

Vliv tváření ocelí za studena na jejich strukturu

Michal Kozel

Bakalářská práce
2020



Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně
Fakulta technologická

Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně

Fakulta technologická

Ústav výrobního inženýrství

Akademický rok: 2019/2020

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

(projektu, uměleckého díla, uměleckého výkonu)

Jméno a příjmení:	Michal Kozel
Osobní číslo:	T17089
Studijní program:	B3909 Procesní inženýrství
Studijní obor:	Technologická zařízení
Forma studia:	Kombinovaná
Téma práce:	Vliv tváření ocelí za studena na jejich strukturu

Zásady pro vypracování

1. Vypracování literární studie na dané téma.
2. Příprava vzorků pro hodnocení struktury.
3. Hodnocení struktury ocelí tvářených za studena.
4. Zhodnocení a závěr.

Forma zpracování bakalářské práce: **Tištěná/elektronická**

Seznam doporučené literatury:

[1] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2001. ISBN 8077204719372.

[2] VODÁREK, Vlastimil. *Metody studia struktury: učební text*. Ostrava: Vysoká škola báňská – Technická univerzita, 2012. ISBN 978-80-248-2559-5.

[3] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. Brno: CERM, c1999. ISBN 80-7204-130-4.

Vedoucí bakalářské práce: **Ing. Martin Bednařík, Ph.D.**
Ústav výrobního inženýrství

Datum zadání bakalářské práce: **2. ledna 2020**

Termín odevzdání bakalářské práce: **22. května 2020**

LS.

prof. Ing. Roman Čermák, Ph.D.
děkan

prof. Ing. Berenika Hausnerová, Ph.D.
ředitel ústavu

Ve Zlíně dne 10. února 2020

PROHLÁŠENÍ AUTORA BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

Beru na vědomí, že:

- bakalářská práce bude uložena v elektronické podobě v univerzitním informačním systému a dostupná k nahlédnutí;
- na moji bakalářskou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů (autorský zákon) ve znění pozdějších právních předpisů, zejm. § 35 odst. 3;
- podle § 60 odst. 1 autorského zákona má Univerzita Tomáše Bati ve Zlíně právo na uzavření licenční smlouvy o užití školního díla v rozsahu § 12 odst. 4 autorského zákona;
- podle § 60 odst. 2 a 3 autorského zákona mohu užit své dílo – bakalářskou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití jen s předchozím písemným souhlasem Univerzity Tomáše Bati ve Zlíně, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly Univerzitou Tomáše Bati ve Zlíně na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- pokud bylo k vypracování bakalářské práce využito softwaru poskytnutého Univerzitou Tomáše Bati ve Zlíně nebo jinými subjekty pouze ke studijním a výzkumným účelům (tj. k nekomerčnímu využití), nelze výsledky bakalářské práce využít ke komerčním účelům;
- pokud je výstupem bakalářské práce jakýkoliv softwarový produkt, považují se za součást práce rovněž i zdrojové kódy, popř. soubory, ze kterých se projekt skládá. Neodevzdání této součásti může být důvodem k neobhájení práce.

Prohlašuji,

- že jsem na bakalářské práci pracoval samostatně a použitou literaturu jsem citoval. V případě publikace výsledků budu uveden jako spoluautor.
- že odevzdaná verze bakalářské práce a verze elektronická nahraná do IS/STAG jsou obsahově totožné.

Ve Zlíně, dne:

Jméno a příjmení studenta:

.....
podpis studenta

ABSTRAKT

Bakalářská práce popisuje vliv tváření za studena a tepelného zpracování na mikrostrukturu oceli a její mechanické vlastnosti. V teoretické části jsou objasněny pojmy tváření za studena, tepelné zpracování a metalografie. Praktická část se zabývá experimentálním vyhodnocením mechanických vlastností a mikrostruktury zkoumaného vzorku. Před tvářením za studena, po tváření za studena, a po dvou variantách rekrytalizačního žíhání. Závěr práce je věnován porovnání naměřených hodnot v jednotlivých fázích výroby a porovnání dvou variant rekrytalizačního žíhání.

Klíčová slova: tváření za studena, žíhání, mikrostruktura

ABSTRACT

This bachelor's thesis describes the effect of cold forming and thermal processing on the microstructure of steel and its mechanical properties. In the theoretical part of the thesis the terms cold forming, thermal processing and metallography are clarified. The practical part of the thesis deals with the experimental evaluation of the mechanical properties and microstructure of the examined sample prior to cold forming, after the cold forming, and after the two variants of the recrystallization annealing. The conclusion of the thesis is devoted to the comparison of the values measured during the particular phases of the production and to the comparison of the two variants of the recrystallization annealing.

Keywords: cold forming, annealing, microstructure

Tímto bych rád poděkoval mému vedoucímu Ing. Martinovi Bednaříkovi za spolupráci a profesionální vedení při psaní této bakalářské práce. Zároveň bych rád poděkoval Ing. Radkovi Dubšíkovi, vedoucímu metalografické laboratoře ve společnosti AAM.

Prohlašuji, že odevzdaná verze bakalářské práce a verze elektronická nahraná do IS/STAG jsou totožné.

OBSAH

ÚVOD	10
TEORETICKÁ ČÁST	11
1 TVÁŘENÍ.....	12
1.1 MECHANISMY PLASTICKÉ DEFORMACE.....	12
1.1.1 SKLUZ.....	12
1.1.2 DVOJČATĚNÍ	12
1.2 ZMĚNA MECHANICKÝCH VLASTNOSTÍ	13
1.2.1 DEFORMAČNÍ ZPEVNĚNÍ	13
1.2.2 DEFORMAČNÍ ODPEVNĚNÍ.....	13
1.3 TVÁŘENÍ ZA STUDENA	14
1.3.1 TECHNOLOGIE OBJEMOVÉHO TVÁŘENÍ ZA STUDENA.....	14
2 MATERIÁLY VHODNÉ K TVÁŘENÍ ZA STUDENA.....	16
3 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ KOVOVÝCH MATERIÁLŮ.....	17
3.1 ZÁKLADNÍ ROZDĚLENÍ ZPŮSOBŮ TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ.....	17
3.1.1 ŽÍHÁNÍ.....	17
3.1.2 KALENÍ.....	18
3.2 TEORIE TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ.....	20
3.2.1 OHŘEV	20
3.2.2 OCHLAZOVÁNÍ.....	21
3.3 ŽÍHÁNÍ S PŘEKRYSTALIZACÍ.....	21
3.3.1 HOMOGENIZAČNÍ ŽÍHÁNÍ.....	21
3.3.2 NORMALIZAČNÍ ŽÍHÁNÍ	22
3.3.3 ŽÍHÁNÍ PRO ZHRUBNUTÍ ZRNA.....	22
3.3.4 ŽÍHÁNÍ AUSTENITIZAČNÍ.....	23
3.4 ŽÍHÁNÍ BEZ PŘEKRYSTALIZACE	23
3.4.1 ŽÍHÁNÍ REKRYSTALIZAČNÍ.....	23
3.4.2 ŽÍHÁNÍ NA MĚKKO.....	23
3.4.3 ŽÍHÁNÍ NA ODSTRANĚNÍ VNITŘNÍHO NAPĚTÍ	24
3.5 ŽÍHÁNÍ KOMBINOVANÉ	25
3.5.1 IZOTERMICKÉ ŽÍHÁNÍ.....	25
4 METALOGRAFIE.....	26
4.1 SVĚTELNÁ MIKROSKOPIE.....	26
4.1.1 OPTICKÉ ZVIDITELNĚNÍ STRUKTURY	27
4.2 PŘÍPRAVA METALOGRAFICKÉHO VZORKU.....	28

4.2.1	ODBĚR VZORKU	28
4.2.2	PREPAROVÁNÍ VZORKU.....	29
4.2.3	BROUŠENÍ.....	30
4.2.4	LEŠTĚNÍ.....	30
4.2.5	LEPTÁNÍ.....	31
5	METALOGRAFIE SLITIN ŽELEZA	32
5.1	ROVNOVÁŽNÝ DIAGRAM ŽELEZO-UHLÍK.....	32
5.1.1	BODY PŘEMĚNY	33
5.2	STRUKTURNÍ SOUČÁSTI METASTABILNÍ SOUSTAVY ŽELEZA S UHLÍKEM	33
5.2.1	AUSTENIT	34
5.2.2	FERIT.....	34
5.2.3	CEMENTIT.....	34
5.2.4	PERLIT.....	34
5.2.5	LEDEBURIT	35
5.3	VLIV LEGUJÍCÍCH PRVKŮ	35
5.3.1	NIKL.....	35
5.3.2	MANGAN	36
5.3.3	CHROM.....	36
5.3.4	KŘEMÍK	36
5.3.5	MOLYBDEN.....	36
5.3.6	WOLFRAM	36
5.3.7	VANAD	36
	PRAKTICKÁ ČÁST.....	37
6	CÍL BAKALÁŘSKÉ PRÁCE.....	38
7	ODBĚR A PŘÍPRAVA ZKUŠEBNÍHO VZORKU.....	39
7.1	DĚLENÍ MATERIÁLU	39
7.2	MĚŘENÍ TVRDOSTI.....	40
7.3	PŘÍPRAVA VZORKU.....	41
7.4	VYHODNOCENÍ MIKROSTRUKTURY	42
8	NAMĚŘENÉ HODNOTY A POZOROVÁNÍ	44
8.1	VSTUPNÍ MATERIÁL.....	44
8.1.1	NAMĚŘENÁ TVRDOST VSTUPNÍHO MATERIÁLU	44
8.1.2	MIKROSTRUKTURA VSTUPNÍHO MATERIÁLU	45
8.2	MATERIÁL PO LISOVÁNÍ	47

8.2.1	NAMĚŘENÁ TVRDOST PO LISOVÁNÍ	47
8.2.2	PRŮBĚH VLÁKEN	48
8.2.3	MIKROSTRUKTURA PO LISOVÁNÍ.....	50
8.3	MATERIÁL PO ŽÍHÁNÍ PŘI 700 °C NA 2 HODINY	54
8.3.1	NAMĚŘENÁ TVRDOST ŽÍHÁNÍ.....	54
8.3.2	MIKROSTRUKTURA PO ŽÍHÁNÍ.....	55
8.4	MATERIÁL PO ŽÍHÁNÍ PŘI 600 °C NA 2 HODINY	59
8.4.1	NAMĚŘENÁ TVRDOST PO ŽÍHÁNÍ	59
8.4.2	MIKROSTRUKTURA PO ŽÍHÁNÍ.....	60
	ZÁVĚR	64
	SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	66
	SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK.....	68
	SEZNAM OBRÁZKŮ	69
	SEZNAM TABULEK	71
	SEZNAM PŘÍLOH	72

ÚVOD

Objemové tváření za studena má vliv na změnu mechanických vlastností tím, že z měkkých tvárných ocelí vytvoříme díl požadovaného tvaru a ponecháme ho bez konečného tepelného zpracování. S cílem získání lepších mechanických vlastností, jako je pevnost a mez kluzu, i za cenu nižší tažnosti. Díly tvářené za studena obvykle nevznikají na jednu tvářecí operaci. Pro obnovu plasticity se mezioperačně využívá tepelného zpracování.

Právě spojením tepelného zpracování a vnitřních napětí po tvářecích operacích, které je typickým průvodním jevem této technologie, dochází i k poměrně značným změnám ve struktuře tvářeného materiálu, ke kterým by bez průvodního jevu zpevnění, respektive vnitřního napětí po tváření, nedošlo.

Vnitřní strukturou slohu kovů a slitin se zabývá obor, který se nazývá metalografie, a to zviditelněním struktury materiálu pomocí světelného nebo elektronového mikroskopu. Dokáže stanovit, jak tento sloh souvisí s chemickým složením, teplotou a tepelným nebo mechanickým zpracováním. Tyto poznatky se využívají k volbě vhodného materiálu a k využití jeho nejlepších vlastností. Své uplatnění najde u vstupní kontroly materiálu, mezioperační kontroly, i jako kontrola konečných výrobků.

Cílem této bakalářské práce je za pomoci metalografických metod zmapovat změny vnitřní struktury v jednotlivých fázích výroby polotovaru tlakového filtru.

I. TEORETICKÁ ČÁST

1 TVÁŘENÍ

Tváření materiálu je proces, kdy materiál mění svůj tvar a vlastnosti. Materiál je účinkem vnějších sil přiveden do plastického stavu, aniž by došlo k narušení jeho celistvosti. Tváření materiálu ovlivňuje kromě jeho tvaru i vnitřní strukturu, a tím i mechanické vlastnosti výrobku. [3,4]

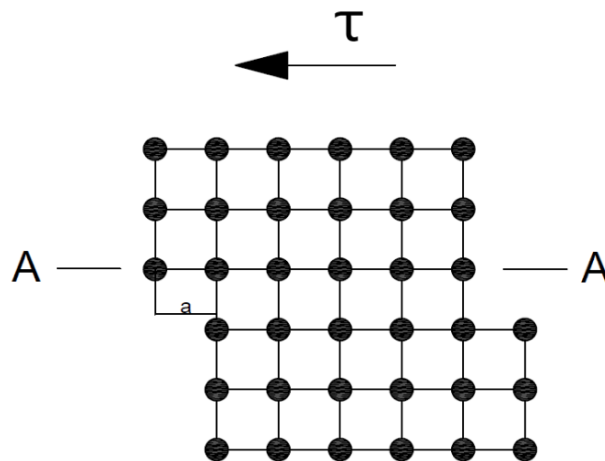
1.1 Mechanismy plastické deformace

Pružná deformace je charakteristická návratností do původního stavu po odstranění zatížení a platností Hookova zákona. Naproti tomu hlavním znakem plastické deformace je nevratnost procesu při zachování krystalické struktury kovu.

Plastická deformace vzniká skluzem nebo dvojčatěním, kde skluz je dominantním prvkem. Při současném uplatnění obou mechanismů se dosahuje velkých přetvoření. [4, 6]

1.1.1 Skluz

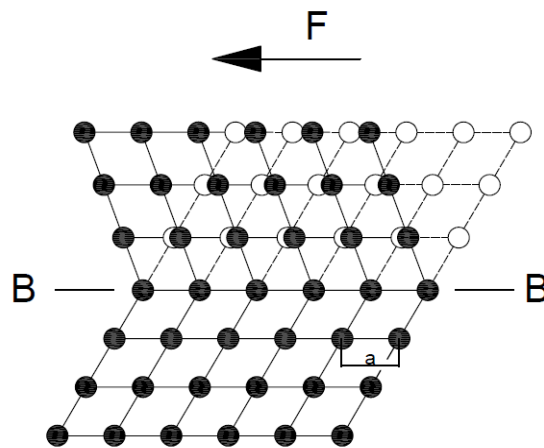
Ke skluzu nejčastěji dochází v rovině s největší hustotou atomů. Nastává, když maximální skluzové napětí dosáhne kritické hodnoty $\tau_{krit} \geq \tau_{max}$. [4, 6]



Obr. 1. Deformace skluzem. [Vlastní]

1.1.2 Dvojčatění

Dvojčatění je překlopení jedné části mřížky vůči druhé kolem roviny symetrie, kde vytváří zrcadlový obraz. K deformaci dvojčatěním obvykle dochází při vysokých rychlostech zatěžování, jako je například tváření rázem, nebo za velice nízkých teplot. [4, 6]



Obr. 2. Deformace dvojčatěním. [Vlastní]

1.2 Změna mechanických vlastností

Při tváření kovů dochází k plastickému přetvoření materiálu za obecných podmínek zpevnování a odpevnování, kde hlavní roli hraje rychlost a teplota přetvoření. [6, 9]

1.2.1 Deformační zpevnění

Zpevnění mění fyzikální vlastnosti kovu. Projevuje se narůstajícím odporem materiálu proti přetvoření s rostoucí intenzitou přetvoření. Mění jeho odolnost proti korozi, zvyšuje tvrdost, pevnost a mez kluzu. Hlavní příčinou je zvýšení hustoty dislokací, a v menší míře zablokování rovin kluzu, protínání dislokací ve skluzích. Děje se tak převážně při tváření za studena při teplotách [6,9]:

$$T \leq 0,3 \cdot T_{\text{tavení}}[\text{K}] \quad (1)$$

1.2.2 Deformační odpevnění

Odpevnění je odstranění příčin zpevnění. Je závislé na času a teplotě.

Probíhá s určitým časovým zpožděním za zpevnováním, nebo následně doplněním ohřevu po tváření.

Při teplotách dle rovnice (1) je odpevnění tak významné, že se mechanické vlastnosti materiálu v průběhu tváření za tepla v zásadě nemění.

Po tváření za studena často kovu vracíme původní vlastnosti, abychom mohli uskutečnit další tvářecí operace bez rizika vyčerpání plasticity. Proto po jednotlivých tvářecích operacích, jako je hluboké tažení nebo protlačování složitých součástí, zařazujeme mezioperační žihání.

Po tváření za studena je v krystalové mřížce kovu nashromážděná velká deformační energie. Tato energie způsobuje značnou termodynamickou nestabilitu materiálu. Návrat ke stabilnímu stavu nemůže nastat samovolně, ale pouze následným tepelným zpracováním.

Statické odpevnění po plastické deformaci se realizuje: zotavením s polygonizací, primární rekrystalizací a sekundárním růstem zrn. [6,9]

1.3 Tváření za studena

Tváření za studena se uskutečňuje při teplotách podstatně nižších, než je teplota rekrystalizace (rovnice 1).

Materiál přetvořený tvářením za studena vykazuje zvýšenou mez pevnosti i kluzu, čehož se značně využívá. Dochází tak ke snížení nákladů na vstupní materiál, který může být méně hodnotný, a tedy ekonomicky výhodnější.

V průběhu tváření probíhá zpevňování, a tvoří se deformační textura. Zrna kovu se tvářením v jednom směru deformují a protahují. Při značném jednosměrném tváření se usměrňují i jejich krystalografické osy za vzniku řádkovitých struktur s výraznou anizotropií mechanických vlastností, které se nedají zcela odstranit ani následným tepelným zpracováním. [4-6]

1.3.1 Technologie objemového tváření za studena

Technologie objemového tváření za studena se využívá hlavně v automobilovém průmyslu k výrobě polotovarů drážkovaných nábojů, hřídelí a spojovacích částí tlakových nádob. Rozlišujeme je podle směru tečení materiálu při tváření na:

- Zpětné protlačování, při kterém se materiál pohybuje proti směru pohybu průtlačníku. Z průtlačnice jsou výrobky vyhazovány vyhazovačem a odděleny stírači.
- Dopředné protlačování, kde se materiál pohybuje stejným směrem jako průtlačník. Výrobky jsou vyhazovány vyhazovači. Dopředného protlačování se hlavně využívá k zmenšování průměrů polotovarů.

- Sdružené protlačování, u kterého se jedná se o kombinaci dopředného a zpětného protlačování. Výrobek je z průtlačníku setřen stíračem. [11]

2 MATERIÁLY VHODNÉ K TVÁŘENÍ ZA STUDENA

Při objemovém tváření ocelí za studena se využívá ocelí s obsahem uhlíku do 0,45 – 0,5 %, přičemž nejvýhodnější pro tváření za studena jsou oceli do 0,25 % uhlíku. U ocelí k objemovému tváření za studena je požadovaná velikost austenitického zrna od 5 do 8 podle etalonu ISO nebo ASTM. Dále je požadovaná dezoxidace. Při dezoxidaci se snižuje obsah kyslíku. Nejčastěji se využívá srážecí dezoxidace za pomoci křemíku a hliníku. Zbytková koncentrace hliníku u oceli je v rozmezí 0,025 – 0,050 %. Materiály vhodné pro tváření za studena jsou uvedeny v normě EN 10 263, která má 5 částí:

- obecné technické dodací podmínky pro dané oceli,
- technické dodací podmínky pro oceli určené k tepelnému zpracování pozpracování za studena,
- technické dodací podmínky pro oceli k cementování,
- technické dodací podmínky pro oceli ke kalení a popouštění,
- technické dodací podmínky pro korozivzdorné oceli.

Materiál C15E2C použitý k výrobě popisované součásti je uveden v části 3. V tabulce je zobrazeno srovnání s jinými normami, kde je patrné, že se jedná o běžně dodávanou ocel pro cementování dle EN10084, pouze je nepatrně sniženo rozmezí obsahu uhlíku. Materiál je výhodný pro možnost tvářet ho v přírodním stavu přímo po válcování z oceláren bez vícenákladů na tepelné zpracování. [7]

Tab. 1. Srovnání norem

Norma	Materiál	Číslo materiálu	C	Si max.	Mn	P max.	S	Cr max.	Cu max.
EN 10263-3	C15E2C	1.1132	0,13 - 0,17	0,30	0,30 - 0,60	0,035	0,025	-	0,25
EN10084	C15E	1.1141	0,12 - 0,18	0,4	0,30 - 0,60	0,035	≤0,035	-	-
ČSN 412023	12023	-	0,12 - 0,19	0,15 - 0,40	0,35 - 0,65	0,04	0,04	0,25	-

[15, 16, 17]

3 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ KOVOVÝCH MATERIÁLŮ

Vlastnosti kovových materiálů závisejí, kromě chemického složení, na jejich vnitřní struktuře, tedy na velikosti, tvaru a rozložení jednotlivých fází. Vhodná struktura materiálu nám umožní jeho nejlepší využití jak po stránce mechanické, tak po stránce ekonomické, kdy můžeme použít méně hodnotný materiál.

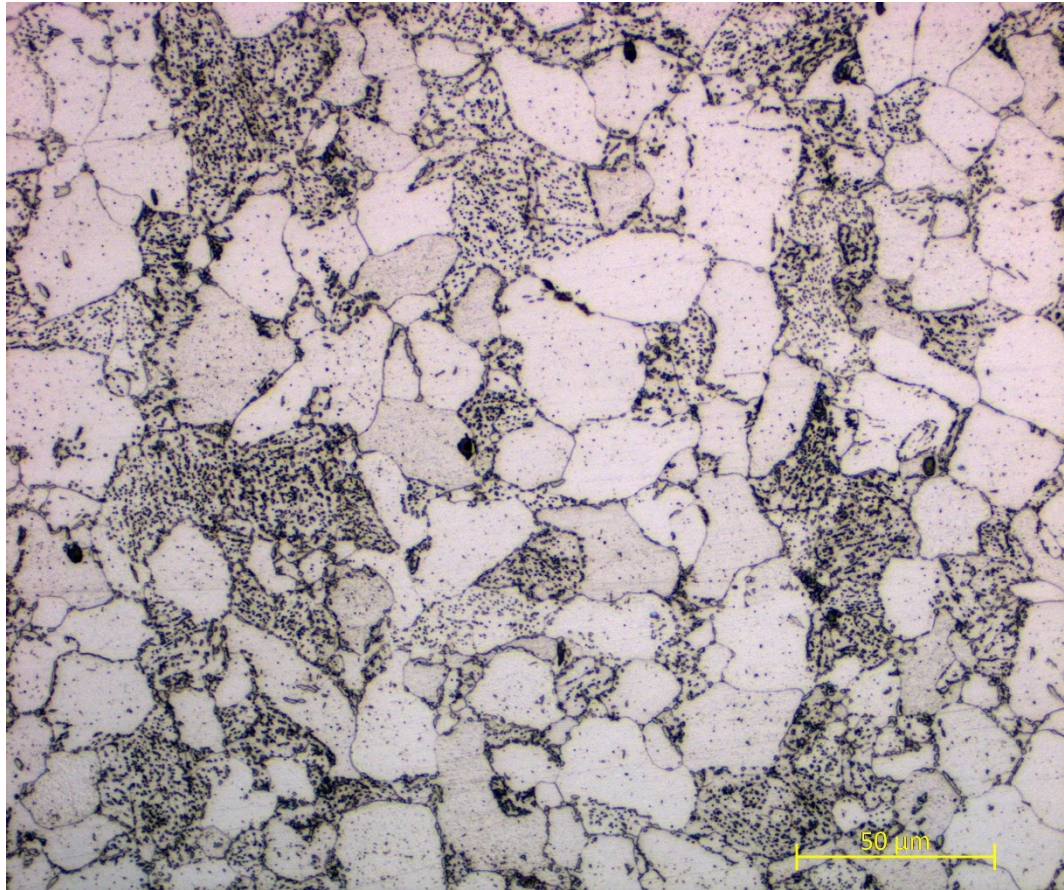
Tepelným zpracováním nazýváme všechny činnosti, při kterých materiál záměrně zahříváme a ochlazujeme, aby získal potřebné vlastnosti. [1, 2, 7, 8]

3.1 Základní rozdělení způsobů tepelného zpracování

Tepelné zpracování ovlivňuje mechanické vlastnosti materiálu (pevnost, tvrdost, houževnatost) a technologické (tvářitelnost, obrobitelnost). Může však ovlivnit i fyzikální vlastnosti materiálu jako je elektrický odpor a elektromagnetická indukce. U tepelného zpracování probíhá vždy sled základních operací: ohřev určitou rychlostí na danou teplotu, setrvání na této teplotě a ochlazování určitou rychlostí na konečnou teplotu. Dosažení rovnovážného stavu při fázových změnách v tuhém stavu zásadně ovlivňuje difúze, která je ovlivněna teplotou a výdrží na této teplotě, při níž může ještě probíhat. Způsob ovlivnění difúze rozděluje tepelné zpracování na dvě základní skupiny, žíhání a kalení. [1, 2, 7, 8]

3.1.1 Žíhání

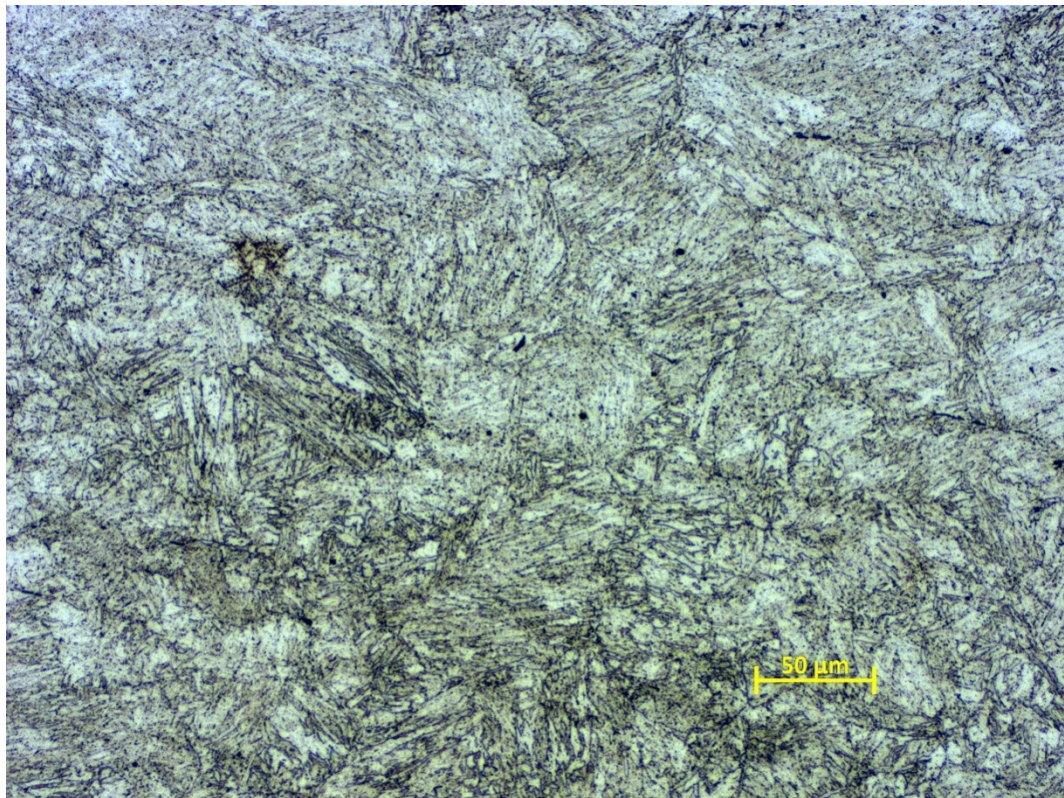
Sjednocujícím faktorem různých typů žíhání je snaha o docílení struktur tvořených rovnovážnými fázemi. Žíhání je charakteristické relativně nízkou ochlazovací rychlostí podobnou přirozenému chladnutí na klidném vzduchu. Nejběžnějším cílem žíhání je dosažení jemnozrnné homogenní struktury s dobrou tvárností, houževnatostí a obrobitelností. Vhodným žíháním lze odstranit chemickou heterogenitu a snížit vnitřní pnutí. Žíhání může být zařazeno jako operace přípravná, nebo mezioperační (k obnovení plasticity nebo k usnadnění obrábění). Často je žíhání finální operací tepelného zpracování, která určuje konečné materiálové vlastnosti výrobků. [1, 2, 7, 8, 13]



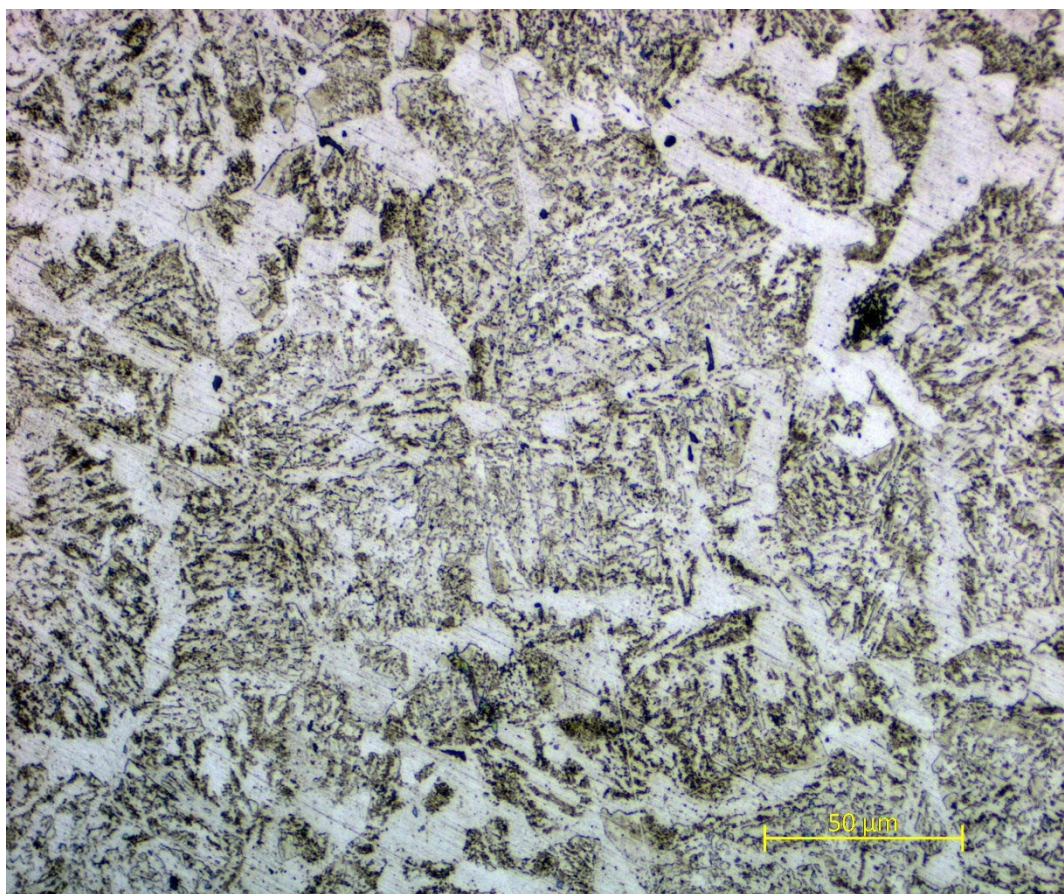
Obr. 3. Příklad vyžihaného materiálu na měkko (zvětšeno 200krát). [vlastní]

3.1.2 Kalení

Kalení je způsob tepelného zpracování, kde je cílem dosažení nerovnovážného stavu oceli. Převažující strukturní složka rozděluje kalení na martenzitické nebo bainitické. Nejčastěji je v technické praxi požadována martenzitická struktura. [1, 2, 7, 8]



Obr. 4. Martenzit – materiál 16MnCr5 (zvětšeno 500krát). [vlastní]



Obr. 5. Bainit – materiál 16MnCr5 (zvětšeno 500krát). [vlastní]

3.2 Teorie tepelného zpracování

3.2.1 Ohřev

Při ohřívání slitiny, která nevykazuje alotropickou přeměnu, ale obsahuje segregát, dochází vlivem překročení segregáční teploty ke zpětnému rozpouštění segregátu na tuhý roztok. Tento přechod probíhá postupně, a vyžaduje čas na homogenizaci tuhého roztoku. Doba je nepřímo úměrná překročení segregáční teploty.

U ocelí s alotropickou přeměnou v tuhém stavu proběhne při teplotě nad A_{c1} a A_{c3} fázová přeměna, kterou nazýváme austenitizace. Při překročení teploty A_{c1} dochází k přeměně perlitu na austenit, a v rozmezí teplot A_{c1} a A_{c3} dochází k postupné přeměně feritu na austenit. Oba tyto děje jsou závislé na difúzi, a probíhají postupně v závislosti na teplotě přeměny.

- U eutektoidní oceli při dosažení teploty A_{c1} vznikají austenitická zrna na zárodcích z lamel perlitického feritu a cementitu, kdy se cementit rozpouští v austenitu, až druhotně. Při teplotách blízkých teplotě A_{c1} nebo při krátkých časech může vzniknout nehomogenní austenit s nerozpuštěnými lamelami cementitu. Ke vzniku homogenního austenitu je tak potřeba značné překročení teploty A_{c1} , nebo dlouhá výdrž na teplotě.
- U podeutektoidních ocelí se nejprve přeměňuje perlit na nehomogenní austenit a potom následuje přeměna feritu na austenit. K přeměně na homogenní austenit může dojít pouze při značném překročení teploty A_{c3} , nebo dostatečně dlouhé době výdrže na teplotě.
- U nadeutektoidní oceli se nejprve přeměňuje perlit na nehomogenní austenit, a potom následuje přeměna sekundárního cementitu na austenit. K přeměně na homogenní austenit může dojít pouze při značném překročení teploty A_{cm} , nebo dostatečně dlouhé době výdrže na teplotě.
- U legovaných ocelí dochází při austenitizaci po rozpuštění cementitu obvykle k rozpuštění karbidů legujících prvků, a následně teprve ke vzniku homogenního austenitu.

Po překrytalizaci nebo rozpouštění segregátu dochází při dalším navyšování teploty nebo prodlužováním výdrže na teplotě k růstu zrna, což má hlavní význam u ocelí. Těsně po překrytalizaci vzniká jemnozrný austenit, při setrvání na teplotách nad A_{c3} u ocelí hru-

bozrných dochází k rychlému zhrubnutí zrna. Naproti tomu u jemnozrnných ocelí dochází k zhrubnutí austenitického zrna při podstatně vyšších teplotách. Velikost austenitického zrna má hlavně u legovaných ocelí podstatný vliv na jejich vlastnosti. Čím bude austenitické zrno jemnější, tím bude horší tvárnost a obrobitelnost, ale naopak bude vyšší tažnost a houževnatost. Jemnější zrno také způsobuje nižší tvrdost a menší vnitřní pnutí.

Uvedené zásady platí obecně i naopak. Avšak nadměrná hrubozrnnost způsobuje vždy nepřijatelné zhoršení vlastností, a je nežádoucí. [1, 2, 7, 8]

3.2.2 Ochlazování

Obvykle se rychlosti ochlazování volí podstatně větší, než předpokládá rovnovážný diagram. Tím jsou bržděny difúzní pochody, a slitiny se nacházejí v nestabilním stavu, který neodpovídá rovnovážnému diagramu. Často uvádíme slitiny do stavu značné nestability pro jeho velmi výhodné vlastnosti. Zvýšením rychlosti ochlazování nad kritickou mez můžeme dokonce difúzní pochody zcela potlačit. [1, 2, 7, 8]

3.3 Žihání s překrystalizací

3.3.1 Homogenizační žihání

Cílem homogenizačního žihání je co nejvíce homogenizovat nestejně složené oceli pomocí difúze. Chemická nehomogenita vzniká již při chladnutí odlité oceli mezi teplotou likvidu a solidu. U ocelí s vysokým obsahem uhlíku a slitinových prvků se z taveniny vylučují primární karbidy.

Homogenizační žihání je ohřev na teplotu podstatně větší, než je teplota A_{c3} a $A_{cm,tj}$. 1000 až 1250 °C, dostatečně dlouhá výdrž na této teplotě (6 a více hodin) a pomalé ochlazení. Dlouhá výdrž na vysoké teplotě způsobuje na povrchu okuje a povrchové vrstvy se oduhlíčí. Proto homogenizační žihání zařazujeme ještě na ingotu nebo polotovaru, aby neovlivnilo finální výrobek. U ocelí, které již prošly tvářením, probíhá difúzní vyrovnání chemického složení podstatně rychleji, protože mají rozrušenou licí strukturu. Další tvářením po homogenizačním žihání způsobuje zjemnění zrna. [1]

3.3.2 Normalizační žíhání

Cílem normalizačního žíhání je zjemnění hrubého zrna, které v oceli vzniká již při lití, nebo vlivem tváření za vysoké teploty, popřípadě dlouhodobým žíháním za vysokých teplot. Dotvářecí teplota, stupeň přetvoření a rychlost ochlazování nejsou stejné. Liší se u různých výrobků i u jednotlivých částí stejného výrobku vlivem různých průměrů. Proto mívají jednotlivé výrobky různou velikost zrna, a můžou se různě chovat při tepelném zpracování. Normalizační žíhání vytvoří jemnější zrna, a hlavně stejnoměrně velké, v celém průřezu.

- Normalizační žíhání pod eutektoidní oceli je ohřev na teplotu o 30 – 50 °C nad A_{c3} s následným volným ochlazením na vzduchu.
- Oceli nadeutektoidní se obvykle normalizačně nežíhají. Pokud potřebujeme odstranit karbidické sít'ové na hranici zrn, volíme normalizační teplotu cca 30 °C nad bodem A_{cm} s následným rychlým ochlazením na teplotu pod 700 °C. Další ochlazování musí být pomalé, aby se austenit přeměnil na perlit a nenastalo zakalení, které by vedlo k velkému pnutí a vzniku trhlin. Pokud chceme pouze zjemnit zrna, provádíme ohřev jen nad teplotu A_{c1} s následujícím ochlazením na vzduchu.

Normalizační žíhání nepoužíváme jen jako přípravu pro následující kalení, ale i jako konečnou operaci méně namáhaných součástí většinou z uhlíkové oceli.

Zjemnění zrna při normalizačním žíhání je způsobeno překrystalizací, a je proto tím větší, čím rychlejší byl ohřev na normalizační teplotu, a čím rychlejší bylo ochlazení. Nejdůležitější je normalizační žíhání u ocelových odlitků, kde se zjemní hrubé zrna vzniklé pomalým ochlazováním z lící teploty. Normalizační žíhání zlepšuje i plastické vlastnosti oceli.

Pro normalizační žíhání vzhledem k požadavku na rychlý ohřev a následné ochlazení na vzduchu jsou vhodné pece užívané ke kalení, popřípadě pece průběžné válečkové. [1, 13]

3.3.3 Žíhání pro zhrubnutí zrna

Nízkouhlíkové oceli mají po žíhání naměkko špatnou obrobitelnost. Proto se tyto oceli před obráběním normalizují. Obrobitelnost je obecně lepší u hrubozrnné struktury, vyvolává se úmyslně zhrubnutí zrna ohřevem na vyšší teploty (950 až 1100 °C) s následným pomalým ochlazováním v peci. [1]

3.3.4 Žihání austenitizační

Vysokolegované oceli manganem, niklem nebo chromem jsou austenitické i při běžných teplotách. Při pomalém ochlazování po tváření se u nich vylučují karbidy na hranicích austenitických zrn, ke stejnému vylučování karbidů dochází i při ohřevu a výdrži na teplotách 400 až 900 °C. Aby byly tyto oceli dále použitelné k dalšímu zpracování, musejí se tyto karbidy rozpustit vhodným tepelným zpracováním.

Při austenitizačním žihání se ocel ohřeje na teplotu, při které karbidy přecházejí do tuhého roztoku, dále následuje výdrž na této teplotě, a po ní tak rychlé ochlazení, aby se zabránilo vyloučení rozpuštěné fáze. U austenitických ocelí se používá nejčastěji teplota 1050 °C s následným ochlazováním ve vodě. Pouze u tenkých plechů nebo tyčí malých průřezů se používá ochlazení na vzduchu. Dalším ohřevem austenitické oceli, která prošla austenitizačním žiháním, lze docílit dalšímu vylučování karbidů. Tento druh tepelného zpracování se nazývá precipitační vytvrzování, a jeho hlavním cílem je zvýšit tvrdost materiálu. [1, 14]

3.4 Žihání bez překrystalizace

3.4.1 Žihání rekrytalizační

Rekrytalizační žihání obnovuje tvárné vlastnosti oceli po tváření za studena. U ocelí tvářených za studena lze tímto druhem žihání dosáhnout zjemnění zrna. Ve výjimečných případech i požadovaného zhrubnutí zrna.

Rekrytalizační žihání spočívá v ohřevu oceli tvářené za studena na teplotu v oblasti rekrytalizace, výdrži na této teplotě a následném ochlazení. Teplota nesmí přesáhnout teplotu A_{c1} , aby nenastala překrystalizace. Pokud je požadováno zjemnění zrna ve výsledné struktuře, použije se po menším stupni protváření (5–10 %) nižší teploty. Pro dosažení zhrubnutí zrna se po nižším stupni protváření použije vyšší teploty. [1]

3.4.2 Žihání na měkko

Žiháním na měkko je docíleno snížení tvrdosti pro jednodušší následné obrábění nebo tváření za studena a získání vhodných mechanických a fyzikálních vlastností, a v neposlední řadě k získání vhodné výchozí struktury pro následné kalení.

Základní varianta žihání na měkko spočívá v ohřevu na teplotu pod bodem A_{c1} a několika-hodinová výdrž na této teplotě. Pokud je základní struktura martenzitická nebo bainitická,

karbidy se vylučují a shlukují při této teplotě poměrně snadno a rychle. V případě struktury lamelární perlitické, probíhá sbalování lamel značně pomalu, a to tím pomaleji, čím jsou lamely hrubší. Při tomto druhu žíhání se z hrubého lamelárního perlitu vytváří hrubý globulární perlit, který není vhodnou strukturou pro následující kalení zejména nadeutektoidních ocelí. Žíhání na měkko není schopné odstranit nadeutektoidní karbidy vyloučené na hranici zrn. Žíhání je možné částečně urychlit kolísáním žíhací teploty kolem bodu A_1 , což platí pouze u menších výrobků. U větších výrobků dochází vlivem velké tepelné setrvačnosti ke změnám teploty pouze na povrchu součásti, a k požadovanému urychlení žíhání nedochází.

Podstatně rychleji dochází k vytvoření globulárního perlitu při žíhání při teplotách nad A_{c1} s následným plynulým ochlazováním. Tento způsob žíhání je jediný možný, jak dosáhnout z hrubého lamelárního perlitu na jemný globulární perlit. Předpokladem je austenitizace perlitu bez značné homogenizace austenitu, aby v ohřáté oceli bylo co nejvíce zárodků, z nichž se při ochlazování vyloučí jemné a stejnoměrně rozložené karbidy. Čím má ocel vyšší obsah uhlíku, tím déle trvá rozpuštění karbidů. Z tohoto důvodu se u nadeutektoidních ocelí používají vyšší žíhací teploty. Čím je ochlazování pomalejší přes kritické teploty, tím hrubší jsou karbidy a nižší výsledná tvrdost oceli. Ocel je nutné ochlazovat pomalu do teploty 600 až 650 °C, to znamená nejen do ukončení přeměny austenitu v perlit, ale i pod teplotu maximální rozpustnosti uhlíku ve feritu. [1]

3.4.3 Žíhání na odstranění vnitřního napětí

V materiálu vlivem nerovnoměrného chladnutí po tváření za studena, za tepla, ale i po svařování vzniká nežádoucí vnitřní napětí. Toto napětí se odstraňuje pomocí žíhání na odstranění vnitřního napětí bez záměrné změny struktury a podstatných změn původních vlastností oceli.

Jedná se o ohřev na teplotu nižší než teplota A_{c1} , výdrž na této teplotě a následující pomalé ochlazení. Při druhu žíhání je nutné dosáhnout rovnoměrného ohřevu, kdy nesmí nastat ani místní krátkodobé překročení popouštěcí teploty. [1]

3.5 Žihání kombinované

3.5.1 Izotermické žihání

Izotermické žihání zlepšuje obrobitelnost a tvářitelnost oceli, snižuje tvrdost a vnitřní napětí. Materiál se ohřeje na teplotu nejčastěji o 30 až 50 °C vyšší než A_{c3} , výdrž na této teplotě a následné ochlazení na teplotu perlitické přeměny, setrvání na této teplotě až do ukončení přeměny austenitu v perlit, a závěrečné ochlazení. Čím je teplota izotermické přeměny vyšší, tím se prodlužuje doba potřebná k jejímu ukončení, a tím je nižší konečná tvrdost. Požadovanou teplotu a dobu výdrže na teplotě nám určuje IRA diagram pro konkrétní ocel a austenitizační teplotu.

Izotermické žihání se dá s výhodou použít i pro žihání na měkko, a to hlavně u nadeutekto-
idních ocelí. Při tomto způsobu žihání při zvolení vhodné teploty vzniká struktura s velmi jemnými karbidy, které mají stejnoměrnou velikost a homogenní rozložení. Využití izotermického žihání je limitováno na menší výrobky, u nichž je možná rychlá změna teploty.

[1]

4 METALOGRAFIE

Začátky pozorování vnitřní struktury materiálu se datují do poloviny 19. století, kdy mineralog Sorby jako první pozoroval slitiny technického železa mikroskopem za pomoci odraženého světla. Metalografické techniky jsou od té doby nepřetržitě vyvíjeny až dodnes. Jejich význam je zásadní pro výrobu a zpracování kovů. Vnitřní struktura kovů, tj. druh fází, tvar a vzájemné uspořádání, které přímo určují technické vlastnosti daného materiálu. Podle typu použitého mikroskopu rozdělujeme metalografickou mikroskopii na mikroskopii světelnou, která využívá standardní světelný optický mikroskop se zvětšením Z 20 – 1500x, nebo na mikroskopii elektronovou. Elektronový mikroskop stejně jako světelný mikroskop je optické zařízení, kde jsou ovšem fotony nahrazeny elektrony, a skleněné čočky elektromagnetickými čočkami, což jsou vlastně cívky schopné vytvářet tvarové magnetické pole. Elektronové mikroskopy dosahují efektivního zvětšení Z až 1000 000x. V průmyslových podnicích se většinou používají světelné mikroskopy, které jsou několikanásobně levnější, a se zvětšením Z cca 1000x pro běžnou průmyslovou praxi zcela dostatečné. [6]

4.1 Světelná mikroskopie

Zobrazovací systém světelného mikroskopu je tvořen soustavou čoček. Tato soustava je optimalizovaná pro požadované zvětšení při zachování co nejvyššího kontrastu, rozlišení a hloubky ostrosti. Světelný mikroskop se skládá z objektivů a okuláru. Pozorovaný objekt je vložen mezi dvojnásobnou ohniskovou vzdáleností a ohniskem objektivu. Objektiv se nachází v bezprostřední vzdálenosti pozorovaného objektu. Paprsky procházející objektivem vytvářejí skutečný, převrácený zvětšený obraz objektu. Tento obraz pozorujeme v okuláru jako zvětšený, neskutečný, přímý obraz. Celkové zvětšení mikroskopu je dáno součinem zvětšení okuláru a objektivu. Celkové zvětšení mikroskopu je označováno písmenem Z . Rozlišovací schopnost světelného mikroskopu je dána užitečným zvětšením. Je definována jako nejmenší vzdálenost dvou bodů na pozorovaném objektu, které jsou od sebe jasně rozpoznatelné. U světelných objektivů se mimo jiné vyznačuje číselná apertura označovaná NA , a vypovídá o účinné světelnosti objektivu, a může sloužit jako hodnotící aspekt jakosti daného objektivu. Nejvyšší objektivy mívají aperturu: 1,3, popřípadě 1,4. V neposlední řadě má vliv na metalografické pozorování hloubka ostrosti objektivu na straně vzorku. Jedná se o vzdálenost mezi mezními rovinami, kdy je ještě pozorovaný povrch ostře viditelný. Při přípravě vzorku se proto snažíme dosáhnout co možná nejnižšího povr-

chového reliéfu. Hloubka ostrosti je závislá na rozlišitelné vzdálenosti a na vstupním úhlu objektivu. [6]

4.1.1 Optické zviditelnění struktury

K dosažení optimálního obrazu struktury a vysokého rozlišení je zapotřebí vhodný kontrast a dostatečné odrazení světla od jednotlivých prvků pozorované struktury. Důležitým aspektem pro optimální kontrast je způsob přípravy vzorku a využití vhodné optické metody.

Optické metody vytváření obrazu struktury jsou:

- Světlé a tmavé pole

U světlého pole světlo přichází z externího zdroje a odráží se od planparalelní polopropustné desky do objektivu. Světlo prochází objektivem na povrch vzorku, kde se odráží zpět do objektivu. Světlo odražené do objektivu prochází přes planparalelní desku do okuláru. Šikmé plochy se na reliéfu vzorku jeví jako tmavá místa, naproti tomu vodorovné plochy jako světlá místa.

U pozorování v tmavém poli je použito šikmého osvětlení vzorku mimo objektiv. Světlo je odraženo kovovým zrcadlem na paraboloidní kondenzátor a osvětluje povrch vzorku značně šikmým osvětlením k ose objektivu. Paprsky se od vodorovných ploch reliéfu odrážejí mimo objektiv, naproti tomu paprsky odražené od šikmých ploch reliéfu jsou odraženy do objektivu. Pozorování v tmavém poli způsobuje, že vidíme zářivě hranice zrn a různé kontury objektů, které jsou odkloněny od ideální roviny výbrusu.

- Polarizované světlo

Polarizované světlo výrazně zvyšuje kontrast jednotlivých zrn. U metalografických mikroskopů se používá lineární polarizace viditelného světla. U polarizovaného světla probíhají kmity vektorů omezeně pouze na jednu rovinu procházející paprskem. Polarizace světla se docílí pomocí odrazu světla, absorpcí, nebo dvojlomem. U metalografických mikroskopů se nejčastěji k polarizaci využívá dvojlom pomocí Nicolova hranolu.

- Fázový kontrast

Je založen na principu interference fázově posunutých světelných vln. Rozdíly na reliéfu naleptaného vzorku způsobují fázové posunutí sousedních vln odraženého

světla. Pomocí fázového kontrastu je možné pozorovat rozdíly převýšení reliéfu vzorku v rozmezí 1 až 5 nm.

- Interferenční kontrast

Tato metoda je založena na porovnávání interference mezi paprskem odraženým od povrchu pozorovaného vzorku a paprskem odraženým od povrchu srovnávacího etalonu. Interferenční mikroskopie se používá k pozorování nejmenších převýšení reliéfu povrchu např.: místa výběhu dislokací na povrch krystalu, deformační pásy.

[6]

4.2 Příprava metalografického vzorku

Světelná mikroskopie je základní metodou hodnocení struktury kovů, protože poskytuje komplexní informace o struktuře daného materiálu. Příprava vzorku vhodného k metalografickému posouzení na světelném mikroskopu má svoje pravidla, která musejí být dodržena, aby struktura zkoumaného vzorku touto přípravou nebyla pozměněna, a vzorek si tak udržel vypovídající hodnotu. [6]

4.2.1 Odběr vzorku

Vhodný způsob oddělení vzorku od materiálu a jeho místo hraje při přípravě výbrusu velkou roli, protože přímo ovlivňují, zda bude posouzení struktury objektivní. Způsob, jakým způsobem je vzorek oddělen z materiálů výrobku může zcela nebo zčásti ovlivnit podobu pozorované struktury. Hlavní zásadou je, že vzorek nesmí být zahřát na teplotu fázových přeměn, a nesmí u něj dojít k plastické deformaci. O velikosti vzorku rozhoduje především technologie přípravy výbrusu (ruční, automatická). Velikost obvykle volíme 1 až 2 cm². U strukturně nehomogenních výrobků musíme odebrat vzorků několik.

Zásady pro odběr vzorků:

- Vzorky odebíráme z takových míst materiálu výrobků, které reprezentují celkovou strukturu materiálu.
- Provedení odběru vzorku nesmí zapříčinit změnu struktury materiálu.
- U odlitků se volí místo odběru podle požadovaného záměru posouzení struktury odlitku.

- U tvářených výrobků se respektuje směr toku materiálu. Podle záměru se rovina výbrusu orientuje kolmo na vlákna, rovnoběžně s vlákny, nebo do míst předpokládaného vzniku technologických vad.
- U výrobků tepelně zpracovaných posuzujeme kvalitu zpracování na povrchu i uvnitř podle způsobu tepelného zpracování.

Měkké a snadno obrobitelné materiály oddělujeme pomocí řezání nebo odfrézování. Tvrdší a hůře obrobitelné materiály oddělujeme rozbrušováním, odlomením. Naprosto nevhodný způsob je řezání kyslíkem nebo obloukem z důvodu značného tepelného ovlivnění struktury. Nejčastěji se využívají metalografické chlazené kotoučové pily s rozbrušovacími kotouči, kde řezným prostředkem je Al_2O_3 uložený v bakelitu, nebo diamant uložený v kovové vrstvě. [6]



Obr. 6. Metalografická kotoučová pila. [12]

4.2.2 Preparování vzorku

Vzorky pro další zpracování musejí být takového tvaru a rozměru, aby se v případě automatického zpracování daly upnout do stroje, nebo se v případě ručního zpracování daly pohodlně držet v ruce. Pokud jsou vzorky menších rozměrů, zalijí nebo se zalisují do prys-

kyřice. U vzorků, kde nehrozí ovlivnění tlakem a teplotou, se používá zalisování vzorku za tepla do různých typů pryskyřic. Doba polymerizace je ve srovnání se zaléváním za studena podstatně kratší.

4.2.3 Broušení

U vybroušeného vzorku se požaduje, aby byl rovnoměrně drsný s minimálními nerovnostmi na povrchu, a zároveň aby broušení neovlivnilo strukturu. Broušením a leštěním vzniká na povrchu vzorku vrstva plasticky zdeformovaného materiálu. Její charakter je ovlivněn velikostí brusného zrna, tlakem a rychlostí při broušení. Broušení se provádí nejčastěji za mokra, kdy je méně ovlivněna struktura, a tento proces je celkově rychlejší a čistší než za sucha, protože části vzorku a brusiva jsou plynule odplavovány z kotouče. Při broušení se postupně přechází z hrubých brusných papírů cca P240 zrn/cm² až k nejjemnějším cca P1200 zrn/cm². Při broušení na mechanických bruskách nebo při ručním broušení se vzorkem nijak neotáčí, takže všechny stopy po broušení jsou rovnoběžné. Vzorek se pootočí vždy o 90° při výměně brusného papíru za jemnější.

Nejčastěji se pro broušení používá karbid křemíku, který je nanesený na papírovou nebo plastovou folii. [6]

4.2.4 Leštění

Za pomoci leštění dosáhneme zrcadlového rovného povrchu bez rýh po posledním broušení.

Na rozdíl od broušení při leštění již nedochází k odebrání materiálu ze vzorku. Dochází k zarovnání reliéfu povrchu vzorku vlivem leštících přípravků, které jsou nanášeny na textilní kotouče.

Druhy leštění:

- Mechanické
- Elektrolytické

Spočívá v anodickém rozpouštění vzorku, který je zapojen jako anoda v elektrolytickém obvodu. Průchodem el. proudu na povrchu vzniká tenká vrstva reakčních produktů. Tato vrstva reguluje intenzitu procházejícího proudu, a tím vytváří nerovnoměrné rozložení proudové hustoty. Největší hustota je na výstupcích reliéfu vzorku, ty se začínají rozpouštět jako první, a tím dochází ke srovnání povrchu vzorku.

- Chemické
Pracuje podobně jako leštění elektrolytické, ovšem bez průchodu el. proudu. Odběr přebytečného materiálu způsobují elektrochemické mikročlánky.
- Kombinované. [6]

4.2.5 Leptání

Leptáním vytváříme reliéf v kovové matici, která se po leštění jeví jako zářivě bílá. Leptání rozdělujeme na:

a) Chemické leptání

Působením chemických leptadel dochází ke vzniku reliéfu na leštěném povrchu, nebo vzniku reakčních zplodin. Různé fáze mají různou rezistenci k různým leptadlům. Leptání můžeme rozdělit podle typu vyvolané struktury na:

- leptání na hranice zrn,
- leptání plošné,
- leptání barevné.

b) Elektrochemické leptání

Je založeno na stejném principu jako elektrolytické leštění. Po lešticí fázi je zařazena fáze leptání, která probíhá na stejném zařízení jako leštění.

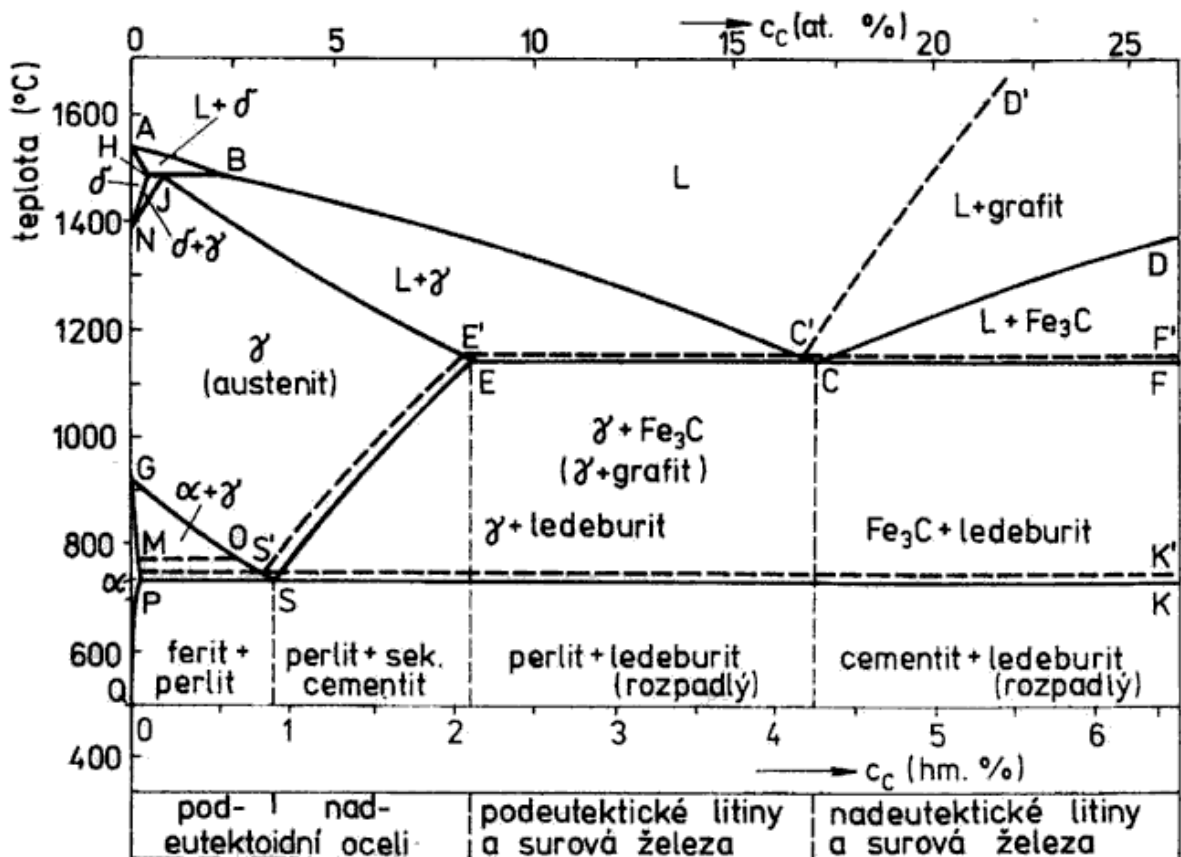
c) Tepelné leptání

Je založeno na principu vytvoření oxidické vrstvy, která má rozdílnou tloušťku na různých strukturních objektech (zrna, hranice zrn ...). Průhledné velmi tenké povlaky propouštějí pouze některé vlnové délky, takže můžeme pozorovat odlišné zbarvení jednotlivých zrn. Další možností tepelného leptání je využití selektivního odpařování částic kovu z různých míst při zahřívání ve vakuu, což způsobí vznik reliéfu.

5 METALOGRAFIE SLITIN ŽELEZA

5.1 Rovnovážný diagram železo-uhlík

U slitin železa s uhlíkem může být uhlík rozpuštěn, nebo tvoří se železem chemickou sloučeninu Fe_3C nazývanou cementit, anebo se vyskytuje jako grafit. Grafit je stabilní forma uhlíku a cementit je metastabilní forma. Uhlík v metastabilní formě nemůže přejít do rovnovážného stavu, pokud se do systému nedodá energie. Čisté slitiny železa s uhlíkem vždy krystalizují podle metastabilního systému Fe_3C . Pouze při velmi dlouhém žhání za vyšších teplot a je-li ve slitině obsažen křemík, rozpadne se cementit na železo a uhlík. [1,2]



Obr. 7. Rovnovážný diagram železo uhlík (metastabilní systém je znázorněn plnými čarami, stabilní systém je znázorněn čárkovaně). [11]

V technické praxi dělíme rovnovážný diagram na dvě základní části. Slitiny s obsahem uhlíku do 2,14 % označujeme jako oceli. Slitiny nad 2,14 % nazýváme surová železa a litiny.

Eutektoidní bod S rozděluje oceli na podeutektoidní s obsahem uhlíku do 0,765 %, eutektoidní s obsahem uhlíku 0,765 % a nadeutektoidní s obsahem uhlíku od 0,765 do 2,14 %. Eutektický bod C rozděluje litiny na podeutektické s obsahem uhlíku od 2,14 do 4,3%, eutektické s obsahem uhlíku 4,3% a nadeutektické s obsahem uhlíku od 4,3 do 6,68%. Křivka spojující body počátku tuhnutí (ABCD) se nazývá likvidus. Křivka spojující body konce tuhnutí (AHJEF) se nazývá solidus. Čisté železo se vyskytuje ve dvou modifikacích α do 911°C a γ od 911 do 1392°C. Metalografickým pokračováním železa α je železo δ v rozmezí teplot 1392 až 1536°C. [1,2]

5.1.1 Body přeměny

Body přeměny, které označují teploty začátku a konce objemových změn označujeme A_1 a A_3 . Body přeměny pro ohřev se označují přidáním indexu c (A_{c1}, A_{c3}), u bodů pro ochlazování se přidává index r (A_{r1}, A_{r3}). Teploty bodů přeměny při ohřevu jsou vyšší než při ochlazení. Při nízkých rychlostech ohřevu, nebo ochlazování se tyto rozdíly stírají a body A_c a A_r mohou splynout v jeden bod, který pak označujeme pomocí indexu e (A_{e1}, A_{e3}). Bod A_{cm} určuje při ohřevu (A_{cm}) teplotu konce rozpouštění a při ochlazování (A_{cm}) teplotu počátku vylučování cementitu z austenitu.

Teploty přeměn v diagramu Fe-Fe₃C:

- A_0 (210-215°C) při této teplotě cementit při ohřevu ztrácí a při ochlazování nabývá feromagnetické vlastnosti nazývá se Curieův bod cementitu.
- A_1 (727°C) teplota eutektoidní přeměny.
- A_2 (760°C) při této teplotě se mění feromagnetické vlastnosti železa α na paramagnetické. Nazývá se Curieův bod feritu, ve kterém nedochází ke změně struktury.
- A_3 (727-911°C) teplota přeměny železa α na železo γ .
- A_4 (1392 °C) teplota přeměny železa γ na železo δ . [1,2]

5.2 Strukturní součásti metastabilní soustavy železa s uhlíkem

Hlavní strukturní součásti v metastabilní soustavě železa s uhlíkem jsou:

- Austenit,
- Ferit,
- Cementit.

Další struktury, které vznikají z uvedených základních:

- Perlit,
- Ledeburit. [1, 2]

5.2.1 Austenit

Austenit je tuhý roztok železa γ s uhlíkem. Uhlík je uložen ve středech hran a ve středu elementární buňky železa γ . Austenit je dobře tvárný, houževnatý a nemagnetický čehož se využívá hlavně při tváření za tepla. Krystaly austenitu mají šedou barvu a krystalizují v plošně středěné mřížce. Vyskytuje se pouze při teplotách nad A_1 . U některých vysokolegovaných ocelí zůstává austenit i při běžných teplotách tedy pod A_1 , pak je ovšem nazýván zbytkovým austenitem. [1, 2]

5.2.2 Ferit

Ferit je intersticiální roztok uhlíku v železe α . Maximální rozpustnost uhlíku ve feritu při eutektoidní teplotě je 0,02%. Tato menší rozpustnost uhlíku ve feritu oproti austenitu je dána tím, že mezery mezi atomy v mřížce feritu jsou menší než v mřížce austenitu. Ferit je měkký a tvárný. Do teploty 760°C je magnetický nad touto teplotou je již nemagnetický a nazývá se ferit β . [1, 2]

5.2.3 Cementit

Cementit obsahuje 6,68 hmotnostních % uhlíku. Je to dáno tím, že jeho elementární buňka je ortorombická s dvanácti atomy železa a čtyřmi atomy uhlíku. Do teploty 217°C je magnetický. Je velmi tvrdý cca 650 HV a křehký s typicky světlými krystaly. U slitin s obsahem uhlíku nad 4,3 % a u ocelí slitinových vyšším obsahem uhlíku i slitinových prvků se v místech zvýšené nehomogenity vylučuje z feritu podle čáry PQ. [1, 2]

5.2.4 Perlit

Perlit je směs destiček (lamel) feritu a cementitu, za určitých podmínek se destičky mohou sbalit do zrníček (globulí). Perlit je pak tvořen směsí zrníček ve feritové hmotě. A nazýváme jej globulárním perlitem. Tvrdost perlitu je cca 190 – 350 HBS, pevnost R_m se pohybuje od 700 – 1200 MPa. Globulární perlit je měkčí a lépe tvárný než lamelární. Perlit vzniká rozpadem austenitu při ochlazení pod teplotou A_1 . U podeutektoidních ocelí se při pomalém ochlazení pod teplotami GOS vylučuje ferit, tím se tuhý roztok obohacuje o uhlík, kdy při teplotě 727°C dosáhne hodnoty 0,9 % a dojde k přeměně na perlit.

U nadeutektoidních ocelí se při ochlazování pod čarou SE začíná vylučovat sekundární cementit. Tím jak austenit ztrácí uhlík, při teplotě A_1 , dosáhne obsah uhlíku ve zbylém austenitu 0,765%, tím se austenit přemění na perlit. [1, 2]

5.2.5 Ledeburit

Ledeburit je tvořen z cementitu a austenitu. Při ochlazení na teplotu 1147 °C ztuhne tavenina železa s obsahem 4,3 % uhlíku na ledeburit. Protože při tomto chemickém složení má slitina nejnižší bod tavení, je bod C bodem eutektickým. Ledeburit se může vyskytovat i v ocelích (s obsahem uhlíku 1–2 % uhlíku), je-li vysokým obsahem slitinových prvků zúžena oblast austenitu a bod E je posunut značně doleva tj. směrem k nižšímu obsahu uhlíku. [1]

5.3 Vliv legujících prvků

Ke zlepšení vlastností např.: zvýšení tvrdosti a pevnosti při vyhovující houževnatosti, zlepšení prokalitelnosti, odolnosti proti opotřebení a korozi, přidáváme do ocelí další legující prvky. Legující prvky tvoří obvykle se železem substituční nebo intersticiální tuhé roztoky.

Legující prvky dělíme na:

- Austenitotvorné (nikl, mangan, měď) – snižují teplotu A_3 a zvyšují teplotu A_4 ,
- Feritotvorné (chrom, křemík, molybden, wolfram, vanad) – zvyšují teplotu A_3 a snižují teplotu A_4 ,
- Karbidotvorné (chrom, molybden, wolfram, vanad, titan) – mají schopnost se slučovat s uhlíkem a vytvářet karbidy,
- Nekarbidotvorné (nikl, křemík) – nazývané grafitizační. [1, 2]

5.3.1 Nikl

Nikl má neomezenou rozpustnost v železe γ , částečná rozpustnost v železe α , rozšiřuje oblast železa γ , má pozitivní vliv na houževnatost a prokalitelnost, u nezušlechtěných ocelí zvyšuje pevnost, je důležitou legurou u žáruvzdorných a korozivzdorných ocelí. U litin zjemňuje strukturu. [2]

5.3.2 Mangan

Mangan má neomezenou rozpustnost v železe γ , v malé míře v železe α , rozšiřuje oblast železa γ , zvětšuje prokalitelnost, pevnost, tvrdost a odolnost proti opotřebení. Je legujícím prvkem ocelí žáruvzdorných, korozivzdorných. U litin zvyšuje tekutost, a zároveň při vyšších koncentracích zvyšuje tvrdost a křehkost. [2]

5.3.3 Chrom

Chrom má neomezenou rozpustnost v železe α , v malé míře v železe γ , uzavírá oblast γ , je karbidotvorný, zvyšuje odolnost proti korozi, prokalitelnost, pevnost, žáruvzdornost, odolnost proti opotřebení. U litin zvyšuje tvrdost. [2]

5.3.4 Křemík

Křemík je částečně rozpustný v železe α i v železe γ , uzavírá oblast γ , má grafitizační účinek, zabraňuje oxidaci i za zvýšených teplot. U ocelí zvyšuje pevnost a prokalitelnost. U litin zvyšuje tekutost. Zvětšuje sklon ke tvoření bublin a pórů v odlitku. [2]

5.3.5 Molybden

Molybden je částečně rozpustný v železe α , méně v železe γ . Uzavírá oblast γ . Je výrazně karbidotvorný, zlepšuje prokalitelnost, korozivzdornost, odolnost proti opotřebení. U litin zvyšuje pevnost a zjemňuje strukturu. [2]

5.3.6 Wolfram

Wolfram je částečně rozpustný v železe α i v železe γ , uzavírá oblast γ , je výrazně karbidotvorný, zvyšuje prokalitelnost, odolnost proti ztrátě pevnosti při popouštění, vyvolává vytvrzení, zvyšuje žárupevnost. [2]

5.3.7 Vanad

Vanad je neomezeně rozpustný v železe α , částečně v železe γ , uzavírá oblast γ , je výrazně karbidotvorný, zvyšuje prokalitelnost, odolnost proti ztrátě pevnosti při popouštění, vyvolává vytvrzení, zvyšuje tvrdost a žárupevnost. [2]

II. PRAKTICKÁ ČÁST

6 CÍL BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

Cílem mé bakalářské práce bylo vyhodnocení změn mikrostruktury a vlastností materiálu, které vznikly tvářením za studena a po následném žihání. Tepelné zpracování po tvářením za studena bylo realizováno dvěma postupy rekrystalizačního žihání:

1. teplota 700 °C s výdrží na teplotě 2 hodiny
2. teplota 600 °C s výdrží na teplotě 2 hodiny

7 ODBĚR A PŘÍRAVA ZKUŠEBNÍHO VZORKU

Odběr zkušebních vzorků probíhal ve firmě AAM Oslavany. Konkrétně byly odebrány vzorky vstupního materiálu, vzorky po zpětném protlačení, a vzorky po dvou variantách rekrytalizačního žhání.

3. teplota 700 °C s výdrží na teplotě 2 hodiny
4. teplota 600 °C s výdrží na teplotě 2 hodiny

7.1 Dělení materiálu

Veškerý materiál byl oddělen metalografickou pilou Struers – Discotom 6. Použité řezné kotouče byly 20A25 a 40A25, řezná rychlost 1,0 mm/s. Řez byl chlazen řeznou emulzí, aby nedošlo k jeho tepelnému ovlivnění.



Obr. 8. Metalografická pila

7.2 Měření tvrdosti

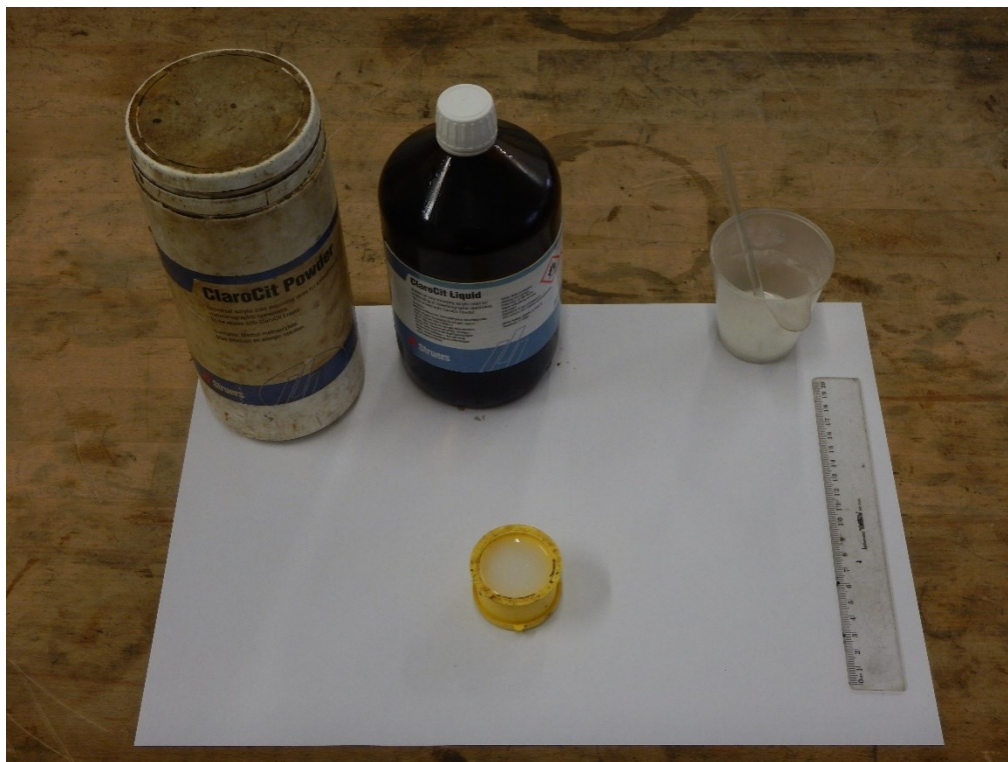
Tvrдост byla měřena dle normy ČSN EN ISO 6506, konkrétně metodou HBW 2,5/187,5. Jako indentor byla použita kulička ze slinutého karbidu o průměru 2,5 mm zatěžována silou 187,5 kg po dobu 10 – 15 s. Měření bylo provedeno na přístroji: Wolpert Dia Testor 2N zobrazeném na obrázku 9.



Obr. 9. Tvrdoměr

7.3 Příprava vzorku

Metalografickou pilkou připravené vzorky byly vloženy do formy a zality dvousložkovou pryskyřicí pro zalévání za studena ClaroCit Powder. Pryskyřice má medovou konzistenci, jak je vidět na obrázku 10, která po 30 minutách dokonale vytvrdne.



Obr. 10. Preparace vzorku

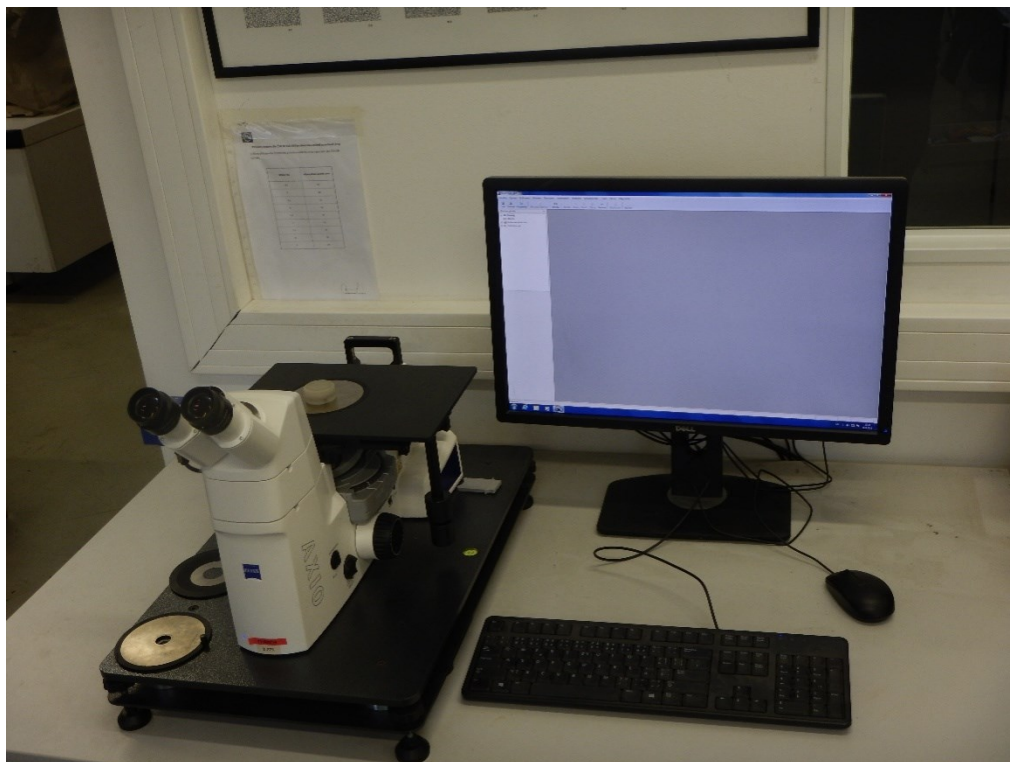
K broušení a leštění vzorku byla využita dvoukotoúčová bruska Saphir 360, viz. obr. 11. Broušení probíhalo ve dvou na sebe kolmých směrech. Za využití tří brusných papírů s drsností: P240, P600 a P 1200, při konstantní rychlosti 300 ot/min. Obroušené a očištěné vzorky byly dále vyleštěny na leštících plátnech s leštící pastou Diamantsuspension Polykrystallin 3 a 1 μm , jako smáčedlo byl použit technický líh. Leptání vzorku bylo provedeno ponořením do Nitalu 3% (3% HNO_3) na dobu 3 s, a po naleptání byl vzorek očištěn technickým lihem.



Obr. 11. Dvoukotoučová bruska Saphir 360

7.4 Vyhodnocení mikrostruktury

Vyhodnocení mikrostruktury proběhlo na světelném mikroskopu Axio Vert. A1 od společnosti Zeiss, vyobrazeném na obrázku 12. Jednotlivé vzorky byly nafoceny při sto až tisícnásobném zvětšení. Vyhodnocení velikosti zrn proběhlo na základě etalonu podle ASTM E 12.



Obr. 12. Světelný mikroskop Zeiss Axio Vert. A1

8 NAMĚŘENÉ HODNOTY A POZOROVÁNÍ

8.1 Vstupní materiál

Materiál CK15

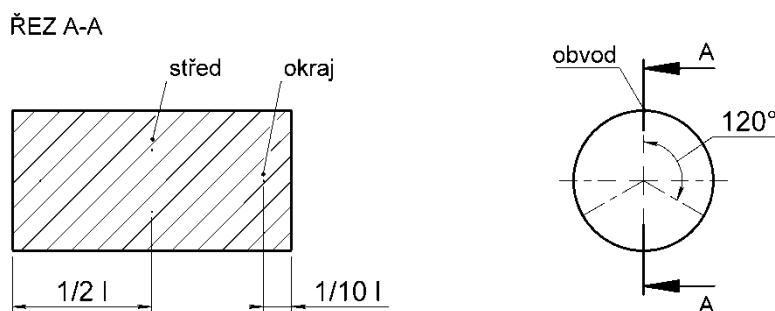
Dodávaný jako polotovar v podobě kruhové tyče o průměru 83 mm, povrchově loupáný. Majoritními prvky tohoto materiálu jsou uhlík, fosfor a křemík, v minimální míře jsou zastoupeny prvky titan, dusík a bor, jak znázorňuje tabulka č. 2.

Tab. 2. Chemické složení CK15

C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al
0,16	0,47	0,303	0,017	0,023	0,08	0,04	0,03	0,012	0,024
Sn	V	Ti	N	B					
0,002	0,004	0,0009	0,0049	0,0003					

8.1.1 Naměřená tvrdost vstupního materiálu

Tvrdost vstupního materiálu byla měřena v podélném směru podle schématu na obrázku 13, a to ve středu, na okraji a po obvodu. Naměřené hodnoty byly dle očekávání nejvyšší na obvodu, což demonstruje tabulka č. 3.



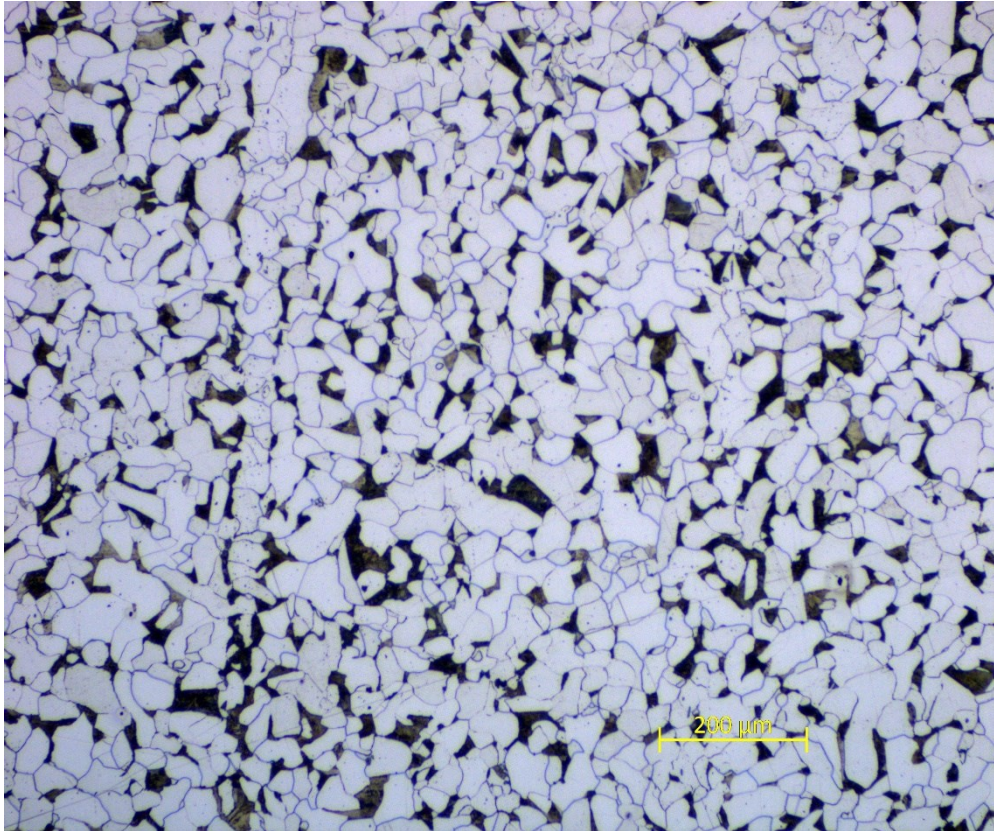
Obr. 13. Body měření tvrdosti

Tab. 3. Tvrdost vstupního materiálu

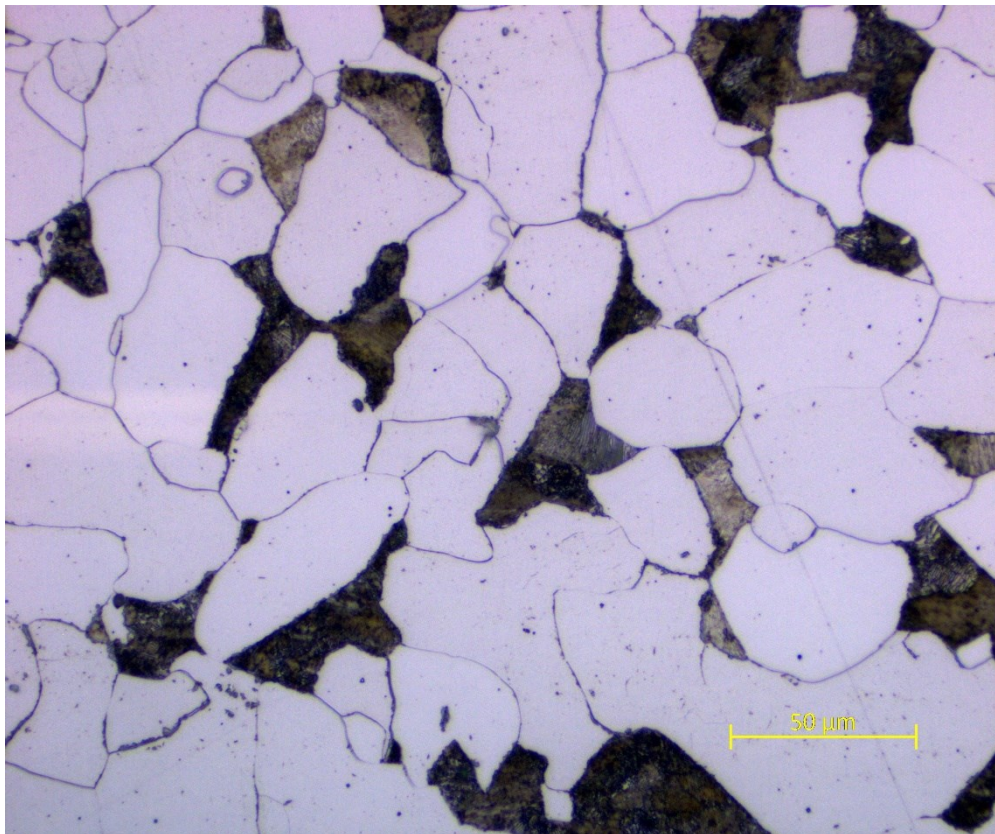
	HBW 2,5/187,5		
Střed	123	125	
Okraj	125	127	
Obvod	140	138	133

8.1.2 Mikrostruktura vstupního materiálu

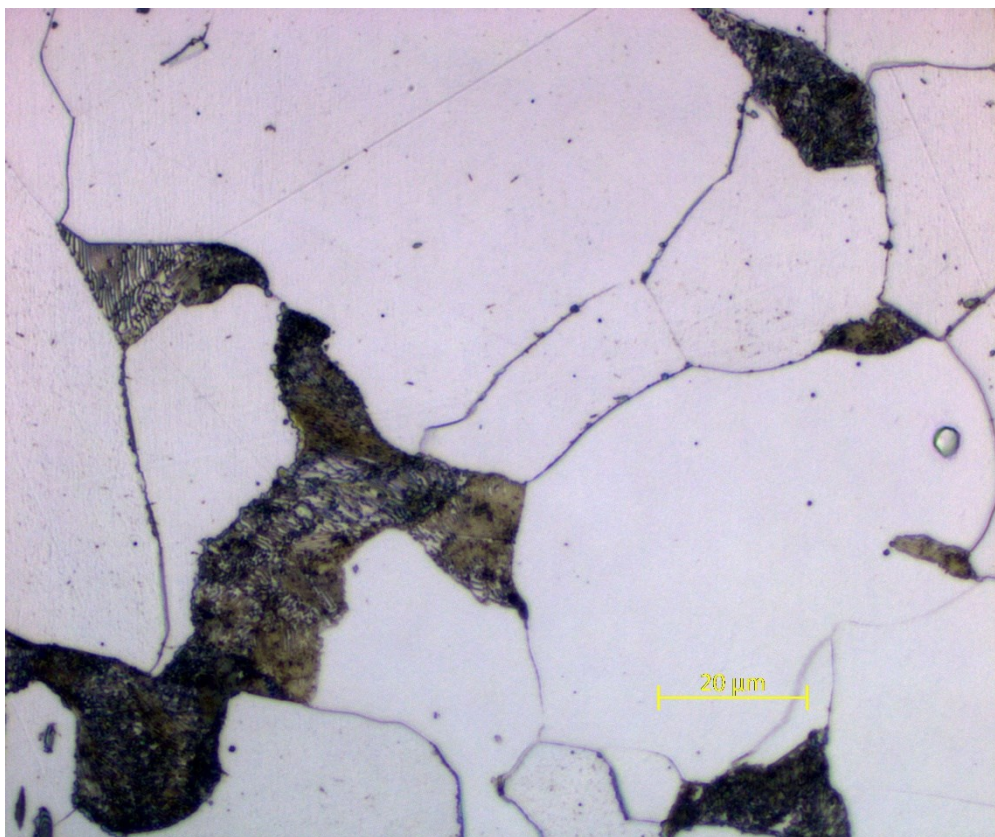
Mikrostruktura vstupního materiálu je feriticko – perlitická. Je tvořena feritickou maticí s velikostí zrn 30 μm , což je viditelné při stonásobném zvětšení, a perlitickými zrny, kde je cementit vyloučen ve formě lamel, které jsou patrné u pětisetnásobného a tisícínásobného zvětšení.



Obr. 14. Podélný řez, 100x, leptáno Nital 3%



Obr. 15. Podélný řez, 500x, leptáno Nital 3%



Obr. 16. Podélný řez, 1000x, leptáno Nital 3%

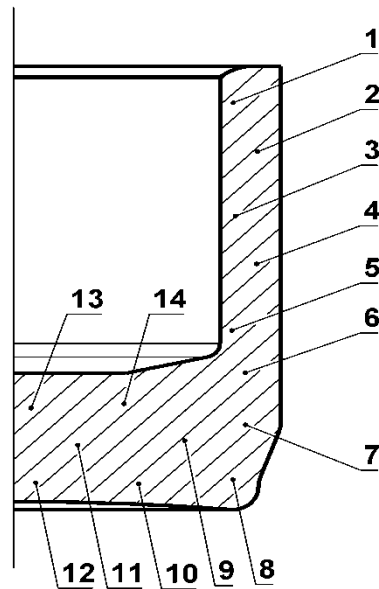
8.2 Materiál po lisování

8.2.1 Naměřená tvrdost po lisování

Tvrдость po lisování zachycuje tabulka č. 4. Ta byla měřena ze vzorku, který byl vyříznut z vylisovaného kusu viz. obr. 17, podle schématu na obr. 18.



Obr. 17. Vyříznutý vzorek



Obr. 18. Schéma měření tvrdosti

Tab. 4. Tvrdost po lisování

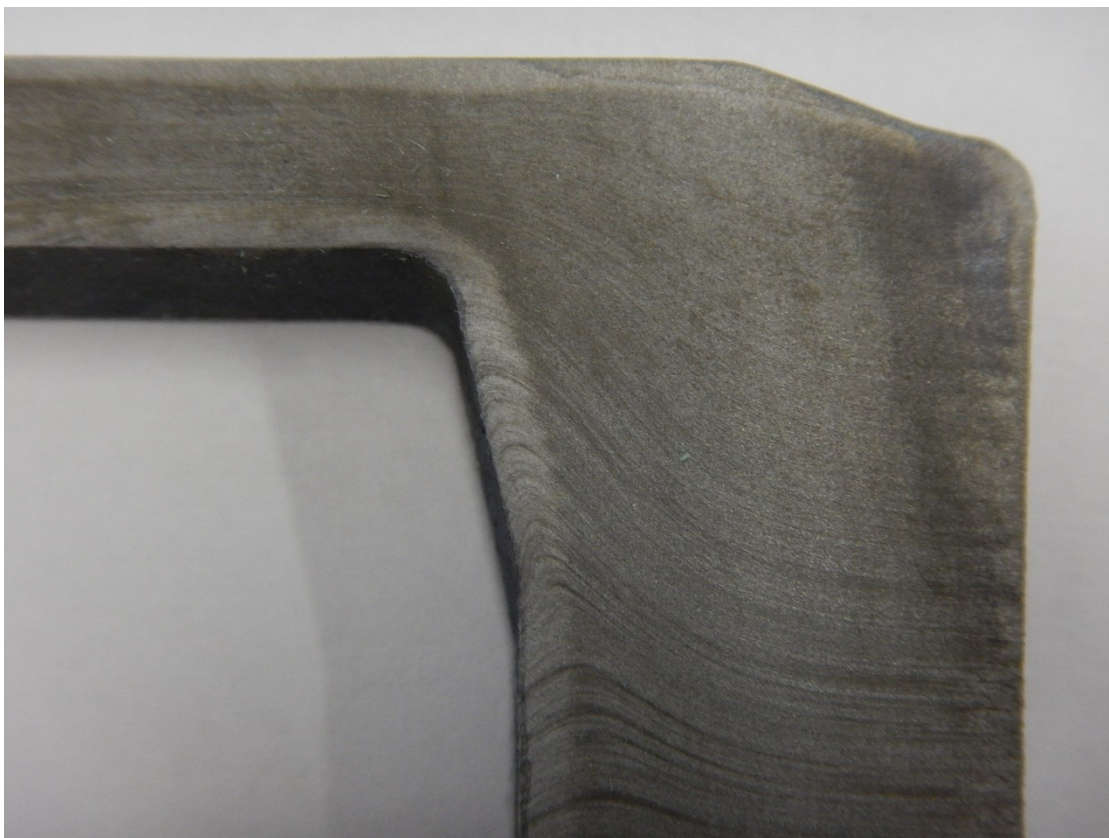
HBW 2,5/187,5													
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
191	215	244	239	266	229	219	184	202	184	207	198	224	219

8.2.2 Průběh vláken

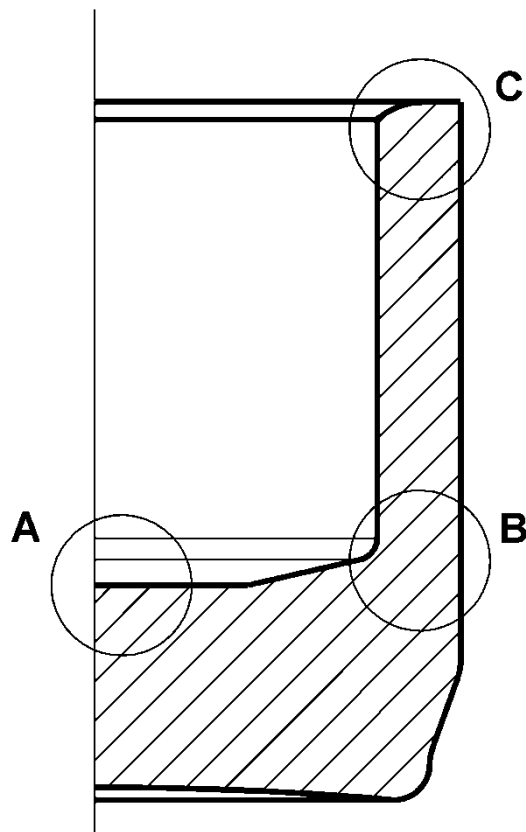
Vyříznutý vzorek z vylisovaného výrobku byl leptán v kyselině chlorovodíkové 31% po dobu 18 h. Tím došlo k vyvolání makrostruktury, která ukázala průběh vláken materiálu po tváření viz. obr 18. Na základě průběhu vláken byly určeny body s nejmenším a největším přetvořením, které jsou vidět na obr. 21. V těchto bodech byly porovnávány změny mikrostruktury oproti stavu před tvářením obr. 19, 20.



Obr. 19. Průběh vláken



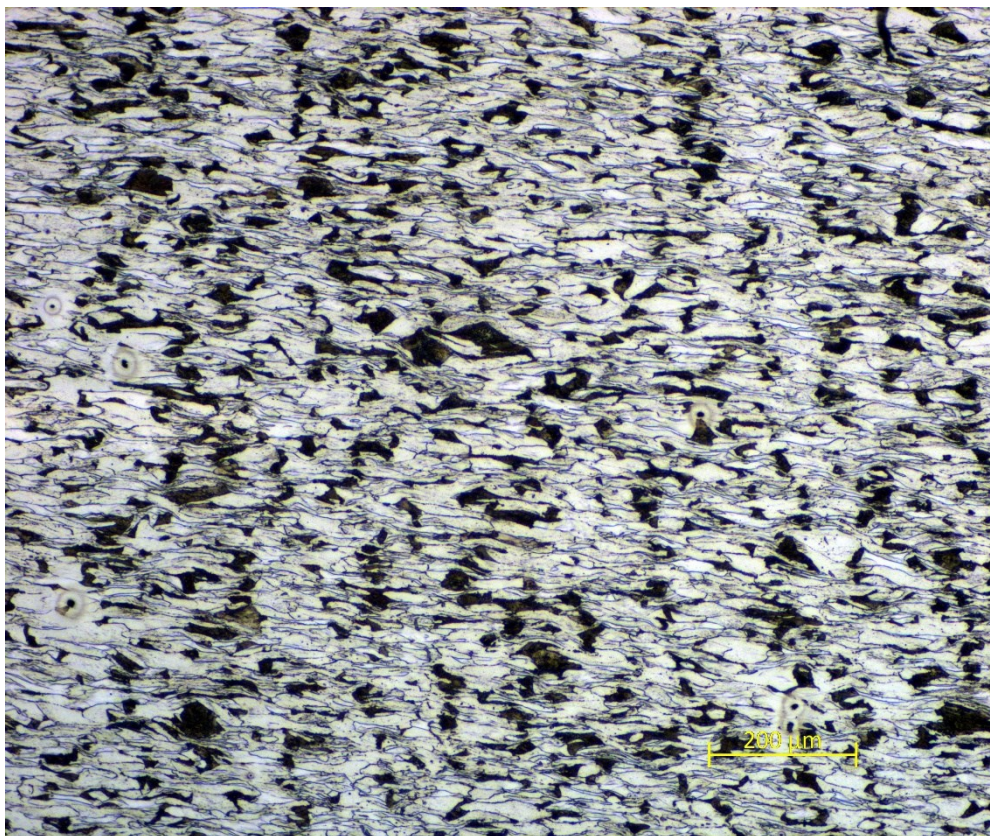
Obr. 20. Průběh vláken



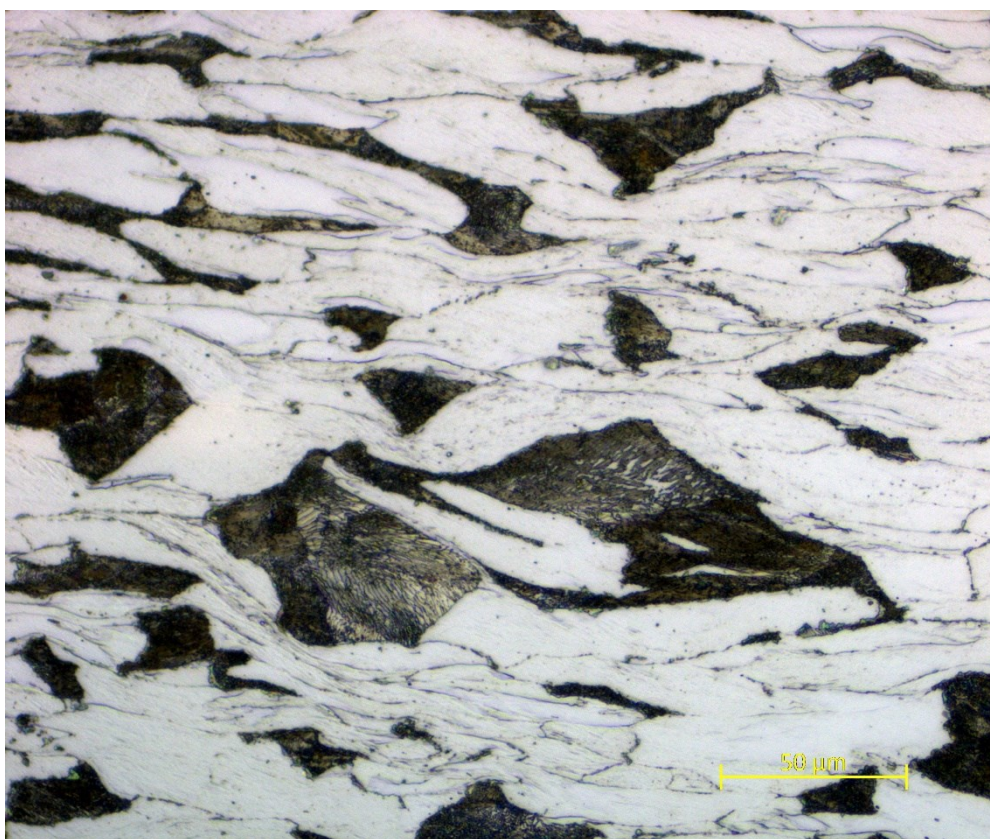
Obr. 21. Schéma porovnávání mikrostruktury

8.2.3 Mikrostruktura po lisování

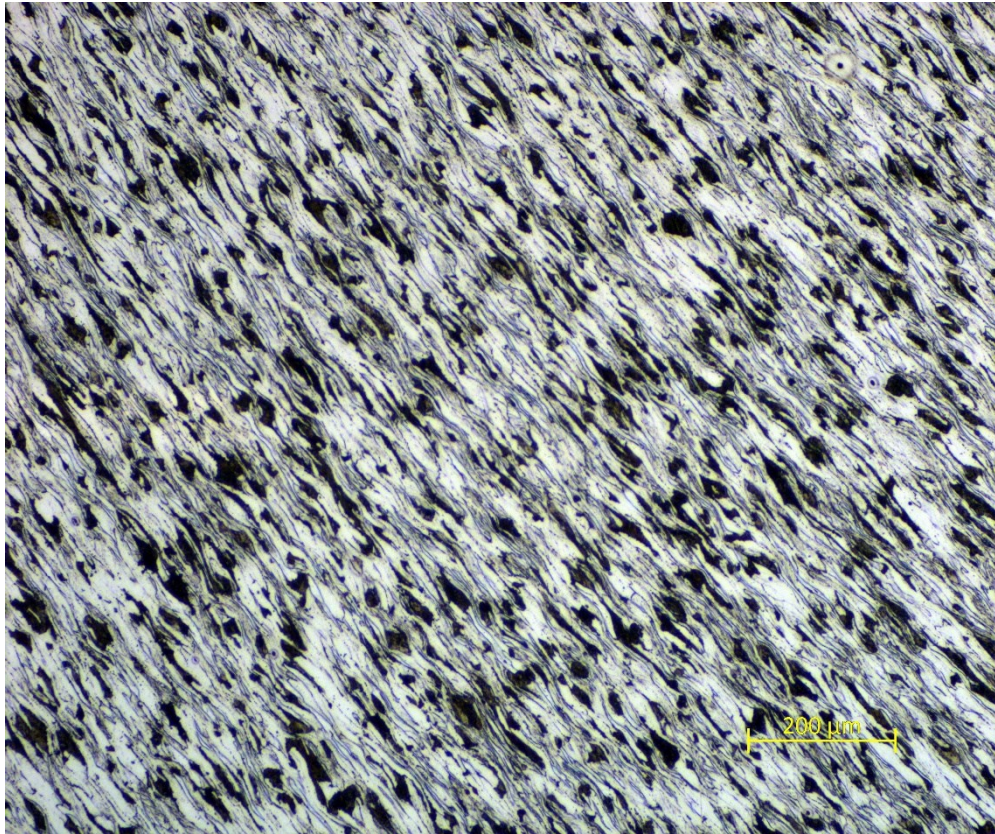
Výsledná mikrostruktura se shoduje s přetvořením, které bylo patrné na makrostruktuře leptané na průběh vláken. Na pozici „C“ obr. 26, 27 nejsou vidět výrazné deformace zrn. K největší deformaci zrn ve směru tečení materiálu došlo v bodě „B“ obr. 24, 25. a k o něco menším deformacím v bodě „A“ obr. 22, 23. Perlitická zrna jsou ve všech případech tvořena lamelárním cementitem.



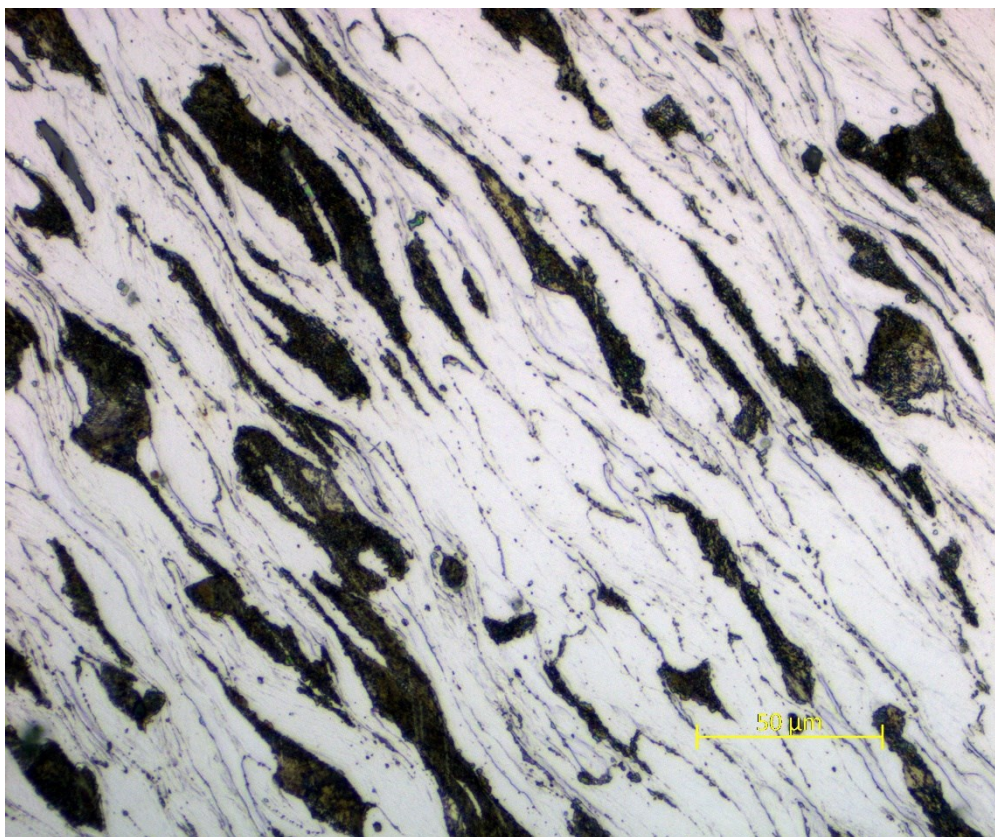
Obr. 22. Podélný řez, pozice A, 100x, leptáno Nital 3%



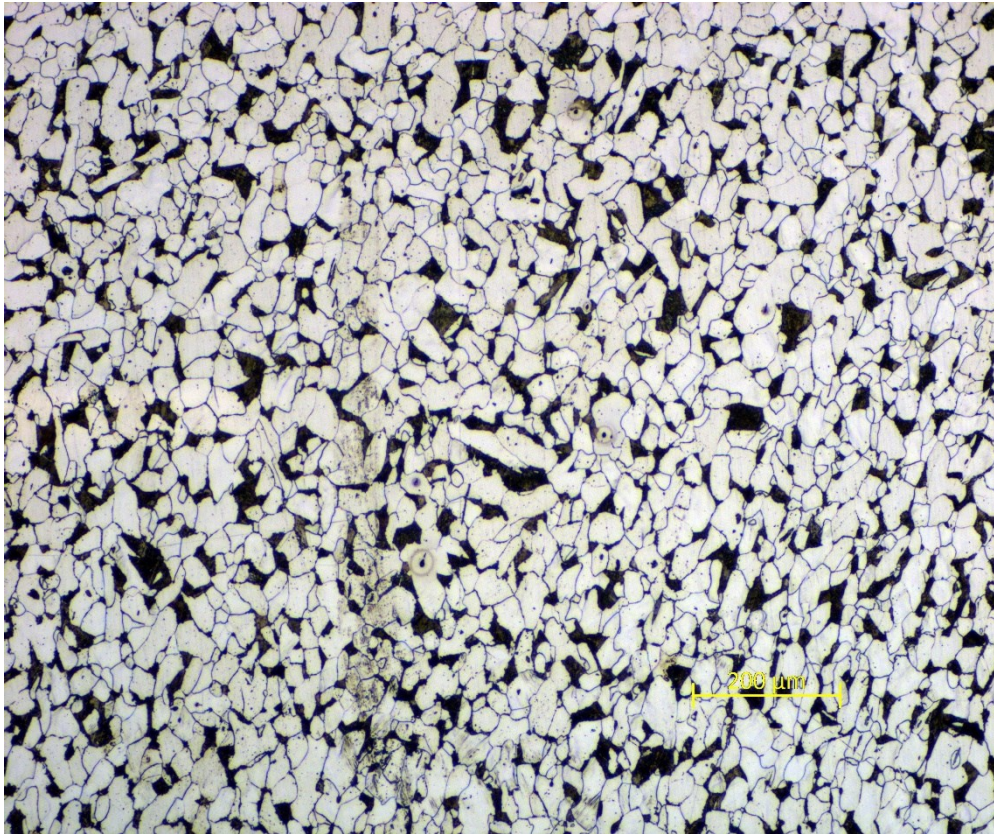
Obr. 23. Podélný řez, pozice A, 500x, leptáno Nital 3%



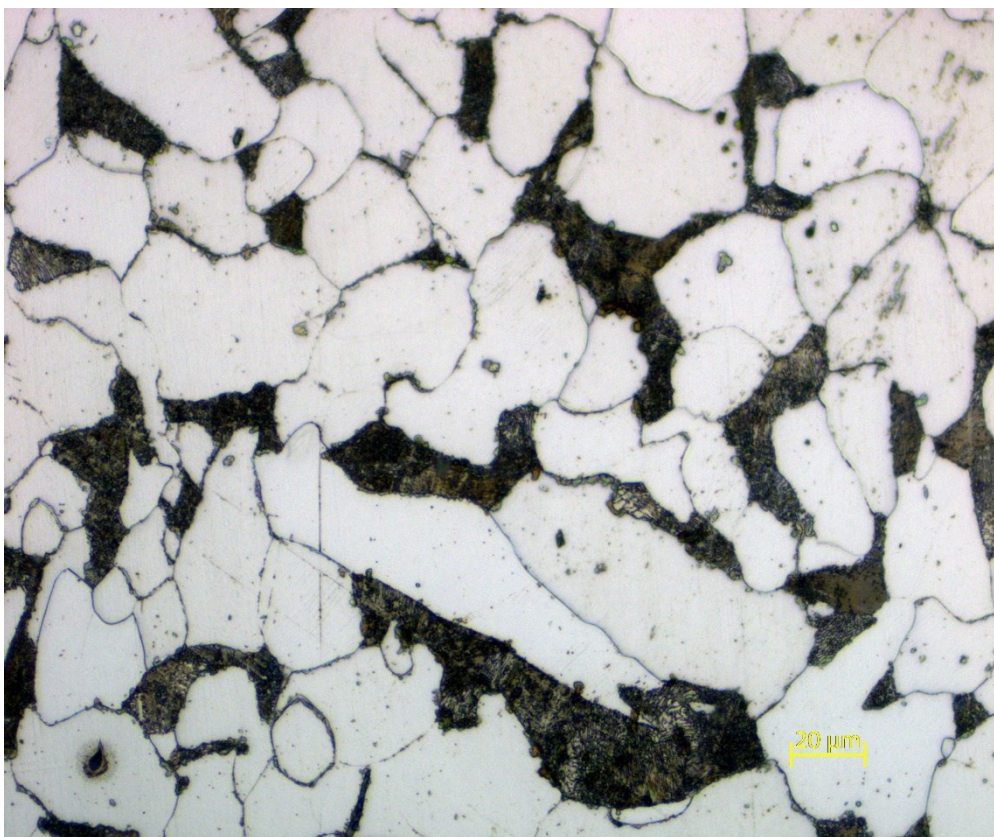
Obr. 24. Podélný řez, pozice B, 100x, leptáno Nital 3%



Obr. 25. Podélný řez, pozice B, 500x, leptáno Nital 3%



Obr. 26. Podélný řez, pozice C, 100x, leptáno Ital 3%



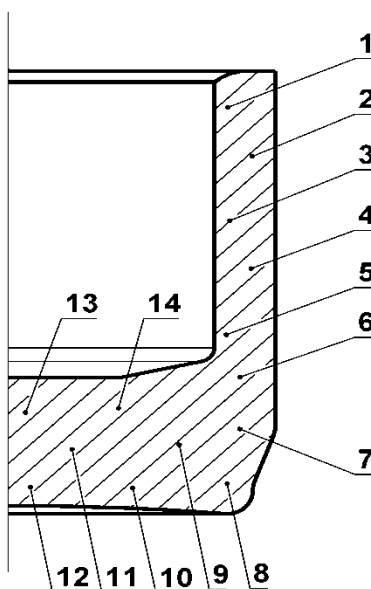
Obr. 27. Podélný řez, pozice C, 500x, leptáno Ital 3%

8.3 Materiál po žihání při 700 °C na 2 hodiny

8.3.1 Naměřená tvrdost žihání

Tvrdość po žihání viz. tabulka č. 5 podle schématu obr. 28 byla měřena na vzorku, který byl vyříznut z vylisovaného a následně vyžihaného kusu. Vylisované výrobky byly žihány v průběžné peci Aichelin při teplotě 700 °C po dobu dvou hodin.

Vzorek byl vyříznut stejným způsobem a na stejném místě, jako předcházející vzorek, který byl pouze z vylisovaného dílu.



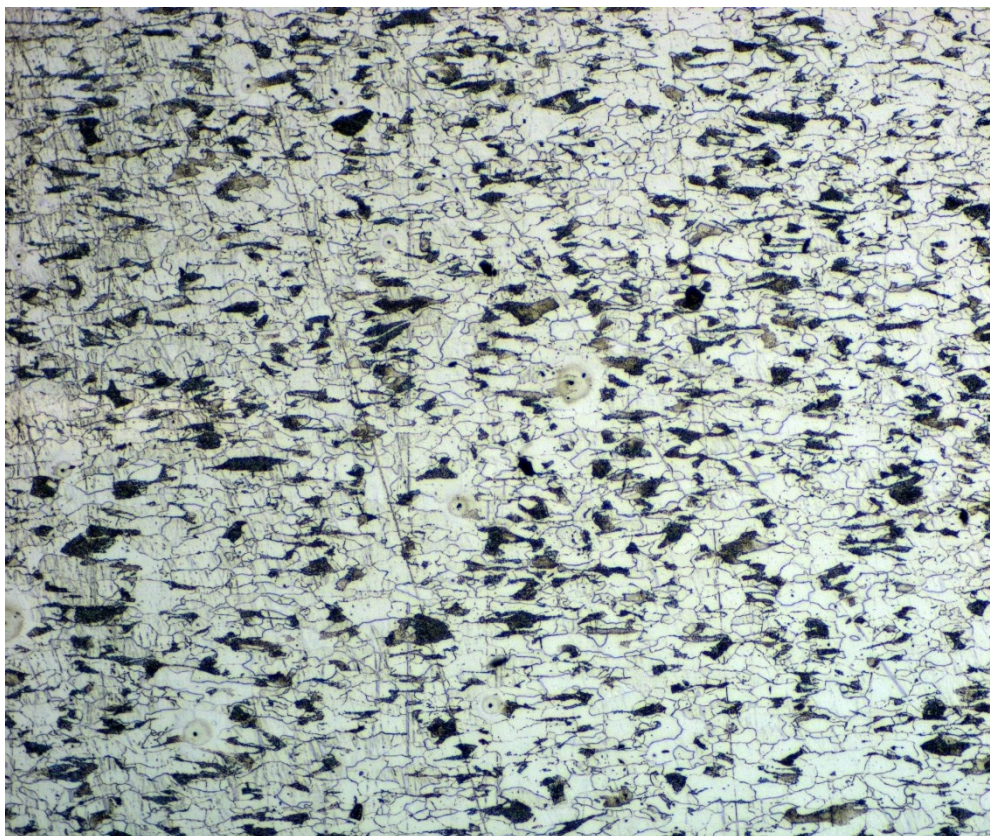
Obr. 28. Schéma měření tvrdosti

Tab. 5. Tvrdość po žihání 700 °C / 2 hod

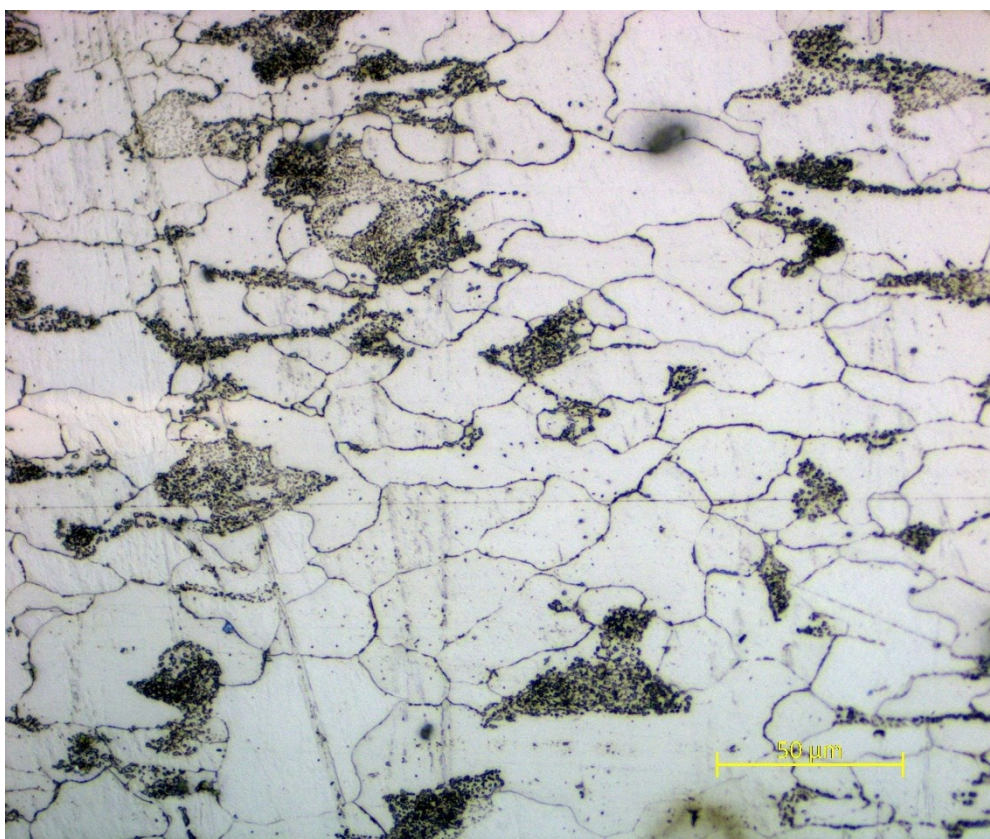
HBW 2,5/187,5													
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
111	113	119	117	117	117	111	111	117	113	111	112	115	113

8.3.2 Mikrostruktura po žhání

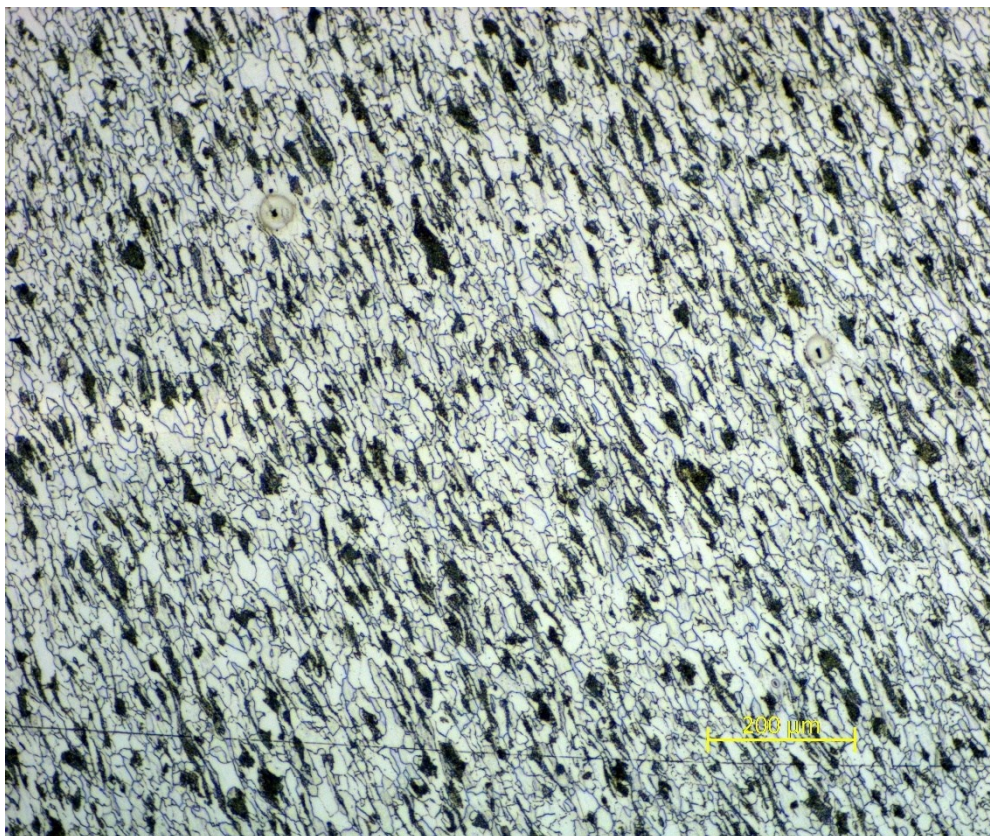
Mikrostruktura v bodě „C“ obr. 33, 34, kde došlo k nejmenšímu přetvoření se prakticky nezměnila. Nedošlo zde ke zmenšení zrn, ani nejsou vidět zárodky nových zrn. Malá změna mikrostruktury je pouze v částečném vyloučení cementitu ve formě globulí. Na pozici „A“ obr. 29, 30 a nejvíce na pozici „B“ obr. 31, 32 je patrná změna velikosti zrn. Zrna jsou zde výrazně jemnější, jsou patrné zárodky nových zrn, což vytváří značnou nehomogenitu výsledné mikrostruktury. Podstatná část cementitu je vyloučena ve formě globulí. I ve feritických zrnech je vidět značný podíl globulárních karbidů.



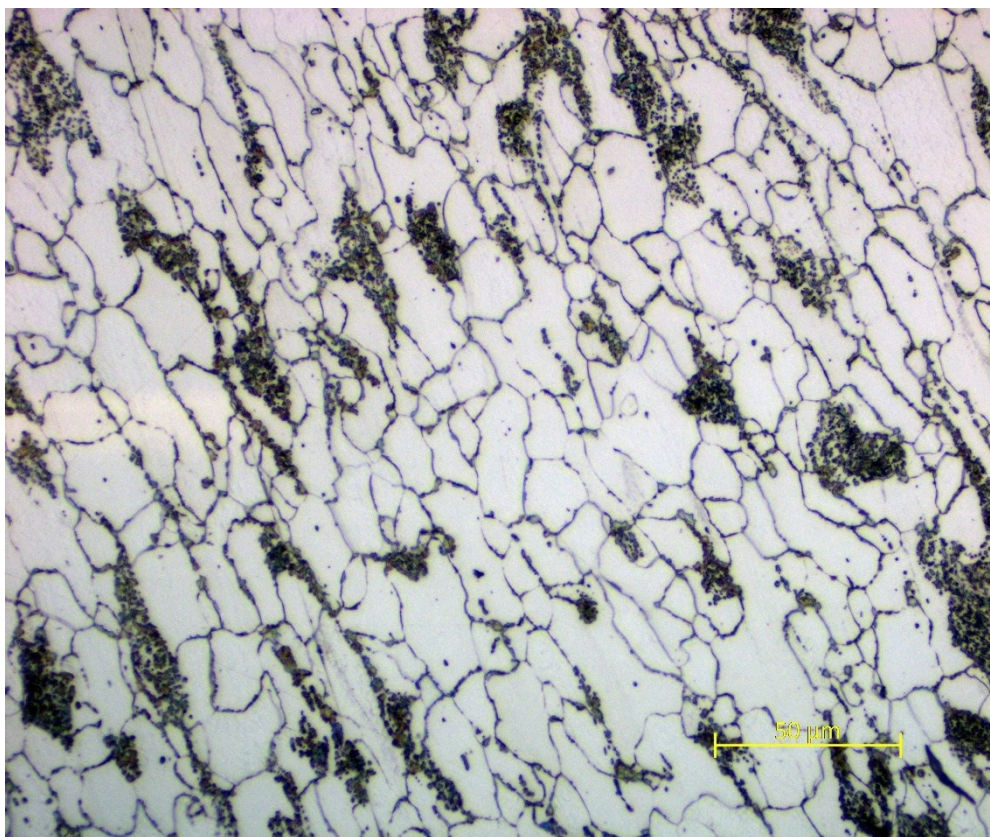
Obr. 29. Podélný řez, pozice A, 100x, leptáno Nital 3%



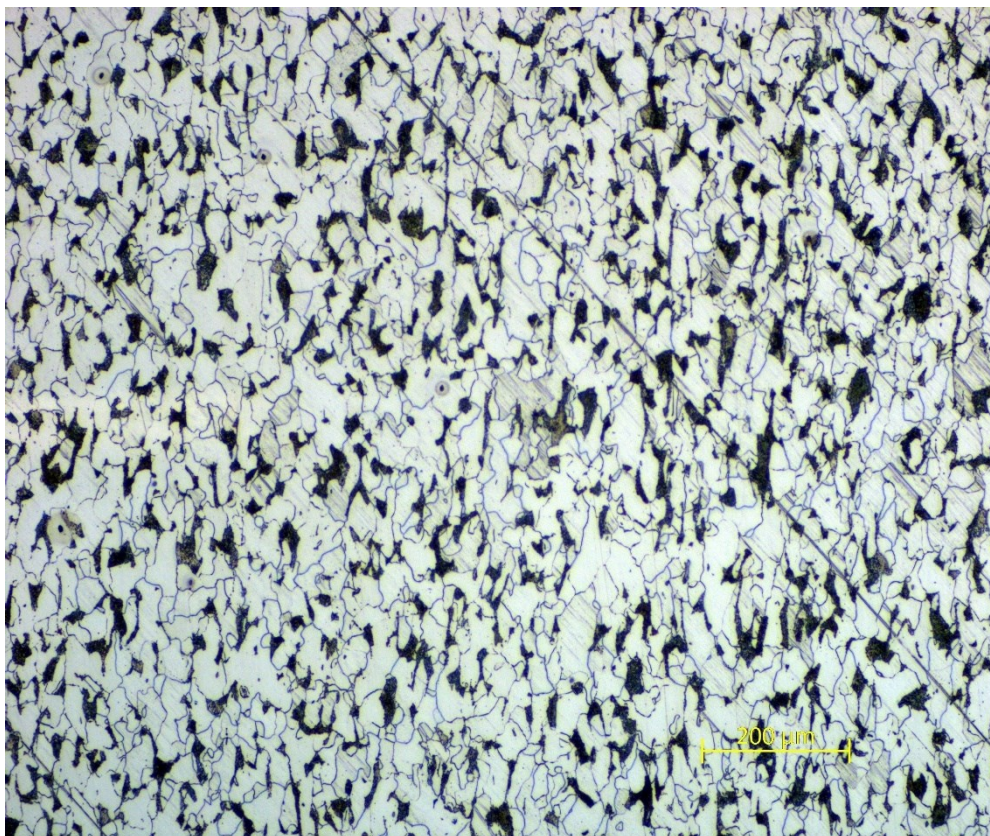
Obr. 30. Podélný řez, pozice A, 500x, leptáno Nital 3%



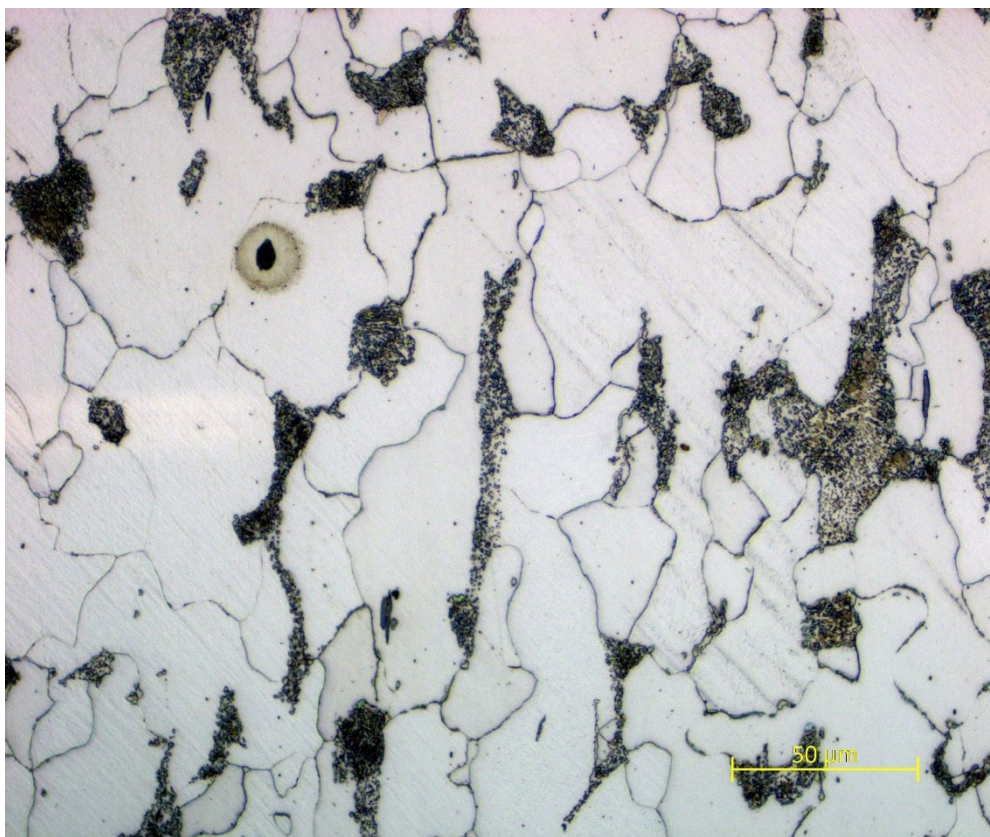
Obr. 31. Podélný řez, pozice B, 100x, leptáno Nital 3%



Obr. 32. Podélný řez, pozice B, 500x, leptáno Nital 3%



Obr. 33. Podélný řez, pozice C, 100x, leptáno Nital 3%



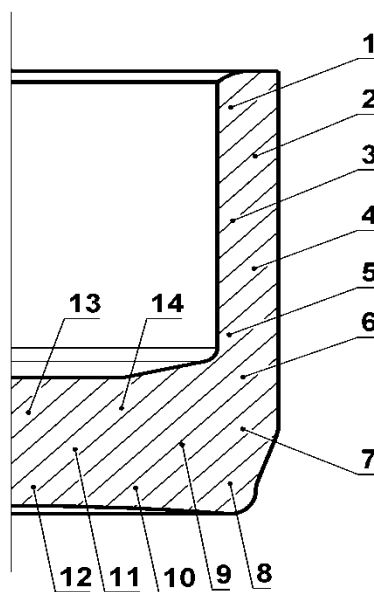
Obr. 34. Podélný řez, pozice C, 500x, leptáno Nital 3%

8.4 Materiál po žihání při 600 °C na 2 hodiny

8.4.1 Naměřená tvrdost po žihání

Tvrdość po žihání viz. tabulka č. 6 podle schématu obr. 35 byla měřena na vzorku, který byl vyříznut z vylisovaného a následně vyžihaného kusu. Vylisované výrobky byly žihány v průběžné peci Aichelin při teplotě 600 °C po dobu dvou hodin.

Vzorek byl vyříznut stejným způsobem a na stejném místě, jako předcházející vzorek, který byl pouze z vylisovaného dílu.



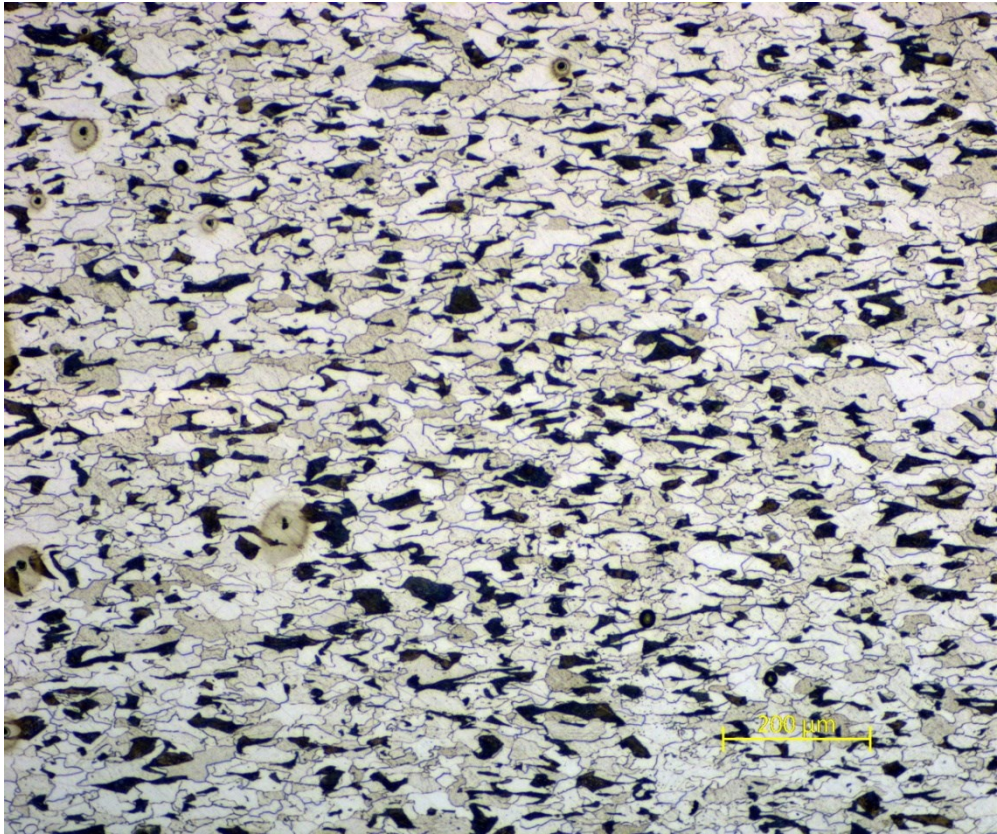
Obr. 35. Schéma měření tvrdosti

Tab. 6. Tvrdość po žihání 600 °C / 2 hod

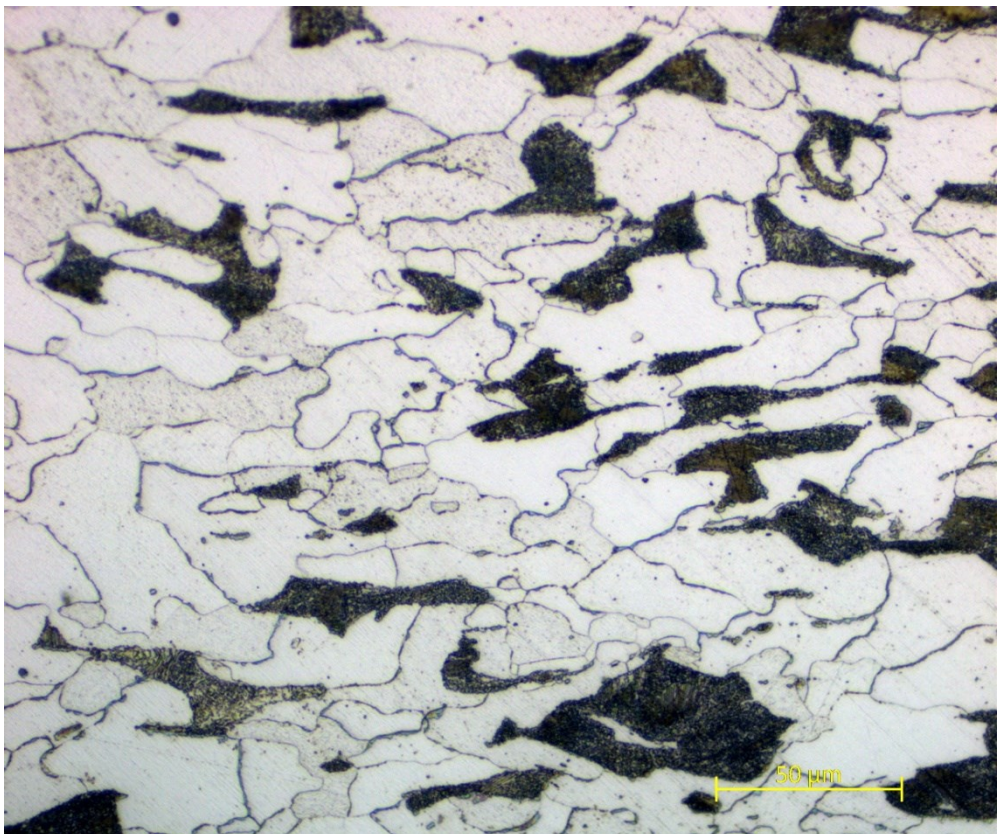
HBW 2,5/187,5													
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
143	131	135	135	138	131	131	133	153	164	140	156	123	127

8.4.2 Mikrostruktura po žhání

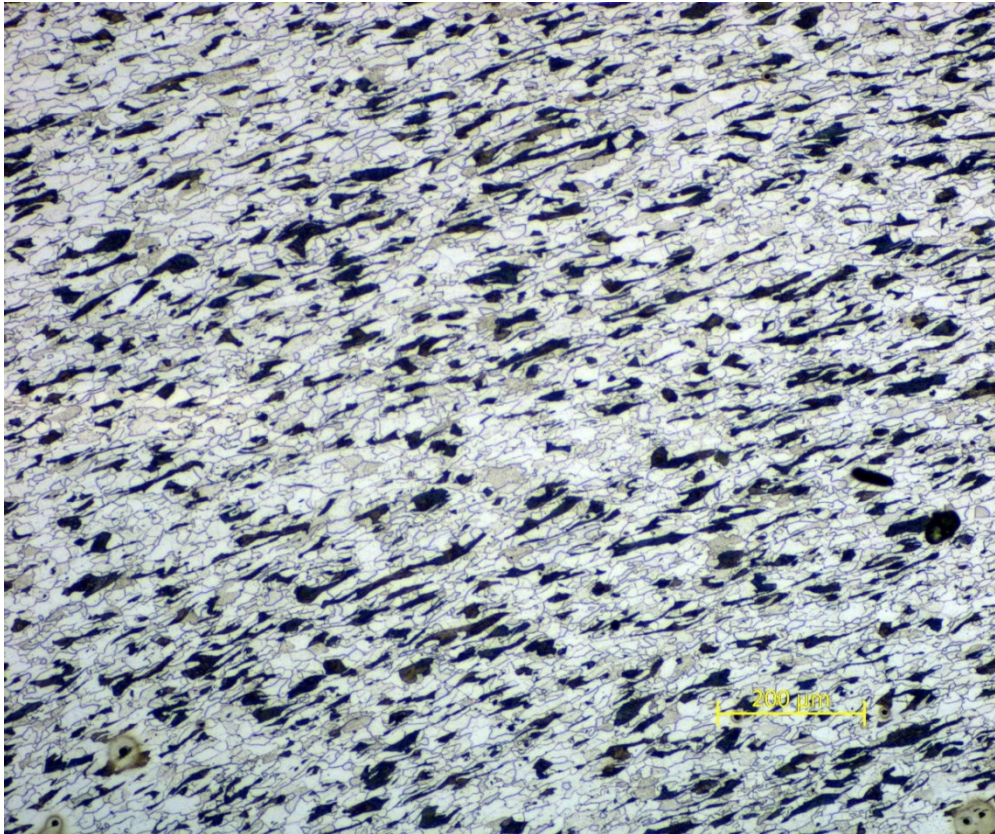
Mikrostruktura v bodě „C“, kde došlo k nejmenšímu přetvoření, se prakticky nezměnila. Nedošlo zde ke zmenšení zrn, ani nejsou vidět zárodky nových zrn. Malá změna mikrostruktury je pouze v částečném vyloučení cementitu ve formě globulí. Na pozici „A“ a nejvíce na pozici „B“ je patrná změna velikosti zrn. Zrna jsou zde výrazně jemnější, jsou patrné zárodky nových zrn, což vytváří značnou nehomogenitu výsledné mikrostruktury. Velká část cementitu je vyloučena ve formě globulí. Jsou vidět částečně i globulární karbidy ve feritických zrnech, ne však v takové míře, jako u žhání na 700.



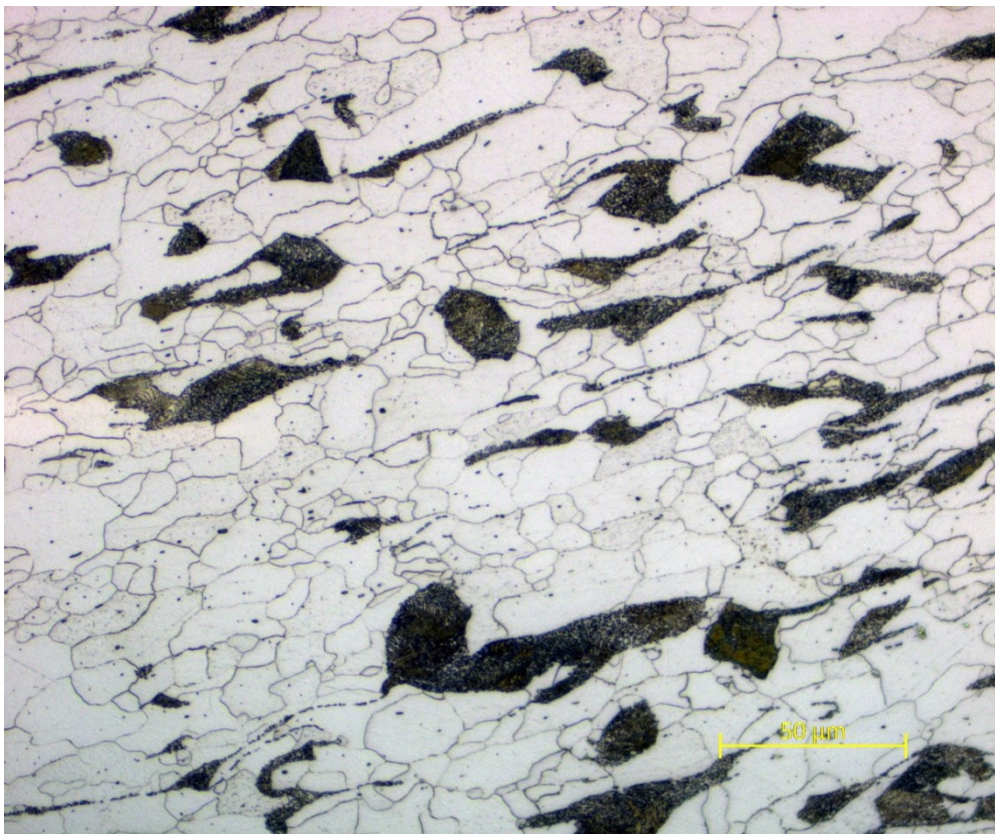
Obr. 36. Podélný řez, pozice A, 100x, leptáno Nital 3%



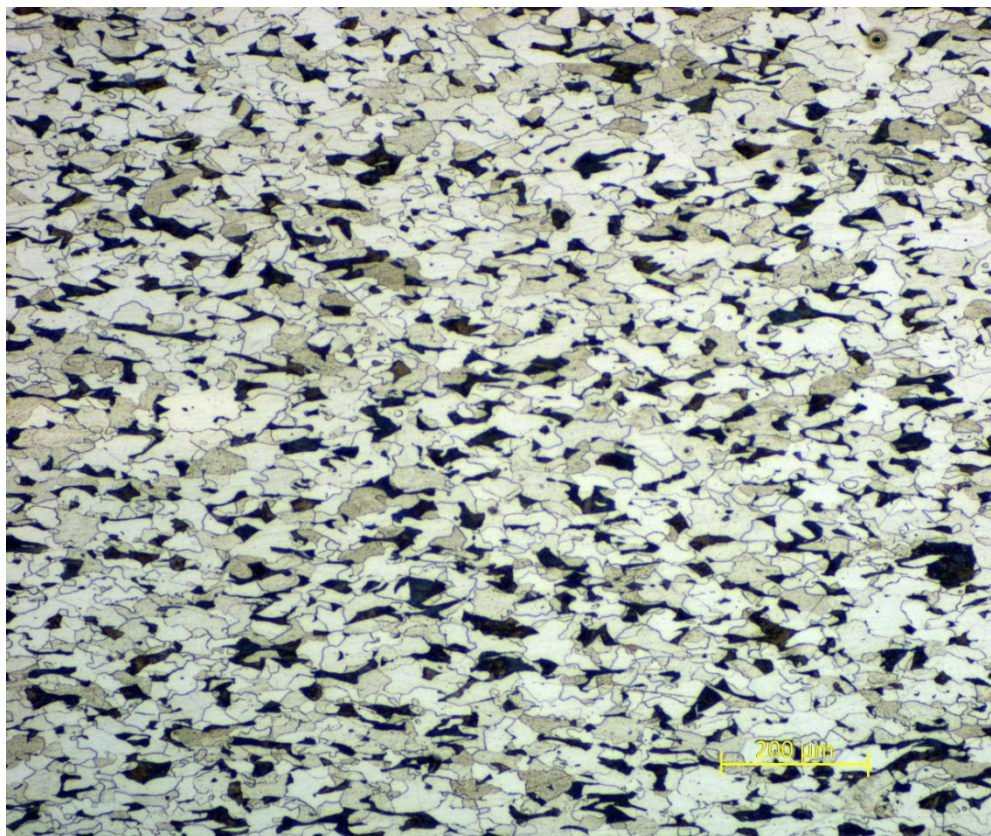
Obr. 37. Podélný řez, pozice A, 500x, leptáno Nital 3%



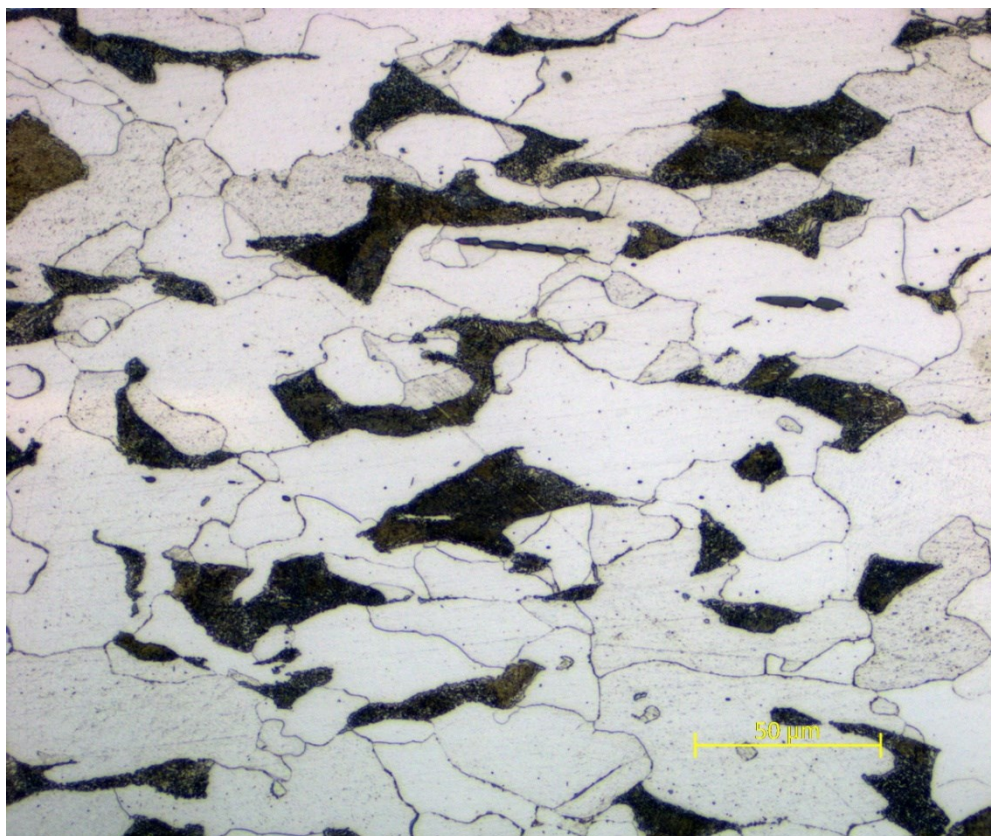
Obr. 38. Podélný řez, pozice B, 100x, leptáno Nital 3%



Obr. 39. Podélný řez, pozice B, 500x, leptáno Nital 3%



Obr. 40. Podélný řez, pozice C, 100x, leptáno Nital 3%



Obr. 41. Podélný řez, pozice C, 500x, leptáno Nital 3%

ZÁVĚR

Cílem mé bakalářské práce bylo vyhodnocení změn mikrostruktury a vlastností materiálu, které vznikly tvářením za studena a po následném žihání. Tepelné zpracování po tvářením za studena bylo realizováno dvěma postupy rekrystalizačního žihání:

5. teplota 700 °C s výdrží na teplotě 2 hodiny
6. teplota 600 °C s výdrží na teplotě 2 hodiny

Po 1. žihání došlo k nejmarkantnějším změnám jak u tvrdosti, tak u mikrostruktury. Tvrdost se vrátila na hodnoty původního materiálu (vstupní materiál před tvářením), a v některých místech i pod výchozí hodnoty. V mikrostruktuře došlo ke změnám v nárůstu počtu zrn a jejich zmenšení proti původnímu vstupnímu materiálu, a k výrazné přeměně lamelárních karbidů na globulární cca. 90%.

Po 2. žihání došlo také ke změnám tvrdosti a mikrostruktury, ale tvrdost se nevrátila na původní hodnoty vstupního materiálu. V mikrostruktuře nedošlo k markantnímu zmenšení zrn ani k navýšení jejich počtů. K přetvoření lamelárních karbidů na globulární také došlo, ale pouze cca z 50%.

Jednotlivé naměřené tvrdosti a velikosti zrn srovnávají tabulky 7 a 8.

Tab. 7. Srovnání jednotlivých tvrdostí

HBW 2,5/187,5														
	Střed				Okraj				Obvod					
Vstupní materiál	123		125		125		127		140		138		133	
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14
Po lisování	191	215	244	239	266	229	219	184	202	184	207	198	224	219
Po žihání (700 °C, 2 hodiny)	111	113	119	117	117	117	111	111	117	113	111	112	115	113
Po žihání (600 °C, 2 hodiny)	143	131	135	135	138	131	131	133	153	164	140	156	123	127

Tab. 8. Srovnání jednotlivých velikostí zrn

μm			
	A	B	C
Vstupní materiál	45	45	45
Po lisování	30	30	45
Po žihání (700 °C, 2 hodiny)	35	30	45
Po žihání (600 °C, 2 hodiny)	35	25	45

Z výše uvedených zjištění vyplývá, že materiál po 1. žihání je schopen bez problému další tvářecí operace. Materiál po druhém žihání jednoznačně tyto vlastnosti nevykazuje, a při tváření by nejspíše způsoboval nadměrné namáhání a opotřebení tvářecích nástrojů. Při rozdílu teplot žihání 100 °C bych doporučoval ověřit třetí možnost žihání například 650 °C s výdrží na teplotě 2 hodiny.

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

- [1] JECH, Jaroslav. *Tepelné zpracování oceli: metalografická příručka*. 4., přeprac. a dopl. vyd. Praha: Státní nakladatelství technické literatury, 1983.
- [2] HLUCHÝ, Miroslav, Oldřich MODRÁČEK a Rudolf PAŇÁK. *Strojírenská technologie 1 - 2. díl: Metalografie a tepelné zpracování*. 2. vyd. Praha: Scientia, 1999. ISBN 80-7183-140-9.
- [3] HLUCHÝ, Miroslav, Oldřich MODRÁČEK a Rudolf PAŇÁK. *Strojírenská technologie 1*. Ve Scientii 2. vyd., dot. Praha: Scientia, 1999. ISBN 80-7183-140-9.
- [4] FOREJT, Milan a Miroslav PÍŠKA. *Teorie obrábění, tváření a nástroje*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2006. ISBN 80-214-2374-9
- [5] FOREJT, Milan. *Teorie tváření a nástroje*. Brno: VUT Brno, 1991. ISBN 80-214-0294-6.
- [6] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I*. Brno: CERM, 2001. ISBN 80-7204-193-2.
- [7] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [8] KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování*. 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-2610-260-1.
- [9] MACEK, Karel a Petr ZUNA. *Nauka o materiálu*. Praha: České vysoké učení technické, 1996. ISBN 80-01-01507-6.
- [10] RŮŽIČKA, Miroslav. *Strojírenská technologie I*. Praha: Vysoká škola zemědělská v Praze, 1982.
- [11] BABOR, Karel, CVILINEK, Augustin, FIALA, Jan. *Objemové tváření oceli*. Praha : SNTL, 1967. 328 s.
- [12] Střední průmyslová škola Trutnov [online]. 200? [cit. 2019-11-12]. Dostupný z WWW: < <http://konstrukce.webz.cz/sups/2too2.html>. >
- [13] CALLISTER, William D. a David G. RETHWISCH. *Materials science and engineering*, Wiley, 2014. ISBN 9781118324578.
- [14] SHACKELFORD, James F. *Introduction to materials science for engineers*. Eight edition. Boston: Pearson, 2016. ISBN 9780273793403.
- [15] ČSN EN 10084 *Oceli k cementování – Technické dodací podmínky*. Český normalizační institut, 2008. Třídící znak 420925.

- [16] ČSN EN 10263-3 *Ocelové dráty válcované, tyče a dráty tažené pro pěstování a protlačování za studena – Část 3: Technické dodací podmínky pro oceli k cementování*. Brusel: Řídící centrum CEN – CENELEC, 2017. Třídící znak 421079.
- [17] ČSN EN 412020, *Ocel 12 020*. Praha: Úřad pro normalizaci a měření, 1987. Třídící znak 412020.

SEZNAM POUŽITÝCH SYMBOLŮ A ZKRATEK

ČSN	Česká technická norma
ČSN EN	Česká technická norma, která zavádí do soustavy českých norem evropskou
ISO	Mezinárodní organizace pro normalizaci
HBW	Jednotky pro Brinellovu zkoušku tvrdosti
NA	Číselná apertura
ASTM	Americká společnost pro zkoušení a materiály
Mpa	Megapascal

SEZNAM OBRÁZKŮ

<i>Obr. 1. Deformace skluzem. [Vlastní]</i>	12
<i>Obr. 2. Deformace dvojčatěním. [Vlastní]</i>	13
<i>Obr. 3. Příklad vyžíhaného materiálu na měkko (zvětšeno 200krát). [vlastní]</i>	18
<i>Obr. 4. Martenzit – materiál 16MnCr5 (zvětšeno 500krát). [vlastní]</i>	19
<i>Obr. 5. Bainit – materiál 16MnCr5 (zvětšeno 500krát). [vlastní]</i>	19
<i>Obr. 6. Metalografická kotoučová pila. [12]</i>	29
<i>Obr. 7. Rovnovážný diagram železo uhlík (metastabilní systém je znázorněn plnými čarami, stabilní systém je znázorněn čárkovaně). [11]</i>	32
<i>Obr. 8. Metalografická pila</i>	39
<i>Obr. 9. Tvrdoměr</i>	40
<i>Obr. 10. Preparace vzorku</i>	41
<i>Obr. 11. Dvoukotoučová bruska Saphir 360</i>	42
<i>Obr. 12. Světelný mikroskop ZeissAxio Vert. A1</i>	43
<i>Obr. 13. Body měření tvrdosti</i>	44
<i>Obr. 14. Podélný řez, 100x, leptáno Nital 3%</i>	45
<i>Obr. 15. Podélný řez, 500x, leptáno Nital 3%</i>	46
<i>Obr. 16. Podélný řez, 1000x, leptáno Nital 3%</i>	46
<i>Obr. 17. Vyříznutý vzorek</i>	47
<i>Obr. 18. Schéma měření tvrdosti</i>	48
<i>Obr. 19. Průběh vláken</i>	49
<i>Obr. 20. Průběh vláken</i>	49
<i>Obr. 21. Schéma porovnávání mikrostruktury</i>	50
<i>Obr. 22. Podélný řez, pozice A, 100x, leptáno Nital 3%</i>	51
<i>Obr. 23. Podélný řez, pozice A, 500x, leptáno Nital 3%</i>	51
<i>Obr. 24. Podélný řez, pozice B, 100x, leptáno Nital 3%</i>	52
<i>Obr. 25. Podélný řez, pozice B, 500x, leptáno Nital 3%</i>	52
<i>Obr. 26. Podélný řez, pozice C, 100x, leptáno Ital 3%</i>	53
<i>Obr. 27. Podélný řez, pozice C, 500x, leptáno Ital 3%</i>	53
<i>Obr. 28. Schéma měření tvrdosti</i>	54
<i>Obr. 29. Podélný řez, pozice A, 100x, leptáno Nital 3%</i>	56
<i>Obr. 30. Podélný řez, pozice A, 500x, leptáno Nital 3%</i>	56
<i>Obr. 31. Podélný řez, pozice B, 100x, leptáno Nital 3%</i>	57

<i>Obr. 32. Podélný řez, pozice B, 500x, leptáno Nital 3%.....</i>	<i>57</i>
<i>Obr. 33. Podélný řez, pozice C, 100x, leptáno Nital 3%.....</i>	<i>58</i>
<i>Obr. 34. Podélný řez, pozice C, 500x, leptáno Nital 3%.....</i>	<i>58</i>
<i>Obr. 35. Schéma měření tvrdosti</i>	<i>59</i>
<i>Obr. 36. Podélný řez, pozice A, 100x, leptáno Nital 3%.....</i>	<i>61</i>
<i>Obr. 37. Podélný řez, pozice A, 500x, leptáno Nital 3%.....</i>	<i>61</i>
<i>Obr. 38. Podélný řez, pozice B, 100x, leptáno Nital 3%.....</i>	<i>62</i>
<i>Obr. 39. Podélný řez, pozice B, 500x, leptáno Nital 3%.....</i>	<i>62</i>
<i>Obr. 40. Podélný řez, pozice C, 100x, leptáno Nital 3%.....</i>	<i>63</i>
<i>Obr. 41. Podélný řez, pozice C, 500x, leptáno Nital 3%.....</i>	<i>63</i>

SEZNAM TABULEK

<i>Tab. 1. Srovnání norem</i>	16
<i>Tab. 2. Chemické složení CK15</i>	44
<i>Tab. 3. Tvrdost vstupního materiálu</i>	44
<i>Tab. 4. Tvrdost po lisování</i>	48
<i>Tab. 5. Tvrdost po žihání 700 °C / 2 hod.....</i>	54
<i>Tab. 6. Tvrdost po žihání 600 °C / 2 hod.....</i>	59
<i>Tab. 7. Srovnání jednotlivých tvrdostí.....</i>	64
<i>Tab. 8. Srovnání jednotlivých velikostí zrn.....</i>	65

SEZNAM PŘÍLOH

Příloha 1 Výkres součásti

PŘÍLOHA P I: VÝKRES SOUČÁSTI

