

Použití Cu jako legující prvek má tu výhodu, že dochází ke zvýšení pevnostních charakteristik díky zpevnění tuhým roztokem nebo precipitačnímu zpevnění. Nižší obsah Cu, cca do 0,5%, vede ke zpevnění tuhým roztokem, vytvrzení dosahuje asi 12 MPa s 0,5 % přídavku Cu. Vyšší obsahy již vedou k precipitačnímu vytvrzení [13].

Kromě toho mají tyto oceli vysokou odolnost vůči růstu únavových trhlin, schopnost potlačit vodíkové trhliny a výbornou korozivzdornost. Pokud Cu zkombinujeme s jinými legurami jako například B nebo Mo, může být výsledkem jehlicovitá nebo bainitická struktura [13].

Cu může také zvýšit prokalitelnost ocelí, stabilizuje austenit, tím snižuje teplotu transformace austenitu na ferit, což vede k jemnějším zrnům feritu [13].

5.2 Tepelné zpracování ocelí s mědí

Cílem tepelného zpracování ocelí s mědí je dosáhnout zušlechtné struktury s doprovodným účinkem precipitačního zpevnění pomocí čisté mědi. Tepelné zpracování se skládá z ohřevu na austenizační teplotu, teplotní výdrže, rychlého ochlazení a následného popuštění [16].

Materiál se ohřeje na austenizační teplotu, což je spojeno s rozpouštěcím žíháním mědi obsažené v oceli. Následným prudkým ochlazením vzniká přesycený tuhý roztok uhlíku a mědi v železe α . Dojde k vytvoření martenzitické nebo bainitické struktury [16].

Materiál se ohřeje na teplotu, při které se začne přesycený tuhý roztok uhlíku a mědi rozpadat. Z přesyceného tuhého roztoku se zvýšenou teplotou začne docházet k precipitaci uhlíku, tím se tetragonální martenzit rozpadá na popuštěný kubický martenzit. Souběžně s vylučováním (precipitací) uhlíku z tetragonálního martenzitu probíhá i precipitace mědi, která byla spolu s uhlíkem rozpuštěná v přesyceném tuhém roztoku [4] [5] [13] [16].

Modelový příklad tepelného zpracování oceli s mědí s nízkým obsahem uhlíku:

Chemické složení oceli

C – 0,0012 hm. %

Mn – 0,096 hm. %

Cu – 1,40 hm. %

Polotovary

Tyč průměru 11mm

Tepelné zpracování

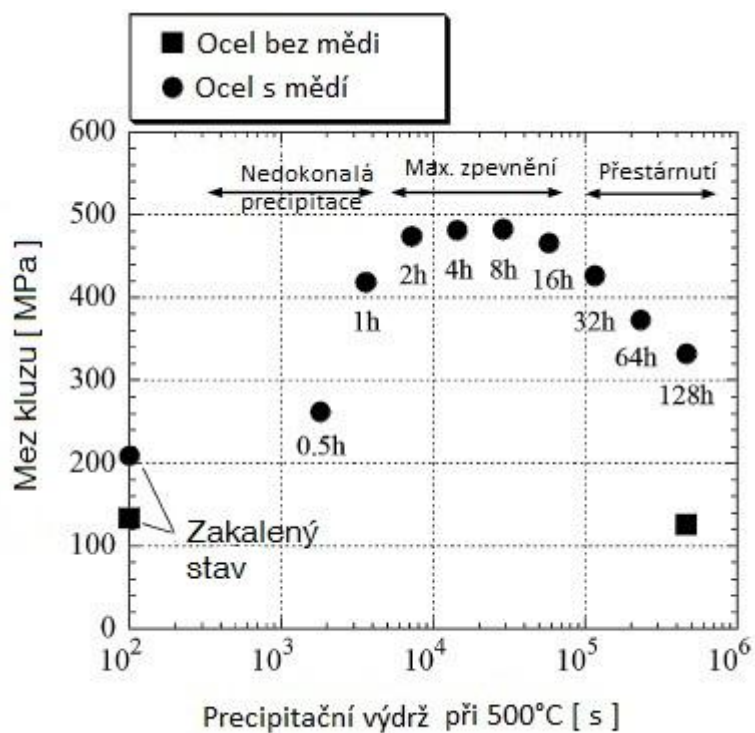
1. Rozpouštěcí žíhání v ochranné atmosféře argonu 1150°C - 0,5 hodiny
2. Ochlazení do vody
3. Precipitace 500°C/ 0 až 128 hodin

Mechanické vlastnosti

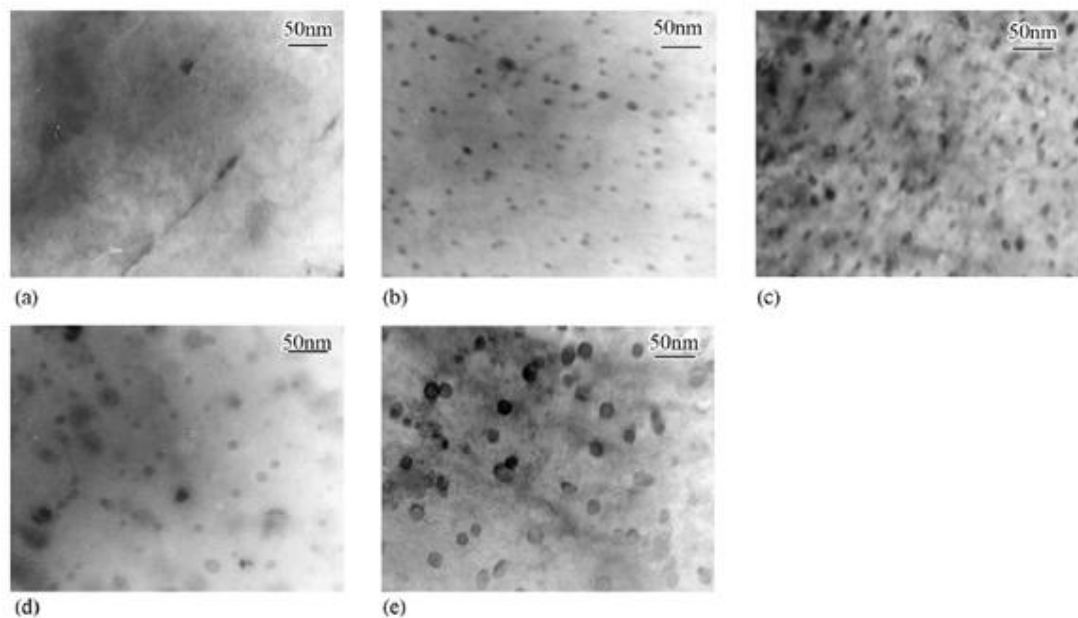
Z grafu **Graf 1** je patrný nárůst mechanických vlastností vlivem precipitace mědi. Maximální pevnost byla dosažena pro časové rozmezí 2 až 8 hodin. Následně docházelo k tzv. přestárnutí, tedy k poklesu mechanických vlastností.

Strukturní průběh tvorby precipitátů

Ze snímků je patrná postupná tvorba kulových precipitátů v závislosti na době precipitace. Snímky (c) až (e) odpovídají přestárnutí.



Graf 1 Závislost velikosti precipitačního zpevnění na čase [16]



Obr. 17 TEM snímky mikrostruktury oceli s mědí, precipitační doba 8h (a), 16h (b), 32h (c) 64 (d), 128 (e) [16]

5.3 Použití ocelí s mědí

Cu oceli nachází využití po celém světě, na mostních konstrukcích, budovách, laboratořích, vícepodlažních parkovištích a na mořských ropných plošinách. Cu oceli byly také použity v USA v konstrukci US Steel Corporation pro výškové budovy v Pittsburgu. V Austrálii byl tento materiál použit v laboratořích BHP Melbourne [13].

Nízko uhlíkové oceli obsahující přibližně 0,25% Cu, se používají především pro zlepšení odolnosti proti atmosférické korozi. Toto zlepšení je zvláště výrazné v průmyslovém prostředí, kde se mohou rychlosti koroze Cu ocelí dvakrát až čtyřikrát snížit oproti uhlíkovým ocelím. Cu v ocelích zlepšuje přilnavost nátěrů, proto Cu oceli budou vyžadovat menší údržbu. Atmosférická korozivzdornost Cu ocelí se dále zvyšuje, je-li přidán fosfor [13].

- Slitina obsahující 20% Cr a 1% Cu má dobrou odolnost vůči kyselině nitrosírové, používá se při výrobě výbušnin
- Oceli s obsahem 16% - 20% Cr, 1,0% - 3,0% Si a 1,0% - 2,0% Cu jsou odolné vůči siřičitanům, používají se v průmyslu na výrobu buničiny a papíru
- Slitina obsahující 20% Cr, 27% Ni, 3% Mo a 2% Cu byla speciálně navržena pro aplikace s kyselinou sírovou
- HSLA Cu oceli dle ASTM A242, A440, A441, A572 a A588 a další. Pro tyto oceli je zaručena minimální hodnota meze kluzu v rozmezí od 290 MPa do 550 MPa. Typické HSLA oceli s mědí jsou například HSLA-80 a HSLA-100, své uplatnění nacházejí ve velkých ponorkách, potrubí, trupy lodí apod. [13].

6 Experimentální část

6.1 Úvod

Experiment se zabýval tepelným zpracováním středně uhlíkové oceli s vyšším obsahem mědi. Cílem zpracování bylo potlačení škodlivých účinků mědi a naopak využití jejích příznivých vlastností. Pro porovnání účinků přítomné mědi v oceli byl experiment, současně za stejných podmínek, prováděn na oceli obdobného chemického složení bez obsahu mědi.

Byly provedeny experimentální tavby pružinové středně-uhlíkové oceli 42SiCr a 42SiCr s obsahem mědi 1,5 %. Pro stanovení tvářecí teploty byla provedena pēchovací zkouška za tepla. Ingoty byly tvářeny (kovány a válcovány) na požadované rozměry pro vzorky tepelného zpracování.

Tepelné zpracování se skládalo z indukčního kalení a následného popuštění. Celkem proběhlo 18 popouštěcích režimů v rozmezí teplot 200 až 600°C, které byly provedeny v peci s výdržemi 1, 2, 4 hodiny. Dále byly ještě provedeny dva režimy s popouštěcí teplotou 200 a 300°C s teplotní výdrží 1 min, kdy popouštění probíhalo pomocí indukčního ohřevu.

Metalografická analýza pomocí světelného mikroskopu byla provedena na vzorcích jak po tváření, tak po tepelném zpracování. Na vybraných vzorcích byla provedena také elektronová řádkovací mikroskopie.

Na popuštěných vzorcích bylo provedeno měření tvrdosti a na vybraných vzorcích zkouška tahem. Z tahových diagramů byly vyhodnoceny hodnoty mez pevnosti, meze kluzu, tažnosti a kontrakce.

Vyhodnocení výsledků je uvedeno vždy v příslušné kapitole příslušného měření.

6.2 Experimentální materiál

Experimentálním materiálem byla středně uhlíková ocel 42SiCr s obsahem 1,5 % Cu a 42SiCr bez mědi. Tento druh oceli se obecně používá pro výrobu pružin. Materiály byly odlity ve formě 50 kg ingotů, **Obr. 18**. Tavby se uskutečnily v malé indukční vakuové peci. Chemické složení obou ocelí je uvedeno v **Tab. 1** a **Tab. 2**.



Obr. 18 Experimentální materiál v podobě odlitého ingotu

Tab. 1 Chemické složení oceli 42SiCr + 1,5 % Cu [hm. %]

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
0,41	2,40	0,65	0,011	0,003	1,34	0,025	0,071	1,50	0,051

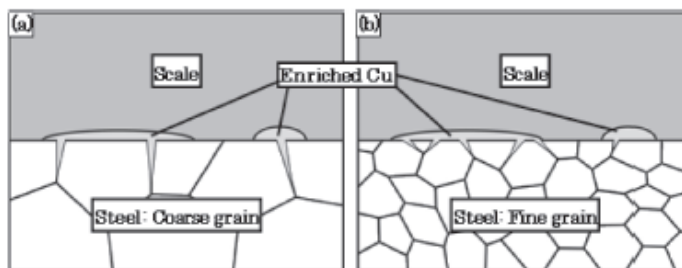
Tab. 2 Chemické složení oceli 42SiCr [hm. %]

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu	Al
0,39	2,02	0,65	0,011	0,003	1,21	0,034	0,069	0,088	0,043

6.3 Tváření

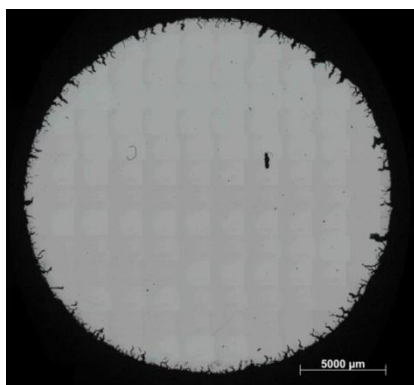
6.3.1 Stanovení vhodné tvářecí teploty

Je všeobecně známo, že větší obsah mědi v ocelích může při vyšších tvářecích teplotách způsobovat trhliny a velké množství vad. Vlivem oduhličení povrchu doprovázené okujením tvářené součásti vznikají místa obohacená o měď. Měď má snahu při tváření za tepla se z povrchu dostávat mezi hranice jednotlivých zrn a tím dochází k tvorbě povrchových trhlín.

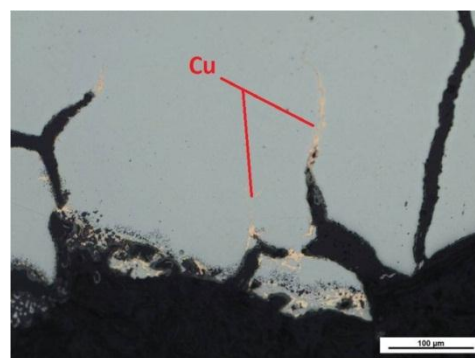
**Obr. 19 Vznik trhlín na povrchu za tepla [15]**

Mechanismus tvorby trhlín na povrchu můžeme vidět na **Obr. 19**. Při další fázi tváření hrozí přemístění těchto trhlín a vad více do hloubky [15].

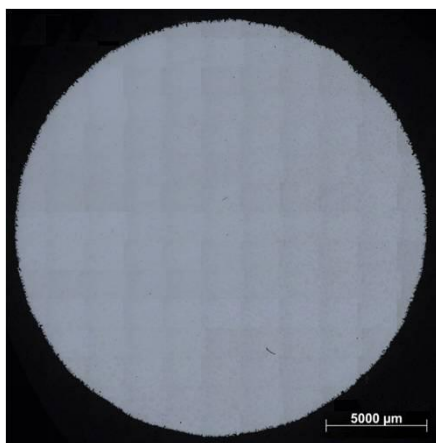
Je tedy nutné pro oceli, s vyšším obsahem mědi, stanovit hraniční teplotu pro tváření, aby k těmto trhlínám a vadám nedocházelo. Hraniční teplota tváření pro ocel 42SiCr + 1,5 % Cu byla stanovena na základě experimentu. Experiment představoval zkoušku pýchování za tepla na oceli 42SiCr a 42SiCr + 1,5% Cu. Zkušební vzorky byly odebrány z odlitých ingotů v podobě válečků o průměru 10 mm a délce 30 mm. Válečky byly zahřáty v peci na teploty 1200, 1150, 1100 a 1050 °C. Pro teplotu 1200°C byly provedeny teplotní výdrže 10, 20 a 40 minut, pro teplotu 1150, 1100 a 1050°C výdrže 10, 20, 40, 60, 120, 180 min. Válečky byly deformovány pomocí hydraulického lisu z výchozí výšky 30 mm na výšku 12 mm. Kovadla lisu byla před zkouškou vždy namazána grafitovou pastou pro snížení tření. Po zkoušce byly vzorky v polovině příčně rozříznuty, broušeny a leštěny. Na těchto vzorcích byla provedena analýza trhlín povrchu pomocí světelného mikroskopu. Bylo zjištěno, že tvářecí teploty 1200°C jsou pro ocel s Cu zcela nevhodné. U této teploty při pýchování vznikly velké hluboké trhliny na povrchu, které byly dobře viditelné pouhým okem, **Obr. 20**. U teploty 1150°C se trhliny objevily, ale v mnohem menším rozsahu, **Obr. 22**. U teploty 1100°C nebyly pozorovány žádné trhliny na povrchu **Obr. 23**. Experimentem bylo tedy zjištěno, že tvářecí teploty materiálu 42SiCr + 1,5% Cu by neměly přesáhnout 1100°C.



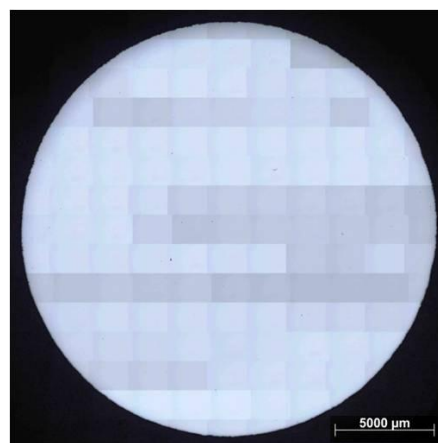
Obr. 20 Pěchováno 42SiCr + 1,5 Cu
1200°C - 40 min



Obr. 21 Pěchováno 42SiCr + 1,5 Cu 1200°C -
40 min detail



Obr. 22 Pěchováno 42SiCr + 1,5%
Cu 1150°C - 180 min



Obr. 23 Pěchováno 42SiCr +
1,5% Cu 1100°C - 180 min

6.3.2 Výroba polotovarů vzorků pro tepelné zpracování

Ingoty byly překovány na rozměry 60 x 60 x 500 mm při teplotě do 1100°C. Kování bylo provedeno na kovacím lisu za pomoci manipulátoru. Poté následovalo válcování za tepla na duo válcovací stolici. Bylo provedeno pět úběrů s konečnou tloušťkou plechu 16,5 mm. Po válcování byly vzorky zabaleny do sibalové vaty, pro zajištění rovnoměrného chladnutí plechu. Veškeré tvářecí operace proběhly za teplot do 1100°C. Z plechu byly zhotoveny výbrusy vzorků z podélného a příčného směru především

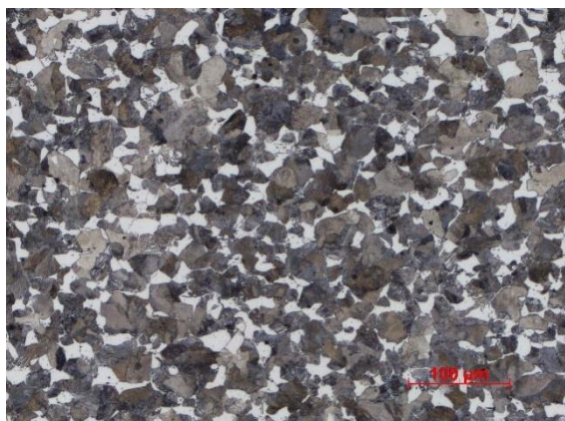


Obr. 24 Příčný metalografický řez válcovaného

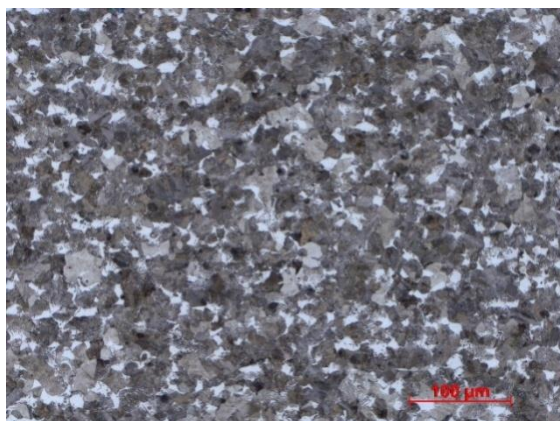
z důvodu, kontroly výskytu povrchových vad a trhlin. Na metalografických snímcích nebyly zjištěny žádné povrchové vady, **Obr. 24**. Z podélného směru válcovaného plechu byly zhotoveny vzorky pro tepelné zpracování v podobě kulatin o průměru 13 mm a délce 120 mm.

Pro zviditelnění struktury byly vyleštěné vzorky naleptány roztokem 3% nitalu.

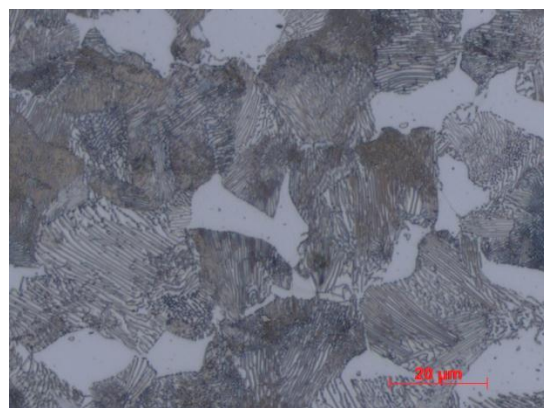
Snímky struktury materiálů byly pořízeny pomocí světelného mikroskopu. Struktura válcovaných plechů obou materiálů byla tvořena jemnozrnnou strukturou feritu a lamelárního perlitu, **Obr. 25 a Obr. 28**.



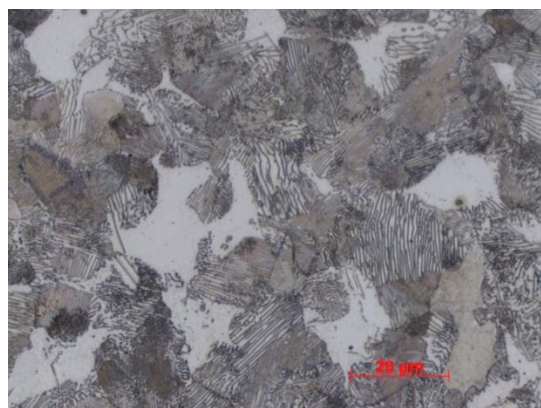
Obr. 25 Podélný řez válcovaného plechu
42SiCr



Obr. 26 Podélný řez válcovaného plechu
42SiCr + 1,5% Cu



Obr. 27 Příčný řez válcovaného plechu
42SiCr

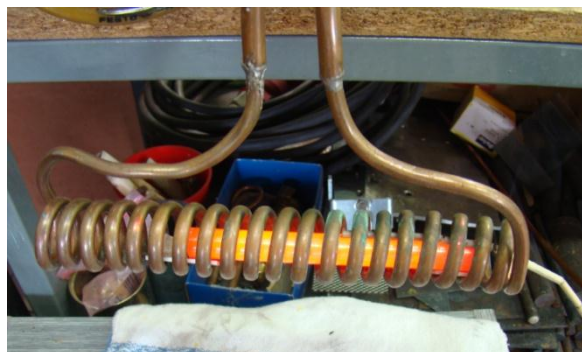


Obr. 28 Příčný řez válcovaného plechu
42SiCr + 1,5% Cu

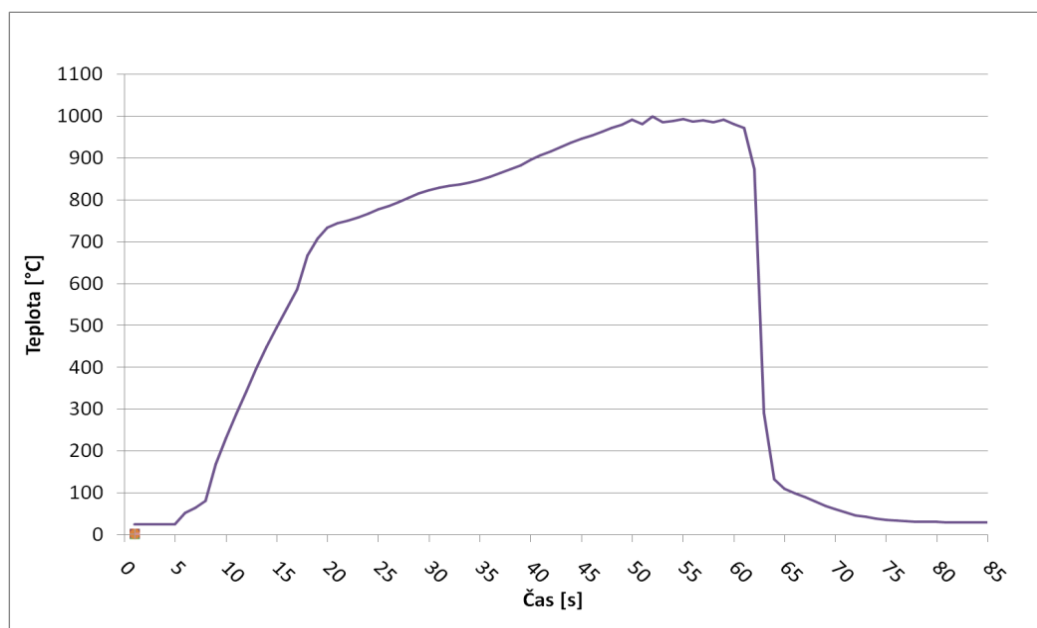
6.4 Tepelné zpracování oceli

6.4.1 Kalení

Ohřev byl proveden pomocí středofrekvenčního zdroje v indukční cívce, **Obr. 29**. Teplota ohřevu byla 980°C a teplotní výdrž 10 sekund. Jako kalicí prostředí byla použita voda. Průběh teploty ohřevu a kalení byl zaznamenáván pomocí termočlánku, který byl přivařen na povrchu vzorku uprostřed jeho délky. Průběh teploty je uveden na **Obr. 30**.



Obr. 29 Indukční ohřev



Obr. 30 Záznam teploty z indukčního ohřevu a následného zakalení

6.4.2 Popouštění/precipitace Cu

Tento proces má zajistit popouštění martenzitické struktury, odstranit vnitřní pnutí v materiálu a zároveň je také snaha docílit precipitace Cu, kdy se přesycený tuhý roztok začne rozpadat. Měď se začne vylučovat z roztoku v podobě jemných precipitátů.

Popouštění v peci:

Pro proces popouštění byly použity elektrické odporové pece s automatickou regulací teploty. Teplota uvnitř pece byla kontrolována termočlánkem v blízkosti vzorků. Popouštění bylo provedeno na zakalených vzorcích při teplotách 200, 300, 400, 500 a 600°C. Pro každou teplotu byla provedena výdrž 1, 2 a 4 h. Vzorky po vyjmutí z pece byly samovolně ochlazeny na vzduchu.

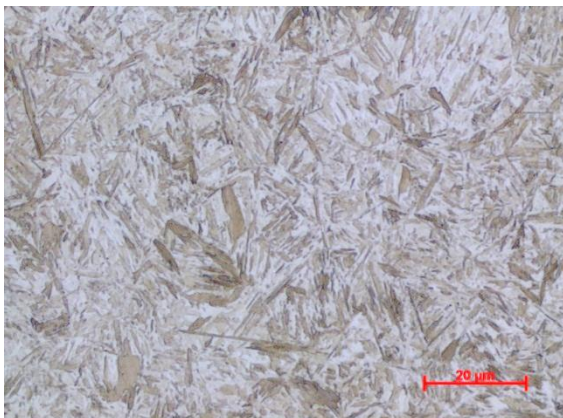
Indukční popouštění:

Popouštění proběhlo pomocí středofrekvenčního zdroje v indukční cívce jako ohřev na teplotu kalení. Indukční popouštění bylo provedeno na zakalených vzorcích při teplotách 200 a 300°C s výdrží na této teplotě 60 s. Vzhledem k nízké popouštěcí teplotě byly vzorky ochlazeny ve vodě. Průběh teploty byl zaznamenáván pomocí termočlánku umístěného na vzorku.

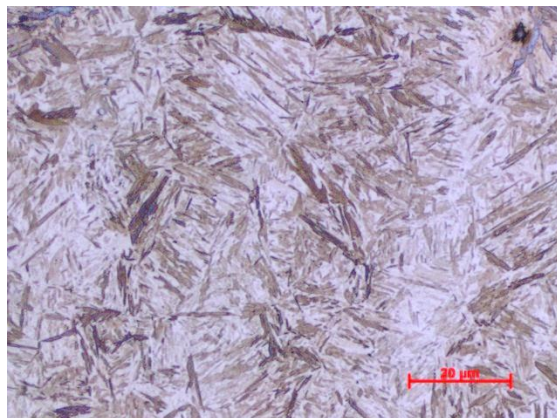
6.5 Metalografická analýza

Struktura po indukčním kalení:

Z indukčního kalení byly zhotoveny vzorky v podélném a příčném řezu. Povrch vzorků byl broušen, leštěn a naleptán roztokem 3% nitalu pro zviditelnění martenzitické struktury, **Obr. 31** a **Obr. 32**. Na snímcích zakalené struktury nebyl pozorován rozdíl mezi ocelí s mědí a bez mědi. U obou ocelí se jedná o martenzitickou strukturu.



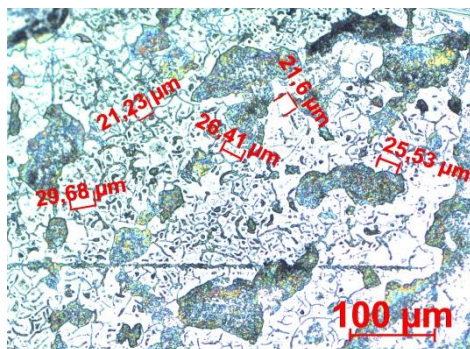
Obr. 31 Zakalená martenzitická struktura
42SiCr



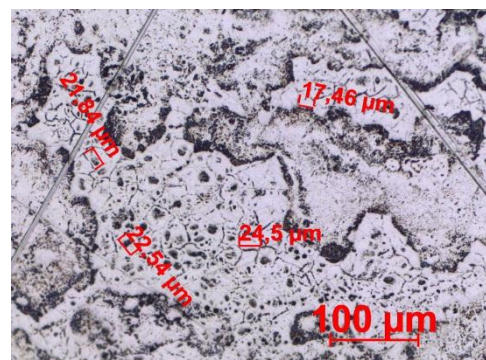
Obr. 32 Zakalená martenzitická struktura
42SiCr + 1,5Cu

Pro určení velikosti původního austenitického zrna byly vzorky s naleptanou martenzitickou strukturou znovu broušeny a leštěny. Pro zviditelnění hranic původního austenitického zrna bylo provedeno leptání povrchu vzorků v zahřátém roztoku kyseliny

pikrové a smáčedla na teplotu 80°C. U obou materiálů se velikost původního austenitického zrna pohybovala okolo 20 μm,



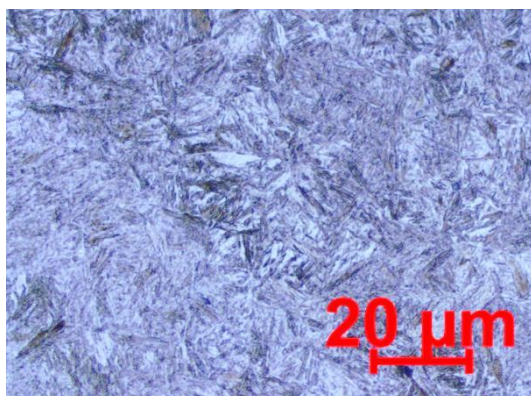
Obr. 33 Naleptané hranice zrna austenitu,
42SiCr



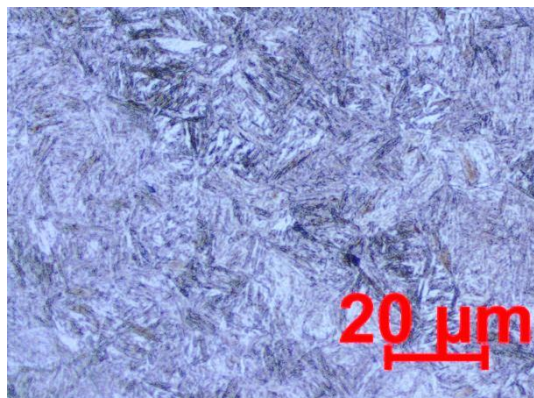
Obr. 34 Naleptané hranice zrna austenitu,
42SiCr + 1,5 %Cu

Struktura po popouštění / precipitačním žíhání:

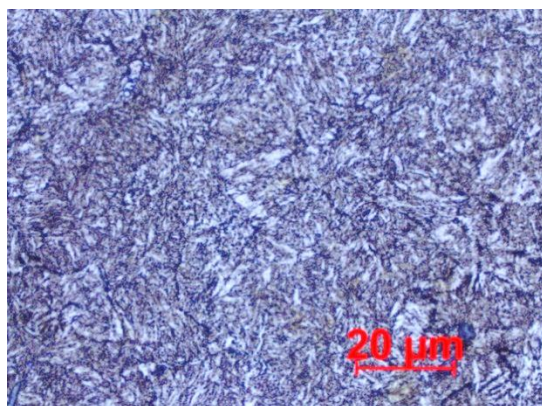
Z teplotních popouštěcích režimů 500°C – 1 h a 200°C – 1 h, u kterých byly prokázány největší a nejmenší rozdíly v mechanických vlastnostech, byly zhotoveny podélné řezy oceli s mědí a bez mědi. Tyto řezy byly broušeny a leštěny. Pro zviditelnění struktury byly naleptány roztokem 3% nitalu. Mezi ocelí s mědí a bez mědi nebyly pozorovány strukturní rozdíly. Mezi popouštěcím režimem 200°C – 1 h a režimem 500°C – 1 h byl pozorován pouze rozdíl v míře popouštění martenzitu.



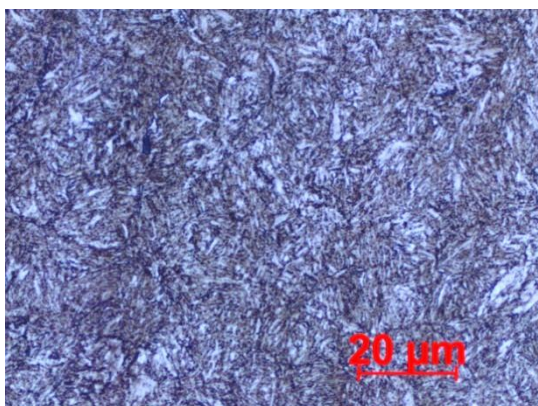
Obr. 35 Popuštěno 200°C - 1h 42SiCr



Obr. 36 Popuštěno 200°C - 1h 42SiCr + 1,5 % Cu

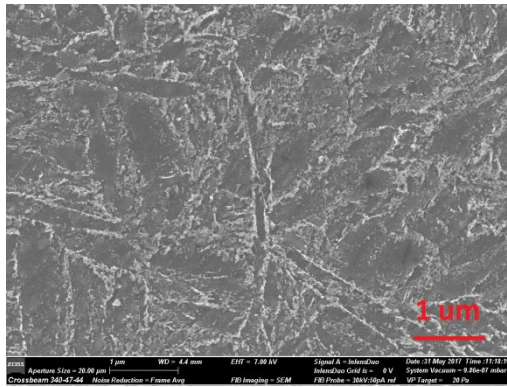


Obr. 37 Popuštěno 500°C - 1h 42SiCr

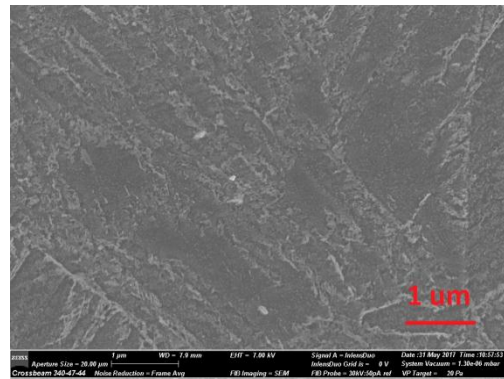


Obr. 38 Popuštěno 500°C - 1h 42SiCr + 1,5 % Cu

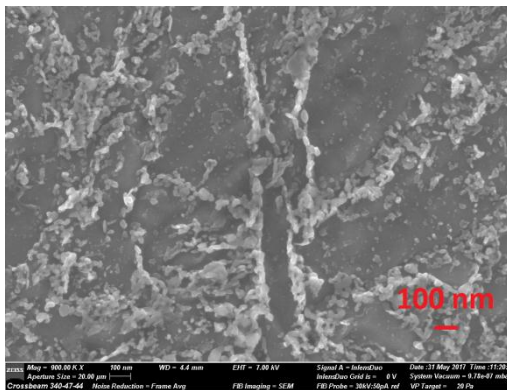
Precipitáty mohou dosahovat velikosti od 3 – 30 nm. Pomocí světelného mikroskopu tyto precipitáty není možné pozorovat, pomocí řádkovacího elektronového při zvětšeníh kolem 100 000 x je lze pozorovat jen velmi obtížně, **Obr. 43** - zakroužkováno.



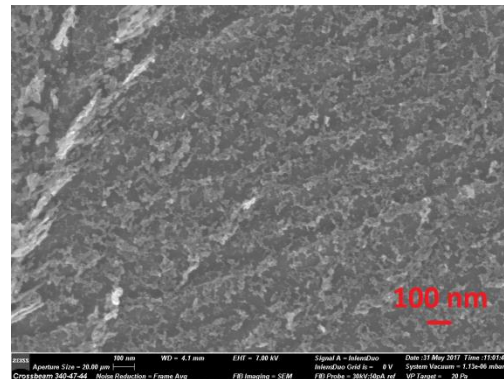
Obr. 39 Popuštěno 500°C - 1h 42SiCr



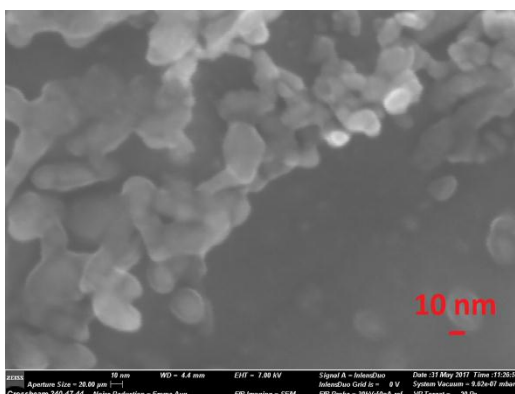
Obr. 40 Popuštěno 500°C - 1h 42SiCr + 1,5 Cu



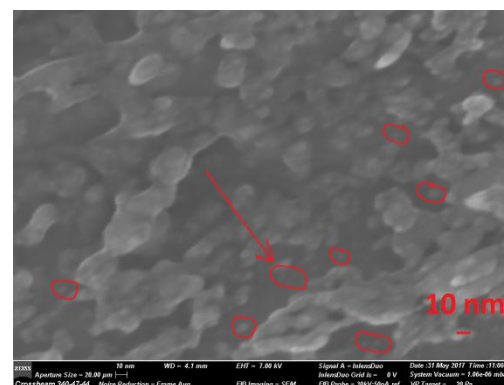
Obr. 41 Popuštěno 500°C - 1h 42SiCr



Obr. Popuštěno 500°C - 1h 42SiCr + 1,5 Cu



Obr. 42 42SiCr Popuštěno 500°C - 1h 42SiCr



Obr. 43 Popuštěno 500°C - 1h 42SiCr + 1,5 Cu

6.6 Měření mechanických vlastností

6.6.1 Tvrdost

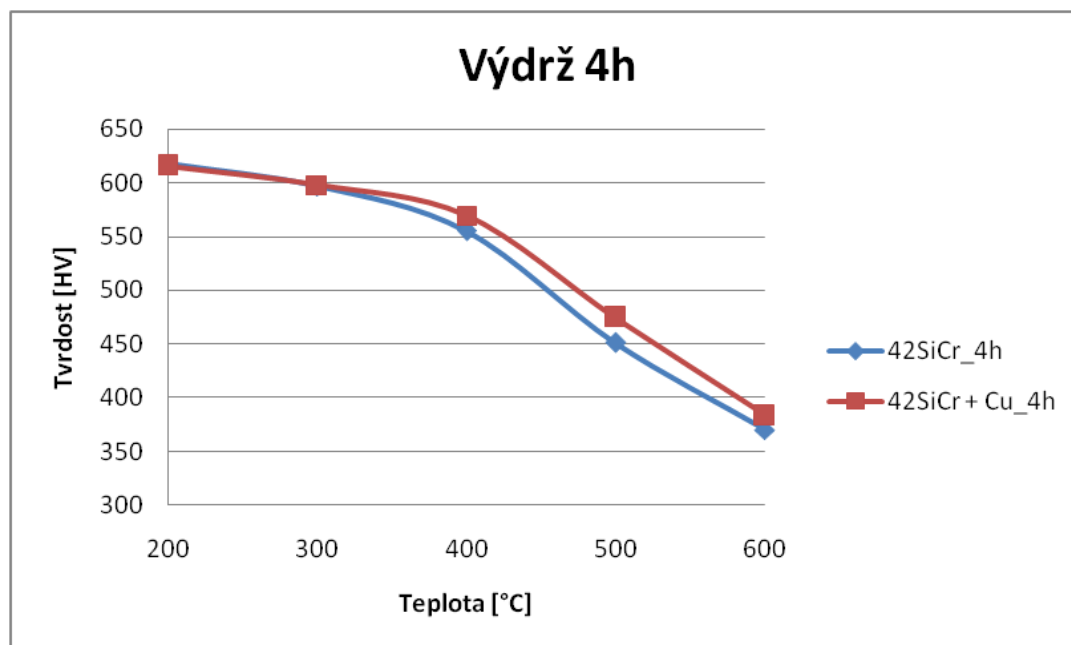
Ze všech teplotních režimů, 200, 300, 400, 500, 600°C s výdržemi 1, 2, 4 h, byly zhotoveny vzorky, na kterých byly provedeny příčné a podélné výbrusy. Na výbrusech byla měřena tvrdost dle Vickerse HV30. Pro každý tepelný režim byly provedeny dva vtisky na příčném, a dva na podélném výbrusu, které byly pak aritmeticky zprůměrovány. Naměřené hodnoty tvrdostí pro ocel 42SiCr + 1,5% Cu a 42SiCr jsou uvedené v **Tab. 3** **Tab. 4**. Z naměřených hodnot tvrdostí lze pozorovat, že s rostoucí popouštěcí teplotou a výdrží na této teplotě tvrdost klesá. Mezi naměřenými hodnotami tvrdosti u oceli s mědí a bez mědi nebyly pozorovány významné rozdíly, **Graf 2**.

Tab. 3 Tvrdost popuštěné oceli 42SiCr

Ocel 42SiCr					
Řez	Podélný řez D		Příčný řez		Prum.
Teplotní režim	1.HV	2.HV	3.HV	4.HV	HV30
200°C-1h	637	625	635	629	632±6
200°C-2h	617	606	616	621	615±6
200°C-4h	617	613	619	621	618±3
300°C-1h	604	623	623	611	615±9
300°C-2h	622	610	612	613	614±5
300°C-4h	596	598	594	598	597±2
400°C-1h	577	576	579	574	577±2
400°C-2h	557	569	570	573	567±7
400°C-4h	549	545	557	570	555±11
500°C-1h	470	476	456	469	468±8
500°C-2h	454	458	467	452	458±7
500°C-4h	454	450	448	453	451±3
600°C-1h	393	400	394	396	396±3
600°C-2h	388	392	382	392	389±5
600°C-4h	371	374	370	365	370±4

Tab. 4 Tvrdost popuštěné oceli 42SiCr + 1,5% Cu

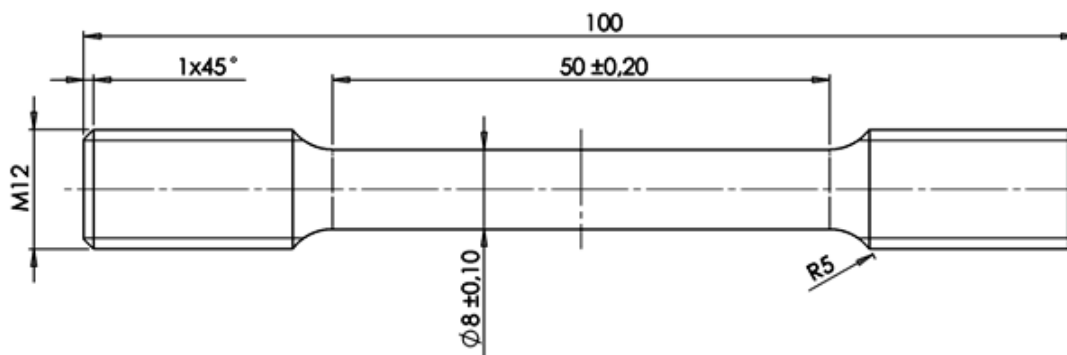
Ocel 42SiCr + 1,5% Cu					
Řez	Podélný řez D		Příčný řez		Prum.
Teplotní režim	1.HV	2.HV	3.HV	4.HV	HV
200°C-1h	635	613	618	615	620±10
200°C-2h	611	626	624	644	626±14
200°C-4h	628	622	605	609	616±11
300°C-1h	599	593	596	605	598±5
300°C-2h	587	593	593	593	592±3
300°C-4h	593	598	599	602	598±4
400°C-1h	584	578	575	571	577±5
400°C-2h	570	568	584	575	574±7
400°C-4h	563	558	578	578	569±10
500°C-1h	499	488	499	491	494±6
500°C-2h	480	475	488	491	484±7
500°C-4h	473	481	468	478	475±6
600°C-1h	405	402	402	394	401±5
600°C-2h	394	395	402	398	397±4
600°C-4h	383	385	383	383	384±1



Graf 2 Závislost tvrdosti na teplotě pro výdrž 4h

6.6.2 Tahové zkoušky

Tahové zkoušky byly provedeny na popuštěných vzorcích v peci 200, 300, 400, 500°C s výdrží na popouštěcí teplotě 1, 2 h a na indukčně popuštěných vzorcích na 200 a 300°C s výdrží 1 min. Pro každý režim byly vždy zhotoveny dva zkušební vzorky A a B. Všechny zkušební vzorky měly stejnou geometrii, průměr těla 8 mm, délku těla 50 mm, L_0 40 mm, ostatní rozměry na **Obr. 44**.



Obr. 44 Zkušební vzorek tahové zkoušky

Tahové zkoušky byly provedeny za teploty 20°C na trhacím stroji Zwick/Roell Z250. Rychlost posuvu příčnicku byla 0,75mm/min. Pro snímání prodloužení byl použit tenzometrický extenzometr firmy Epsilon s roztečí břitů 25mm. Záznam dat z trhacího stroje byl v podobě času, síly, posuvu příčnicku a prodloužení z extenzometru. Z těchto zaznamenaných hodnot byly sestaveny tahové diagramy. Hodnoty tažnosti a kontrakce byly stanoveny z manuálně naměřených hodnot. Na tahových diagramech byla vyhodnocena smluvní mez kluzu $R_{p0,2}$. Výrazná mez kluzu na diagramech pozorována nebyla. Naměřené a vypočtené hodnoty z tahových zkoušek jsou uvedeny v **Tab. 6**.

Tab. 6 Mechanické vlastnosti z tahových zkoušek

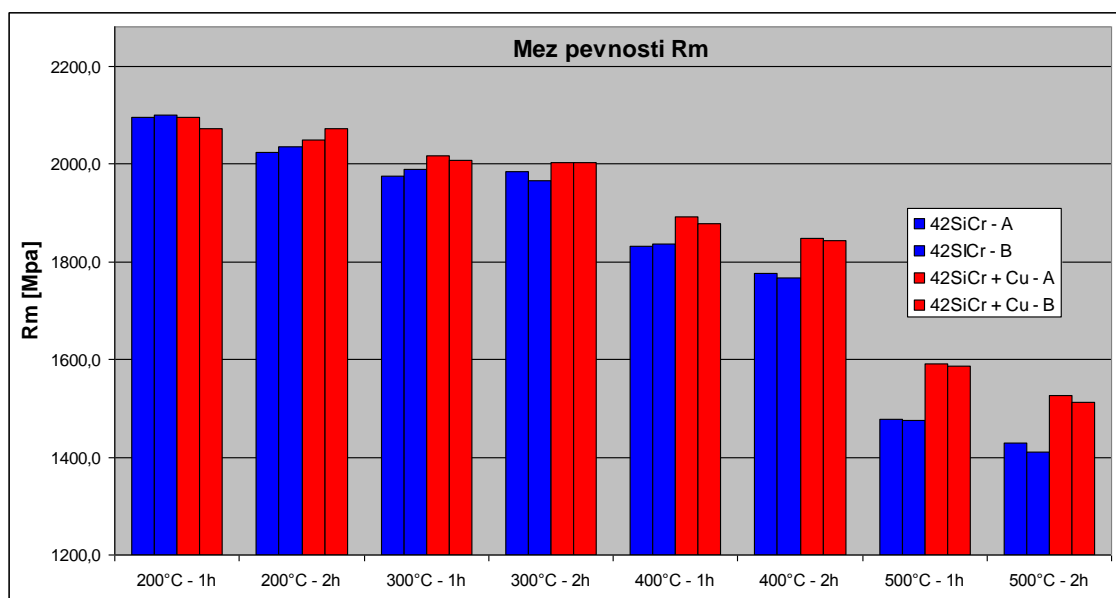
Vzorek	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	A_g %	A_5 %	Z %
Cu-200°C-1h	1633±2	2084±16	4,2±0,1	11,6±1	47±0,4
Cu-200°C-2h	1635±2	2061±16	3,8±0,8	10,6±0,9	47±0,2
200°C-1h	1630±9	2097±3	4,5±0,5	12,1±0,5	48±0,8
200°C-2h	1627±13	2029±8	3,4±0,7	10,7±0,9	46±2,4
Cu-300°C-1h	1678±1	2012±6	3±0,4	10,8±0,6	48±1,3

Cu-300°C-2h	1686±18	2002±1	2,6±0,6	9,4±0,6	46±1,7
300°C-1h	1677±20	1981±9	2,9±0,4	10,1±0	49±1,9
300°C-2h	1683±7	1975±14	2,8±0,3	10,8±0	49±0,6
Cu-400°C-1h	1658±9	1885±9	2,7±0,3	11,2±0,1	50±1,9
Cu-400°C-2h	1629±10	1844±3	3±0,1	11,9±0,6	50±1,5
400°C-1h	1629±4	1834±4	1,8±0,4	9,8±0,3	50±1,8
400°C-2h	1568±7	1771±6	3,1±0,1	11,7±0,8	53±4,2
Cu-500°C-1h	1463±1	1589±3	5,3±0,7	12,5±2,4	39±4,4
Cu-500°C-2h	1403±7	1519±9	5,6±0,7	12,8±3,1	36±8,7
500°C-1h	1358±0	1476±3	5±0,6	15,1±1,4	53±1,3
500°C-2h	1314±10	1420±13	4,9±0,7	13,6±1,6	45±3,4
Cu-200°C-indukce	1580±2	2237±20	4,7±0,1	10,8±0,2	41±0,2
Cu-300°C-indukce	1644±1	1973±20	2±0	9,8±0,2	49±2
200°C-indukce	1537±13	2199±11	4,9±0,1	10,9±0,1	36±0,4
300°C-indukce	1625±20	1978±18	3,2±0,1	10,8±0,1	49±0,2

Pro přehlednější srovnání mechanických vlastností ze zkoušky tahem mezi ocelí s mědí a bez mědi, pro jednotlivé teplotní režimy, byly sestaveny sloupcové grafy.

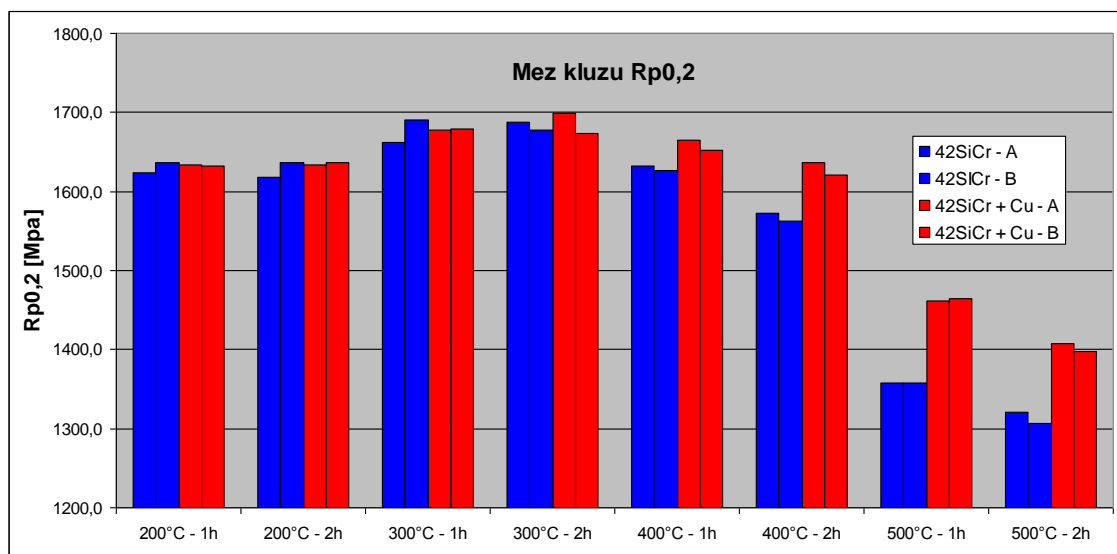
Graf 3 znázorňuje srovnání hodnot mezi pevnosti, z kterého byl pozorován pokles meze pevnosti všech vzorků se zvyšující se teplotou popuštění a teplotní výdrží. U teplotních režimů od 200°C - 1h až 300°C – 2h nebyly pozorovány rozdíly v mezi pevnosti mezi ocelí s mědí a bez mědi. Zvýšením popouštěcí teploty na 400°C s teplotní výdrží 1 h došlo ke zpevnění oceli s mědí oproti oceli bez mědi. U oceli s mědí bylo dosaženo meze pevnosti cca o 51MPa vyšší než u oceli bez mědi. Prodloužením teplotní výdrže na 2 h bylo u oceli s mědí dosaženo dalšího zvýšení meze pevnosti, cca o 73 MPa oproti oceli bez mědi. Nejvyššího rozdílu v pevnosti mezi ocelí s mědí a bez mědi bylo dosaženo u teploty popuštění 500°C a teplotní výdrže 1 h. U oceli s mědí došlo ke zpevnění cca o 113 MPa oproti oceli bez mědi. Prodloužení teplotní výdrže byl

pozorován opět mírný pokles v mezi pevnosti, kdy rozdíl mezi ocelí s mědí a bez mědi byl 100 MPa. Přehled rozdílů mechanických vlastností mezi ocelí s mědí a bez mědi je uveden v **Tab. 7**.



Graf 3 Porovnání meze pevnosti

Graf 4 porovnává hodnoty smluvních mezí kluzu $R_{p0,2}$. U popouštěcích režimů 200°C – 1 h až do 300°C – 2 h nebyl pozorován téměř žádný rozdíl v mezi kluzu mezi jednotlivými režimy i mezi ocelí s mědí a bez mědi. Od popouštěcího režimu 300°C – 2 h, se zvyšující teplotou a výdrží na teplotě popuštění mez kluzu klesá. Popuštěním z teploty 400°C s teplotní výdrží 1h byla mez kluzu oceli s mědí v průměru cca o 29 MPa vyšší než u oceli bez mědi. Prodloužením teplotní výdrže na 2 h dosáhla ocel s mědí meze kluzu cca o 61 MPa vyšší než ocel bez mědi. K největšímu zvýšení meze kluzu o porovnání s ocelí bez mědi došlo opět u vzorku popuštěného z teploty 500°C s teplotní výdrží 1 h, cca o 105 MPa. Při stejné teplotě popuštění, ale prodloužení doby teplotní výdrže na 2 h byl zaznamenán mírný pokles meze kluzu, kdy ocel s mědí dosáhla meze kluzu vyšší cca o 88 MPa. Přehled rozdílů mechanických vlastností mezi ocelí s mědí a bez mědi je v **Tab. 7 a Tab. 8**.

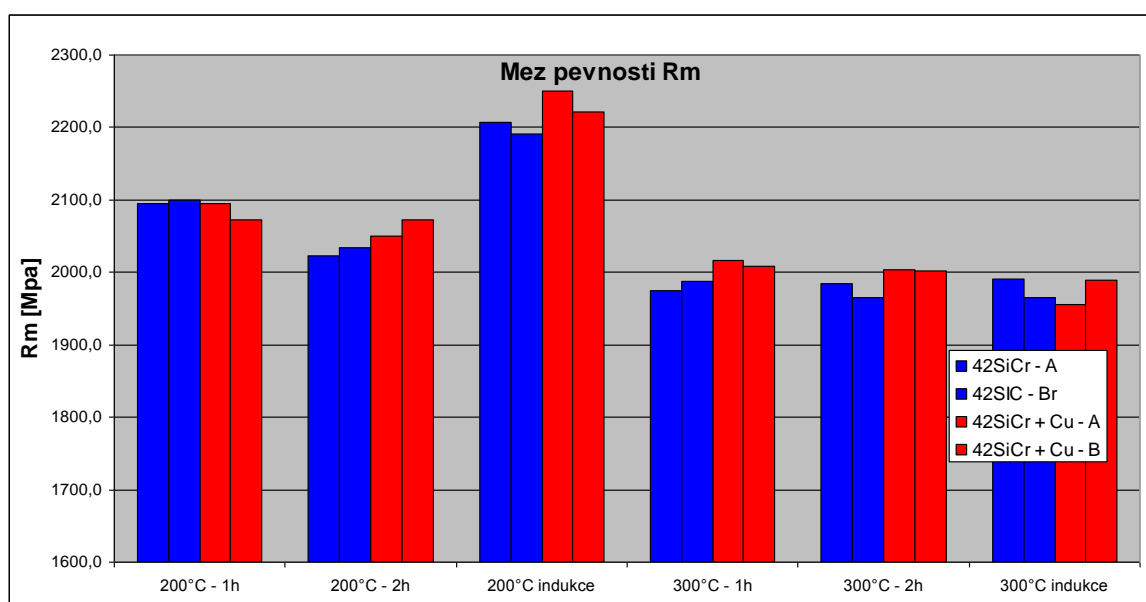


Graf 4 Porovnání meze kluzu

Dodatečně byly provedeny další dva popouštěcí režimy, provedené pomocí indukčního ohřevu, o teplotách 200°C a 300°C s teplotními výdržemi 1 min.

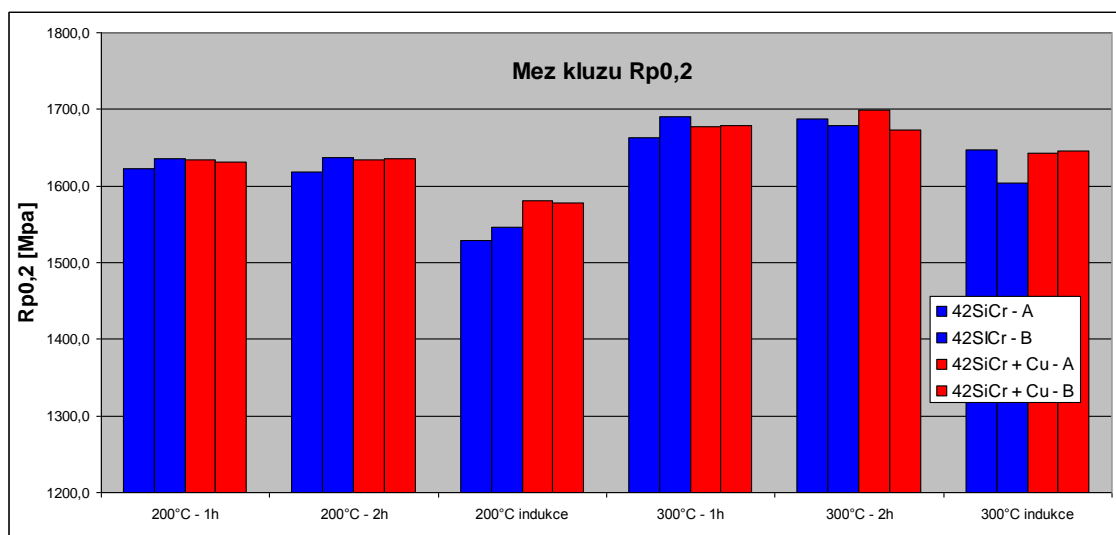
Hodnoty mezí pevnosti, kluzu a tažnosti indukčního popouštění byly opět porovnávány ve sloupcových grafech s hodnotami popouštění v peci o stejné popouštěcí teplotě.

Graf 5 znázorňuje srovnání hodnot mezí pevnosti. Indukčním popouštěním z teploty 200°C bylo dosaženo u oceli s mědí vyšší meze pevnosti, cca o 38 MPa oproti oceli bez mědi.



Graf 5 Porovnání mezí pevností indukčního popouštění

Graf 6 porovnává hodnoty smluvních mezí kluzu $R_{p0,2}$. Byl pozorován nárůst meze kluzu u oceli s mědí indukčně popuštěné z teploty 200°C, cca o 42 MPa oproti oceli bez mědi. Indukčním popuštěním z teploty 300°C nebyly pozorovány téměř žádné rozdíly mezi ocelí s mědí a bez mědi.



Graf 6 Porovnání meze kluzu indukčního popuštění

Rozdíly v hodnotách meze pevnosti, meze kluzu a tažnosti mezi ocelí s mědí a bez mědi jsou uvedeny v **Tab. 7** **Tab. 8**. Hodnoty uvedené v tabulce byly vypočteny rozdílem hodnot oceli s mědí od hodnot oceli bez mědi. Hodnoty v tabulce jsou tedy ve prospěch oceli s mědí.

Tab. 7 Rozdíl průměrných hodnot z tahových zkoušek

Rozdíly mechanických vlastností mezi ocelí s mědí a bez mědi								
Režim	200°C 1h	200°C 2h	300°C 1h	300°C 2h	400°C 1h	400°C 2h	500°C 1h	500°C 2h
Rozdíl R_m [MPa]	-13,2	20,2	30,5	27,5	51,1	72,8	113,1	99,1
Rozdíl $R_{p0,2}$ [MPa]	3,4	0,6	1,2	2,8	28,7	61,1	104,9	88,6
Rozdíl A_5 [%]	-0,5	-0,1	0,7	-1,4	1,5	0,2	-2,6	-0,8

Tab. 8 Rozdíl průměrných hodnot z tahových zkoušek

Rozdíly mechanických vlastností mezi ocelí s mědí a bez mědi		
Režim	200°C indukce	300°C indukce
Rozdíl R_m [MPa]	37,5	-4,8
Rozdíl $R_{p0,2}$ [MPa]	42,2	19,5
Rozdíl A_5 [%]	-0,1	-1,1

7 Diskuze

V rámci bakalářské práce byl sledován vliv obsahu mědi na vlastnosti oceli 42SiCr. Pro tyto účely byla odlita tavba bez obsahu mědi a následně s obsahem 1,5%. Spíše historicky je měď vnímána jako nežádoucí prvek, ale současně se toto chápání začíná měnit, neboť správným postupem zpracování lze docílit například zvýšení mechanických vlastností. Za účelem posouzení nepříznivého účinku mědi na vznik trhlin za horka byl navržen technologický experiment pěstování válečků pro teploty tváření v rozmezí 1050°C až 1200°C. Technologický experiment byl proveden pro různé teplotní výdrže. Experiment potvrdil, že teploty tváření nad 1100°C vedou k segregaci Cu po hranicích zrn v oblasti povrchu, což vede k tvorbě trhlin. Tyto výsledky se shodovaly již s publikovanou literaturou týkající se nízkouhlíkových ocelí.

Dále se zabývala práce návrhem vhodného tepelného zpracování s cílem najít vhodných podmínek pro zvýšení mechanických vlastností precipitačním účinkem mědi. Pro tyto účely bylo provedeno indukční kalení a popouštění v peci v rozmezí teplot 200 – 600 °C pro teplotní výdrže 1, 2 a 4 hodiny. Hodnoty tvrdosti pro ocel s mědí a bez mědi nevykazovaly významné rozdíly. Tvrdost se pro obě oceli měnila pouze na míře popuštěného martenzitu, což bylo sledováno i pomocí světelného mikroskopu.

Tahové zkoušky byly provedeny pro vzorky popuštěné v peci 200, 300, 400, 500°C s teplotní výdrží 1, 2 h. U obou materiálů byl pozorován téměř lineární pokles meze pevnosti v závislosti na zvětšující se popouštěcí teplotě a teplotní výdrží. Popouštění při teplotě 200°C s teplotní výdrží 1 a 2 h nemělo pozorovatelný vliv na rozdíl v mechanických vlastnostech oceli s mědí a bez mědi. Příliš nízká teplota a krátký čas teplotní výdrže nezajistily dostatečnou difúzi pro vyloučení mědi z přesyceného tuhého roztoku. Omezená difúze umožnila pouze uvolnění vnitřního pnutí ve struktuře a mírné popuštění tetragonálního martenzitu.

Zvýšením popouštěcí teploty na 300°C a teplotní výdrží 1h se zvýšila míra difúze uhlíku a pravděpodobně i rozpuštěné mědi. Mez pevnosti oceli s mědí oproti oceli bez mědi mírně vzrostla. Nebudeme-li uvažovat odchylky a chyby měření, můžeme prohlásit, že ocel s mědí měla vyšší pevnost cca o 30MPa. Meze kluzu byly u obou ocelí obdobné. Prodloužením teplotní výdrže na 2 h se mez pevnosti a mez kluzu téměř nezměnila.

Od popouštěcí teploty 400°C s výdrží na teplotě 1h se začala zvyšovat mez kluzu oproti oceli bez mědi. Ocel s mědí dosáhla cca o 29 MPa vyšší meze kluzu a cca o 51 MPa vyšší meze pevnosti než ocel bez mědi. Prodloužením doby popouštění na 2 h došlo k dalšímu zvýšení meze pevnosti a kluzu. Od této teploty popouštění se začíná výrazněji projevovat precipitační účinek mědi.

Největší rozdíly v mechanických vlastnostech mezi ocelí s mědí a bez mědi byly pozorovány na vzorcích popuštěných při teplotě 500°C s teplotní výdrží 1h. Ocel s mědí zde dosahovala cca o 113 MPa vyšší meze pevnosti a cca o 105 MPa vyšší meze kluzu než ocel bez mědi. Naproti tomu došlo u oceli s mědí ke zhoršení tažnosti, cca o 2,6 % oproti oceli bez mědi. Prodloužením doby popouštění na 2 h se mez pevnosti a kluzu oceli s mědí oproti oceli bez mědi začala opět snižovat. Snížení meze pevnosti a kluzu bylo pravděpodobně způsobeno zhrubnutím precipitátů mědi, respektive jejich vyloučením v oblasti hranic zrn. Při teplotě 500°C se tedy z provedených experimentů

projevila precipitace mědi nejvíce, na druhou stranu je difúze natolik rozsáhlá, že dochází zároveň k větší míře popuštění martenzitické struktury a tím i k velkému poklesu pevnostních hodnot obou ocelí. Jev precipitačního účinku byl pozorován pomocí elektronové mikroskopie s vysokým rozlišením. Na snímcích byly pozorovány u oceli s mědí a bez mědi vyloučené oblé útvary o velikosti cca 10 – 15 nm. Tvar a rozmístění těchto útvarů byl v obou případech ocelí stejný. Pravděpodobně se jednalo o jemně vyloučené karbidi Fe_3C . U oceli s mědí, **Obr. 43**, byly při největším zvětšení pozorovány velice malé částice o velikosti 1 – 3 nm, které se nacházely mezi vyloučenými karbidy. Pravděpodobně se jedná o malé precipitáty mědi. Pro přesnou identifikaci by bylo nutné provést transmisní elektronovou mikroskopii.

Za účelem posouzení kinetiky precipitačního účinku bylo provedeno popouštění pomocí indukčního ohřevu. Předpokladem pro tento krok byl pozitivní účinek vyšší rychlosti ohřevu na počet zárodků v kovové matici. Indukčním popuštěním z teploty 200°C a teplotní výdrží 1 min bylo dosaženo, v případě oceli s mědí, vyšší meze pevnosti cca o 38 MPa a meze kluzu cca o 42 MPa oproti oceli bez mědi. Zvýšené hodnoty mohou být například vysvětleny zpevněním tuhým roztokem, kdy určitá část Cu zůstává rozpuštěna v základní mřížce a atomy tak ztěžují pohyb dislokací. Alternativní příčinou zvýšení mechanických vlastností může být husté vyloučení velice jemných precipitátů. Vyloučení jemných precipitátů při nízké teplotě může souviset s dislokační hustotou martenzitu po kalení. Dislokace obecně fungují jako vhodné zárodky pro precipitaci a urychlují její kinetiku. Zmíněné teze budou podrobeny hlubšímu zkoumání.

8 Závěr

V rámci bakalářské práce bylo provedeno tepelné zpracování oceli 42SiCr s mědí a bez mědi s cílem zvýšení mechanických vlastností účinkem precipitačního vytvrzení mědi.

Proběhly experimentální tavby pružinové středně-uhlíkové oceli 42SiCr a 42SiCr s obsahem mědi 1,5 %. Za účelem stanovení rozsahu tvářecích teplot byla provedena pěchovací zkouška za tepla, která ověřila, že hraniční teplota tváření pro ocel s mědí je 1100°C. Tepelné zpracování se skládalo z indukčního ohřevu, kalení a následného popuštění současně s precipitací mědi v peci nebo indukčním ohřevem. Nejvýraznější rozdíl v mechanických vlastnostech byl zjištěn v případě popouštění v peci na teplotě 500°C s teplotní výdrží jedné hodiny. Ocel bez mědi dosáhla meze pevnosti 1476 MPa a meze kluzu 1358 MPa. Přítomnost mědi způsobila zvýšení meze pevnosti cca o 113 MPa a meze kluzu o cca 105 MPa.

Indukčním popuštěním na teplotě 200°C po dobu výdrže jedné minuty ocel bez mědi dosáhla meze kluzu 1580 MPa a meze pevnosti 2237 MPa. Přítomnost mědi způsobila nárůst meze kluzu o 43 MPa a nárůst meze pevnosti o 38 MPa.

Další experimenty by se měly zaměřit na optimalizaci teplot a dob popouštění pomocí indukčního ohřevu, sledovat vliv účinků mědi na mez pevnosti, kluzu a tažnost, případně dále provést zkoušky únavy materiálu a vrubové houževnatosti.

V praxi nacházejí využití oceli se zvýšeným obsahem mědi v případě velmi nízkého obsahu uhlíku. Tento experiment přináší nový poznatek o vlivu přítomnosti mědi u středně-uhlíkových ocelí. Přínos mědi, kromě precipitačního zpevnění a korozivzdornosti, by mohl být také např. ve využití recyklace železných materiálů, kde se měď často vyskytuje jako nežádoucí prvek.

9 Bibliografie

- [1] **Jana Skalová, Jaroslav Koutský, Vladislav Motička.** *Nauka o materiálu.* Plzeň : Fakulta strojní, 2007. ISBN2356.
- [2] **Jiří, Zelený.** *I Stavba strojů strojírenské součásti.* Brno : Computer press, a.s, 2007. ISBN 80-7226-311-0.
- [3] **Doc. Ing. J. Jech, CSc.** *Tepelné zpracování oceli.* Praha : SNTL, 1983. ISBN 04-408-83.
- [4] **P.Ryš, M.Cenek, K.Mazanev, A.Hrbek.** *Nauka o materiálu I Nauka o kovech 4.svazek, Železo a jeho slitiny.* Praha : ACADEMIA, 1975. ISBN 509-21-857.
- [5] **Václav Machek, Csc., Ing Jaromír Sodomka, Csc.** *Nauka o materiálu Struktury kovových materiálů 1. část.* Praha : ČVUT, 2006. ISBN 80-01-03379-1.
- [6] **Kraus, V.** *Tepelné zpracování a slinování.* Plzeň : Fakulta strojní, 1999. ISBN 80-7082-582-0.
- [7] **Skalová, Jana.** *Fyzikálně metalurgický slovník.* Plzeň : Západočeská univerzita v Plzni, 2001.
- [8] **Beneš, Ing. Dr Antonín.** *Technické kovy Jejich výroba, vlastnosti a zkoušení.* Praha : SNTL, 1957.
- [9] **kolektiv, A. Beneš a.** *Kovové materiály Vlastnosti a použití.* Praha : SNTL, 1986.
- [10] Strojirenství. *Zušlechťování.* [Online] [Citace: 14. 5 2017.] <http://strojirenstvi.studentske.cz/2008/10/zulechovn.html>.
- [11] Obrázek precipitačního zpevnění. [Online] [Citace: 10. 5 2017.] <https://classconnection.s3.amazonaws.com/947/flashcards/4285947/png/untitled22-145CA3D2CA75AAF4989.png>.
- [12] **Alfonso Rafael Fernández FuentesI, *, a další, a další.** SCIELO. *Effect of in service weld repair on the performance of CrMo steel steam pipelines.* [Online] [Citace: 31. 05 2017.] http://www.scielo.br/scielo.php?script=sci_arttext&pid=S1516-14392006000200008. ISSN 1980-5373.
- [13] Copper in steels. *Ispat guru.* [Online] 14. September 2014. [Citace: 26. 05 2017.] <http://ispatguru.com/copper-in-steels/>.
- [14] **Hana Šmídová, Petr Duchek.** *Chemie.* Plzeň : Západočeská univerzita v Plzni, 2007. ISBN.
- [15] **Akihiro Takemura, Yusuke Ugawa, Kazutoshi Kunishige, Yasuhiro Tanaka.** *Surface Hot Shortness of Copper Containing Steel.* Japonsko : The Japan Society for Heat Treatment, 2011.
- [16] **Bidyapati Mishra, K.Kumbhar, K.SivaKumar, K.SatyaPrasad, M.Srinivas.** *Effect ofcopperadditiononmicrostructureandmechanicalproperties.* Indie : MaterialsScience&Engineering, 2015.
- [17] **Hluchý, Miroslav.** *Strojírenská technologie 1 - 2. díl: Metalografie a tepelné zpracování.* Praha : SCIENTIA, 1999. ISBN 80-718-3140-9.
- [18] **Takaki, S.** *Materials Transactions.* 2004. pp. 2239-2244.

[19] **Mishra, B.** pp. 177-183.