



# VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

## FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

## ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

# VLIV TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ NA MIKROSTRUKTURU OCELÍ

INFLUENCE OF THERMAL PROCESSING TO MICROSTRUCTURE OF VARIOUS STEELS

### BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

### AUTOR PRÁCE

AUTHOR

Lukáš Kocman

### VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. Roman Štěpánek, Ph.D.

BRNO 2021



# Zadaní bakalářské práce

Ústav:	Ústav materiálových věd a inženýrství
Student:	<b>Lukáš Kocman</b>
Studijní program:	Strojírenství
Studijní obor:	Základy strojního inženýrství
Vedoucí práce:	<b>Ing. Roman Štěpánek, Ph.D.</b>
Akademický rok:	2020/21

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

## **Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu ocelí**

### **Stručná charakteristika problematiky úkolu:**

Určení typu tepelného zpracování různých známých ocelí (nelegované, nízkolegované, nástrojové) na základě vzhledu mikrostruktury a tvrdosti.

### **Cíle bakalářské práce:**

Výroba metalografických vzorků daných ocelí.

Hodnocení mikrostruktury pomocí světelného mikroskopu.

Ověření typu mikrostruktury na základě měření tvrdosti podle Vickerse.

### **Seznam doporučené literatury:**

PTÁČEK, L. a kol. Nauka o materiálu I, Akademické nakladatelství CERM 2001.

PTÁČEK, L. a kol. Nauka o materiálu II, Akademické nakladatelství CERM 2002.

DOLEŽAL, P a B. PACAL. Struktura a vlastnosti slitin metastabilní soustavy železo – karbid železa (Fe – Fe<sub>3</sub>C) /online/. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/svms/index.htm>

ASKELAND, D. R., P. P. FULAY and W. J. WRIGHT. The Science and engineering of materials, Cengage Learning, 2010.

Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2020/21

V Brně, dne

L. S.

---

prof. Ing. Ivo Dlouhý, CSc.  
ředitel ústavu

---

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

## **ABSTRAKT**

Tato bakalářská práce se zabývá problematikou tepelného zpracování ocelí, především pak posouzením vlivu jednotlivých technologií tepelného zpracování na změnu mikrostruktury ocelí. V rešeršní části práce jsou představeny slitiny železa s uhlíkem, následně jsou popsány jejich fázové přeměny v tuhém stavu, zejména pak transformační diagramy ocelí. Pozornost je dále věnována popisu základních technologií tepelného zpracování a jejich vlivu na mechanické vlastnosti a mikrostrukturu ocelí.

V experimentální části je popsána příprava metalografických vzorků a uvedeny výsledky zkoumání mikrostruktury a měření tvrdosti jednotlivých vzorků. V závěru práce je využita syntéza rešeršní části a výsledků experimentální části k dílčímu i celkovému vyhodnocení vlivu tepelného zpracování na mikrostrukturu ocelí.

### **Klíčová slova**

Tepelné zpracování, ocel, austenitizace, fázové přeměny, žíhání, kalení, popouštění, tvrdost, mikrostruktura, světelná mikroskopie.

## **ABSTRACT**

This bachelor thesis deals with the heat treatment of steel, especially measuring the influence of individual heat treatment technologies on changes in the microstructure of steels. The theoretical part of the work presents alloys of iron and carbon, furthermore describes their phase transformations in the solid state, particularly the transformation diagrams of steels. In another part of theoretical part, the basic heat treatment technologies and their influence on the mechanical properties and microstructure of steels are described.

The experimental part deals with the preparation of metallographic samples and presents results of examining the microstructure and measuring the hardness of individual samples. At the end of the work the synthesis of the theoretical part and results of the experimental part is used for the partial and overall evaluation of the influence of heat treatment on the microstructure of steels.

### **Key words**

Heat treatment, steel, austenitization, phase transformations, annealing, quenching, tempering, hardness, microstructure, light microscopy.

## **BIBLIOGRAFICKÁ CITACE**

KOCMAN, Lukáš. *Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu ocelí*. Brno, 2021. 58 s. Dostupné také z: <https://www.vutbr.cz/studenti/zav-prace/detail/132460>. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, Ústav materiálových věd a inženýrství. Vedoucí práce Ing. Roman Štěpánek, Ph.D..

## PROHLÁŠENÍ

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci na téma **Vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu ocelí** vypracoval samostatně s použitím odborné literatury a pramenů, uvedených v seznamu, který tvoří přílohu této práce.

V Brně, dne

.....  
Lukáš Kocman

## **PODĚKOVÁNÍ**

Rád bych poděkoval Ing. Romanu Štěpánkovi, Ph.D. za vedení práce, řadu významných rad a připomínek, za čas, který mi věnoval při konzultacích i v průběhu provádění experimentů a v neposlední řadě za jeho nezměrnou trpělivost.



## OBSAH

1	ÚVOD.....	11
2	ŽELEZO A SLITINY ŽELEZA S UHLÍKEM.....	12
	2.1 Soustava železo-uhlík .....	12
	2.2 Strukturní složky v diagramu Fe-Fe <sub>3</sub> C .....	14
3	FÁZOVÉ PŘEMĚNY SLITIN ŽELEZA V TUHÉM STAVU .....	15
	3.1 Austenitizace.....	15
	3.2 Přeměny austenitu.....	16
	3.2.1 Proeutektoidní přeměny .....	16
	3.2.2 Perlitická přeměna.....	17
	3.2.3 Bainitická přeměna.....	17
	3.2.4 Martenzitická přeměna .....	18
	3.3 Transformační diagramy ocelí .....	19
	3.3.1 Diagramy izotermického rozpadu austenitu (diagramy IRA).....	19
	3.3.2 Diagramy anizotermického rozpadu austenitu (diagramy ARA).....	20
4	TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ SLITIN ŽELEZA .....	21
	4.1 Žihání .....	22
	4.1.1 Žihání bez překrystalizace.....	23
	4.1.2 Žihání s překrystalizací .....	24
	4.2 Kalení.....	25
	4.3 Popouštění.....	26
5	CÍLE PRÁCE .....	27
6	MATERIÁL A EXPERIMENTÁLNÍ METODY.....	28
	6.1 Příprava vzorku.....	28
	6.2 Metalografická studie .....	29
	6.3 Měření tvrdosti.....	29
7	VÝSLEDKY.....	30
	7.1 Ocel 12 050.....	30
	7.2 Ocel 14 331 .....	37
	7.3 Ocel 15 241 .....	41
	7.4 Ocel 16 640.....	44
	7.5 Ocel 19 191 .....	48
8	DISKUZE.....	53
9	ZÁVĚR.....	57
10	SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ.....	58

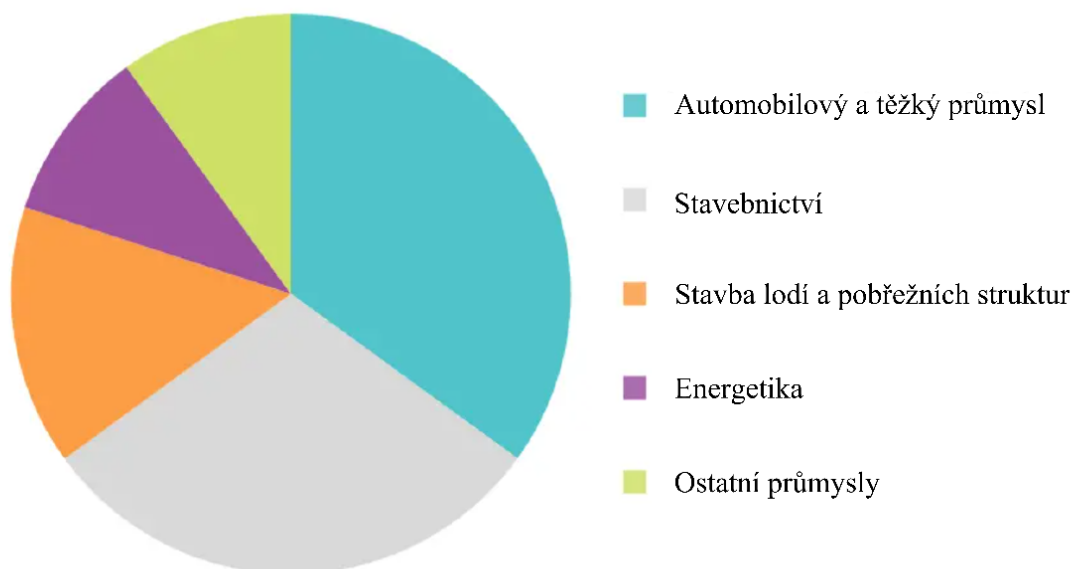


## 1 ÚVOD

Slitiny železa a uhlíku se v současné době řadí na 3. místo v žebříčku nejpoužívanějších materiálů na světě. Používanějším je pouze dřevo a kámen [1]. Světová produkce oceli v roce 2019<sup>1</sup> dosáhla téměř 1 869 900 000 tun [2]. Své široké využití napříč všemi odvětvími průmyslu nalézají především díky možnosti ovlivnit jejich mechanické, fyzikální, chemické i jiné vlastnosti v širokém rozmezí. Výrazný vliv na vlastnosti slitin železa s uhlíkem má právě obsah uhlíku, přísada legujících prvků či tepelné zpracování.

Tepelným zpracováním lze eminentně ovlivnit vlastnosti převážné většiny materiálů, zvláště pak u slitin železa s uhlíkem v rozsahu, který nemá obdoby u žádné jiné slitiny. Pomocí tepelného lze obvykle ovlivnit pevnost, tvrdost, tažnost, vrubovou houževnatost, odolnost proti opotřebení a další vlastnosti. Díky správně zvolené technologii tepelného zpracování lze prodloužit životnost součástí a dosáhnout plného využití potenciálu materiálu. Není tedy divu, že tepelně zpracované oceli jsou nedílnou součástí používaných materiálů nejen ve strojírenství (viz. obr. 1).

Tato práce má za cíl popsat vliv tepelného zpracování na mikrostrukturu vybraných známých ocelí, a to jak teoreticky, tak především experimentálně. Teoretická část čtenáře postupně seznámí se slitinami železa s uhlíkem, jejich strukturními fázemi a přeměnami v tuhém stavu, následně pak s hlavními způsoby tepelného zpracování slitin železa. V experimentální části bude zhotoveno 31 metalografických vzorků daných ocelí (nelegované, nízkolegované, nástrojové) a pomocí světelného mikroskopu provedeno hodnocení jejich mikrostruktury. Ověření typu mikrostruktury proběhne na základě měření tvrdosti pomocí Vickerse.



Obr. 1 Rozložení světového trhu s tepelně zpracovanými oceli v roce 2019  
vzhledem k využití konečného uživatele [1] (upraveno)

<sup>1</sup> Data z roku 2020 nebyla převzata vzhledem k možnému zkrácení světovou pandemií onemocnění COVID-19.

## 2 ŽELEZO A SLITINY ŽELEZA S UHLÍKEM

Železo je polymorfní kov, který se za normálního atmosférického tlaku vyskytuje ve čtyřech alotropických modifikacích (železo  $\alpha$ ,  $\beta$ ,  $\gamma$ ,  $\delta$ ). V chemicky čisté podobě se v přírodě vyskytuje velmi zřídka a pro technickou praxi nemá velký význam [3].

Nejdůležitějším legujícím prvkem železa je uhlík. I malá změna jeho koncentrace má výrazný vliv na vlastnosti slitin železa, které patří k nejdůležitějším konstrukčním materiálům [4]. Podle jeho obsahu můžeme slitiny železa rozdělit na [5]:

- slitiny s velmi nízkým obsahem uhlíku – téměř čisté železo,
- oceli – obsah uhlíku do 2,14 hm.%,
- litiny a surová železa – obsah uhlíku nad 2,14 hm.%.

Uhlík tvoří s železem intersticiální tuhé roztoky s omezenou rozpustností uhlíku. Jeho rozpustnost v železe závisí na dané modifikaci železa a teplotě [3]. Maximální rozpustnost uhlíku v železe  $\gamma$  činí 2,14 hm.% při teplotě 1 147 °C [5]. Při překročení maximální rozpustnosti uhlíku v tuhém roztoku se uhlík vylučuje jako samostatná fáze [3].

Forma vyloučené samostatné fáze závisí na obsahu uhlíku ve slitině. Při nízkých obsazích tvoří uhlík intersticiální sloučeninu  $\text{Fe}_3\text{C}$  (cementit) [3]. Cementit je metastabilní fází a může dlouhodobým ohřevem transformovat na stabilní fázi – grafit a železo [4].

### 2.1 Soustava železo-uhlík

V závislosti na formě uhlíku obsaženého ve slitině rozeznáváme dvě základní soustavy. K posuzování tuhnutí litin a surového železa slouží stabilní soustava (Fe-C), kde je uhlík vyloučen ve formě grafitu. V technické praxi je však využívanější metastabilní soustava (Fe- $\text{Fe}_3\text{C}$ ), ve které je uhlík vyloučen pouze ve formě cementitu ( $\text{Fe}_3\text{C}$ ) [3].

Na obr. 2 je uveden rovnovážný diagram železo-uhlík metastabilní (plné čáry) i stabilní (přerušované čáry) soustavy. Vyjadřuje závislost fázového složení slitin železa s uhlíkem na jejich chemickém složení a teplotě. Důležité teploty a koncentrace jsou v diagramu označeny velkými písmeny. U stabilní soustavy jsou tato písmena opatřena apostrofem, např. C' [3].

O tom, zda bude slitina železa s uhlíkem krystalizovat ve shodě s metastabilní nebo stabilní soustavou rozhoduje řada okolností, zejména:

- *přítomnost dalších prvků* – přísada Mn podporuje krystalizaci ve shodě s metastabilní soustavou, přísada Si naopak se stabilní soustavou [4].
- *rychlost ochlazování* – krystalizace ve shodě s metastabilním diagramem je podpořena rychlým ochlazením, pomalým ochlazením naopak se stabilním diagramem [4].
- *obsah uhlíku* – slitiny železa s obsahem uhlíku pod 2,11 hm.% krystalizují převážně ve shodě s metastabilní soustavou, s obsahem uhlíku nad 2,11 hm.% pak rozdílně dle okolností uvedených v předchozích dvou bodech [4].



## 2.2 Strukturální složky v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C

**Austenit** – intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe  $\gamma$ . Při teplotě 1 147 °C může obsahovat až 2,14 hm.% uhlíku [5]. Výchozí fáze všech překryštalizačních pochodů tepelného zpracování u ocelí. Je dobře tvárný [3].

**Ferit** – intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe  $\alpha$  (příp. železe  $\beta$ ) s maximálním obsahem uhlíku 0,022 hm.% při teplotě 727 °C, s klesající teplotou rozpustnost klesá. Je velmi měkký a tvárný [3].

**Delta ferit** – intersticiální tuhý roztok uhlíku v železe  $\delta$ . Maximální rozpustnost uhlíku v delta feritu činí 0,10 hm.% při teplotě 1 495 °C [3].

**Cementit (Fe<sub>3</sub>C)** – intersticiální chemická sloučenina železa a uhlíku. Obsahuje 6,68 hm.% uhlíku. Je křehký, s tvrdostí 700 až 800 HV [3]. Podle způsobu krystalizace rozeznáváme [4]:

**cementit primární** – krystalizuje přímo z taveniny,

**cementit sekundární** – vylučován z austenitu následkem poklesu rozpustnosti při ochlazení, obvykle vyloučen na hranicích zrn austenitu,

**cementit terciální** – vzniká segregací z feritu snížením rozpustnosti uhlíku v železe  $\alpha$  s klesající teplotou, vylučuje se na hranicích zrn feritu.

**Perlit** – eutektoid, strukturální směs feritu a cementitu, vzniká rozpadem austenitu při eutektoidní reakci [4]. Morfologie perlitu je značně rozličná:

Je-li struktura perlitu tvořena lamelami feritu a cementitu, hovoříme o perlitu *s lamelární morfologií*. Šířka těchto lamel, označovaná jako mezilamelární vzdálenost, je jedním z významných faktorů ovlivňujících vlastnosti slitin s perlitickou strukturou. S klesající mezilamelární vzdáleností dochází k nárůstu houževnatosti. V případě sferoidizace (sbalení) lamel cementitu se jedná o perlit *s globulární morfologií*. Ta se vyznačuje poklesem pevnosti, tvrdosti a nárůstem houževnatosti slitiny [3].

**Ledeburit** – vysokoteplotní eutektikum, strukturální směs složená z austenitu a cementitu. Krystalizuje přímo z taveniny při eutektické reakci [3].

**Ledeburit (transformovaný)** – nízkoteplotní eutektikum složené z cementitu a perlitu. Austenit obsažený v ledeburitu transformoval na perlit [3].

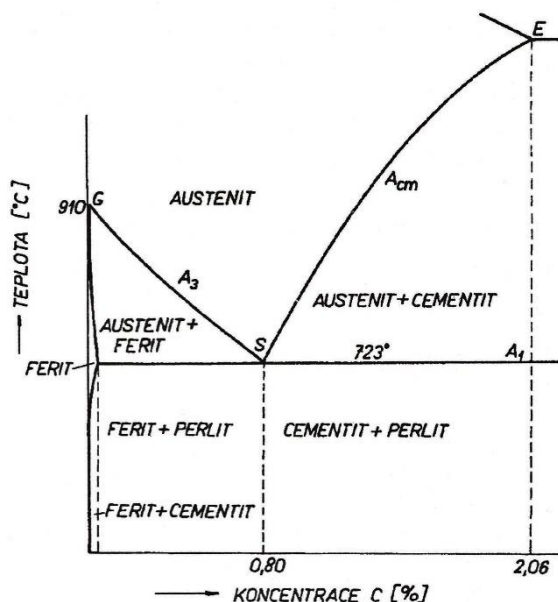
### 3 FÁZOVÉ PŘEMĚNY SLITIN ŽELEZA V TUHÉM STAVU

Polymorfie železa a s ní související modifikace tuhých roztoků, proměnná difuzivita intersticiálních (C, N) a substitučních prvků a rozdílné rozpustnosti legujících prvků spojené s fázovými přeměnami a změnou teplot jsou příčinami značné variability v možných fázových přeměnách slitin železa. Řízené využívání fázových přeměn v tuhém stavu je klíčové pro technologie tepelného zpracování. Fázové přeměny s sebou však přináší i nežádoucí důsledky, např. v podobě stárnutí oceli [3].

#### 3.1 Austenitizace

Jedná se o výchozí proces při všech postupech tepelného zpracování s překrytalizací. Její podstata spočívá v ohřevu nad kritické teploty a přeměně výchozí feriticko-cementitické struktury<sup>2</sup> na strukturu austenitickou. Přeměna má difuzní charakter a probíhá nukleací zárodků austenitu, které přednostně vznikají na hranicích zrn, následně jejich homogenizací a růstem austenitického zrna. Austenitizací vzniká zpravidla jemnozrnější struktura, neboť na každé jedno perlitické zrno připadá hned několik zárodků austenitu [3].

Austenitizace se u podeutektoidních ocelí provádí v rozmezí teplot  $A_1$  až  $A_3$ , v případě nadeutektoidních pak mezi teplotami  $A_1$  až  $A_{cm}$  [3]. Při ohřevu nad teplotu  $A_1$  se jedná pouze o částečnou austenitizaci, úplné austenitizace je dosaženo ohřevem nad teplotu  $A_3$ , resp.  $A_{cm}$  [6]. Z obr. 3 je patrné, že austenitizace začíná u všech ocelí přeměnou perlitu na austenit. S rostoucí teplotou nad  $A_1$  se u podeutektoidních ocelí přidává postupná přeměna feritu, u nadeutektoidních ocelí pak přeměna sekundárního cementitu [3].



Obr. 3 Část rovnovážného diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C, překrytalizační oblast austenitu [3]

<sup>2</sup>s ohledem na složení perlitu se jedná o společný název pro strukturu uhlíkových ocelí, kterou u podeutektoidních ocelí tvoří ferit a perlit, u nadeutektoidních ocelí pak cementit a perlit [3]

### 3.2 Přeměny austenitu

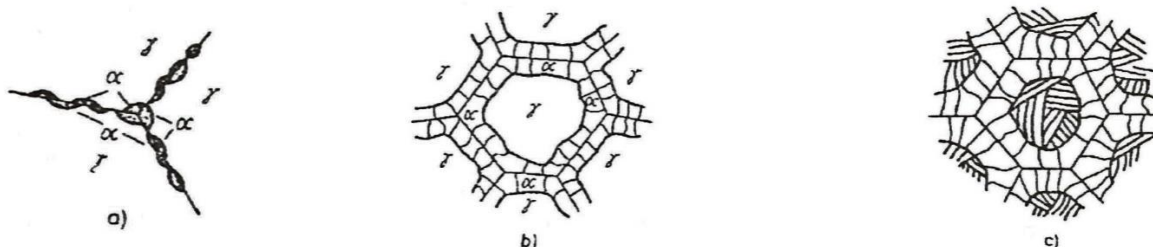
K přeměnám přechlazeného austenitu dochází, klesne-li teplota polymorfnní oceli pod kritické teploty  $A_1$ ,  $A_3$  a  $A_{cm}$  [3]. Tyto přeměny spočívají v přerozdělení uhlíku, tvorbě cementitu a přeměně krychlové plošně středěné (FCC) mřížky železa  $\gamma$  na krychlovou prostorově středěnou (BCC) mřížku železa  $\alpha$  [4]. Mechanismus přeměny se mění podle podmínek přeměny austenitu, které ovlivňuje především reakční teplota [3].

#### 3.2.1 Proeutektoidní přeměny

Při pomalém ochlázování austenitu mohou u všech ocelí, s výjimkou ocelí eutektoidních, předcházet eutektoidní (tj. perlitické) přeměně tzv. přeměny proeutektoidní. U podeutektoidních ocelí dochází k vylučování feritu, v případě nadeutektoidních je proeutektoidní fáze tvořena cementitem [3]. Jakmile dosáhne zbývající austenit eutektoidní koncentrace uhlíku, dojde k ukončení proeutektoidních přeměn a následuje přeměna zbylého austenitu na perlit (perlitická přeměna) [4]. Jedná se o přeměny s plně difuzním charakterem, které výrazně ovlivňují jak strukturu a vlastnosti oceli, tak průběh následných přeměn zbylého austenitu [3].

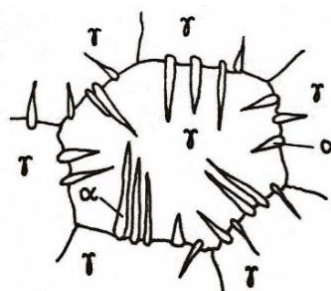
S ohledem na vysoký stupeň neuspořádanosti a vysokou rychlost difuze podél hranic zrn probíhá nukleace proeutektoidních fází přednostně na hranicích zrn austenitu. Rozdílné mezifázové struktury a růstové mechanismy jsou důsledkem vzniku výrazně odlišných morfologií [3].

*Alotriomorfní útvary* čočkovitého tvaru (obr. 4) vznikají při pomalejším ochlázování, kdy převládá směr růstu podél hranic austenitického zrna [3]. Srůstáním jednotlivých zrn vzniká souvislé síťoví, které v případě tvoření cementitem způsobuje značnou křehkost, tvořené feritem však neškodí [7].



Obr. 4 Schématické znázornění alotriomorfních útvarů proeutektoidního feritu;  
a – nukleace a růst zárodků feritu, b – síťoví feritu po hranicích austenitických zrn,  
c – transformace zbylého austenitu [3]

*Widmannstättenovy desky* (obr. 5) vznikají při větších přehlazeních a relativně značné velikosti austenitických zrn. Jedná se o nežádoucí jehlicovou strukturu, neboť špičky jehlic působí jako iniciátory trhlin, což vede ke zkřehnutí oceli (pokles vrubové houževnatosti, nárůst tranzitní teploty) [3]. Může však mít pozitivní vliv na lomovou houževnatost některých slitin titanu a keramik, kde omezuje šíření trhlin [7]. Vyskytuje se nejčastěji u odlitků a v tepelně ovlivněné oblasti svarových spojů [3].



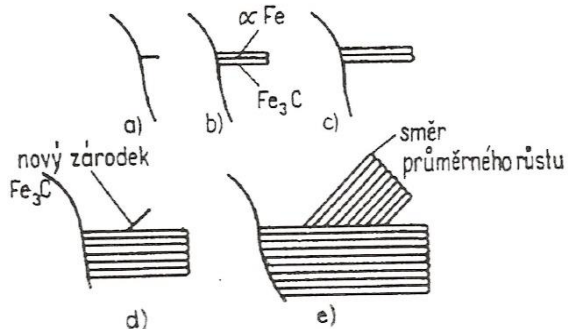
Obr. 5 Widmannstättenova struktura [4]



### 3.2.2 Perlitická přeměna

Probíhá při ochlazování uhlíkové oceli o eutektoidním složení, kdy se přechlazený austenit rozpadá na perlit, tj. eutektoidní směs feritu a cementitu [3].

Jedná se o difuzní přeměnu, která začíná heterogenní nukleací. K nukleaci nejčastěji dochází na hranicích austenitických zrn, mimořádně pak na fázových rozhraní austenit – minoritní fáze (vměstky, nerozpuštěné karbidy) [3]. Růst kolonie perlitu zpočátku probíhá růstem zárodků



Obr. 6 Schéma nukleace a růstu perlitických nodulí; a – zárodek Fe<sub>3</sub>C, b – destička Fe<sub>3</sub>C, c – plně vzrostlé destičky feritu, nově nukleované destičky cementitu, d – nová nodule perlitu [3]

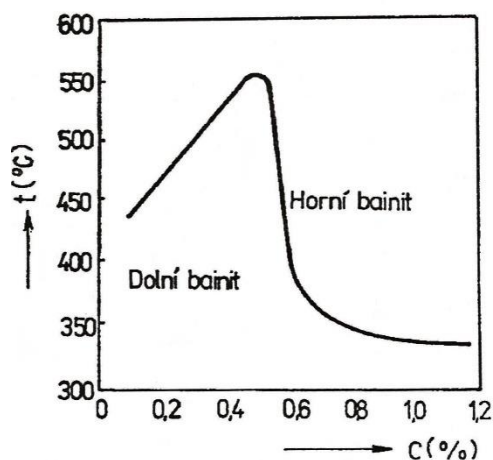
feritu a cementitu odděleně a nezávisle na sobě. Během dalšího růstu nastává rozvětvení a prorůstání destiček obou zárodků (obr. 6) [4]. Rychlost růstu perlitu je u uhlíkových ocelí řízena difuzí uhlíku, v případě legovaných ocelí pak difuzní rychlostí železa a substitučních přísad [3].

S klesající teplotou izotermické přeměny nebo s rostoucí ochlazovací rychlostí se zmenšuje velikost perlitických kolonií a následně i mezilamelární vzdálenost, což zpravidla vede ke zvýšení houževnatosti, tvrdosti a pevnostních charakteristik oceli, přičemž tvárnost zůstává zachována [3].

### 3.2.3 Bainitická přeměna

Jedná se o částečně difuzní přeměnu<sup>3</sup> ke které dochází, jestliže je austenit ochlazen dostatečně velkou rychlostí, při které nedojde k perlitické přeměně [4]. Transformace austenitu na ferit se uskutečňuje smykovým mechanismem [3].

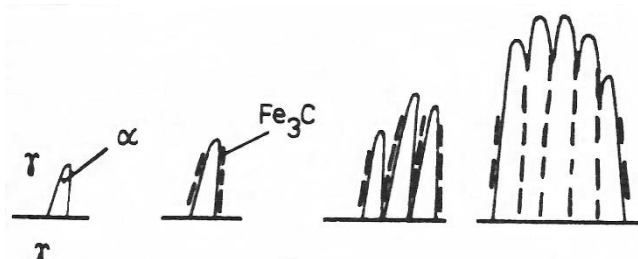
Bainit je nejčastěji definován jako nerovnovázná, nelamelární feriticko-karbidická směs. Nedosahuje tvrdosti martenzitické struktury, houževnatost je však výrazně vyšší. V porovnání s lamelárním perlitem vykazuje vyšší pevnost [3]. Výsledná struktura není nikdy tvořena pouze bainitem, ale obsahuje vždy jistý podíl zbytkového austenitu, který byl v průběhu přeměny obohacený uhlíkem nebo legujícími prvky [4]. Velikost podílu zbytkového austenitu ve výsledné struktuře závisí na teplotě přeměny a chemickém složení oceli. Morfologie bainitu se mění v závislosti na teplotě přeměny nebo rychlosti ochlazování přes oblast bainitické přeměny. V závislosti na teplotě vzniku rozlišujeme tzv. horní a dolní bainit. U obou dochází k nukleaci přednostně na hranicích zrn austenitu a na bainitických jehlicích ve struktuře již existujících. Vliv uhlíku na teplotní oblasti výskytu bainitu znázorňuje obr. 7 [4].



Obr. 7 Vliv obsahu uhlíku na teplotní oblasti výskytu bainitu [3]

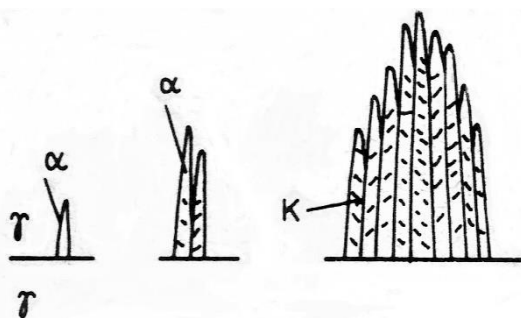
<sup>3</sup> je možná pouze difuze intersticiálních prvků (uhlík), difuze železa a substitučních prvků je nepatrná [4]

Horní bainit vzniká při vyšších teplotách bainitické přeměny. Od hranic austenitického zrna rostou zárodky bainitického feritu ve tvaru jehlic (latěk), které sousední austenit obohacují uhlíkem. V důsledku toho dochází v určité vzdálenosti za čelem jehlice k precipitaci částic cementitu. Struktura horního bainitu je tak tvořena svazky hrubších jehlic bainitického feritu s podélně uspořádanými částicemi cementitu, které jsou vyloučeny především na povrchu jehlic (obr. 8) [4].



Obr. 8 Schéma vzniku horního bainitu ve středně uhlíkové oceli;  
 $\alpha$  – bainitický ferit,  $\gamma$  – austenit [4]

Struktura dolního bainitu je tvořena tenkými deskami bainitického feritu, který je přesycený uhlíkem [3]. Obdobně jako u horního bainitu dochází k precipitaci jemných částí karbidů, které jsou zde převážně zarostlé uvnitř desek (obr. 9). Zpočátku tvoří karbidickou fázi metastabilní hexagonální  $\epsilon$  karbid, který je později nahrazen cementitem [3].



Obr. 9 Schéma vzniku dolního bainitu ve středně uhlíkové oceli;  
 $\alpha$  – bainitický ferit,  $\gamma$  – austenit, K – karbid  $\epsilon$  či cementit [4]

### 3.2.4 Martenzitická přeměna

K martenzitické přeměně dochází při rychlém ochlazení austenitu do oblasti nízkých teplot, kde již není možná účinná difuze intersticiálních ani substitučních prvků. Z austenitu tak bezdifuzní (smykovou) přeměnou vzniká nerovnovážený přesycený tuhý roztok v železe  $\alpha$ , tzv. *martenzit*. Jeho vznik je podmíněn ochlazením austenitu pod teplotu  $M_s$  dříve, než začne probíhat perlitická nebo bainitická přeměna. Nejmenší ochlazovací rychlost splňující tento předpoklad se označuje jako kritická rychlost ochlazování  $v_k$ . Její hodnota je závislá na složení a na struktuře austenitu, např. u uhlíkových ocelí dosahuje hodnoty až kolem  $1\ 000\ \text{K}\cdot\text{s}^{-1}$ . Stejně jako v případě bainitické přeměny se i u této přeměny část původní struktury nepřemění a výsledná struktura obsahuje určitý podíl zbytkového austenitu [3].

Martenzit je tvrdší, než je tvrdost výchozí fáze, zároveň však podstatně křehký a s vysokou úrovní vnitřní napjatosti. Tvrdost martenzitu je ovlivněna zejména obsahem uhlíku obsaženého v martenzitu [3].

### 3.3 Transformační diagramy ocelí

Při tepelném zpracování ocelí probíhá přeměna austenitu jediným způsobem pouze zřídka. Austenit většinou prodělává řadu přeměn, a to především u součástí větších rozměrů, u kterých se mohou rychlosti ochlazování v jednotlivých částech průřezu výrazně lišit. Pro správnou optimalizaci postupů tepelného zpracování je tedy zapotřebí sledovat vzájemný vztah a souslednost přeměn austenitu, k čemuž lze využít transformačních diagramů [3].

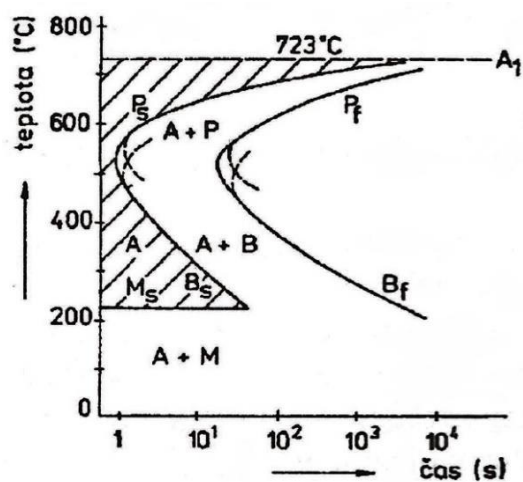
Tyto diagramy znázorňují teplotní a časovou závislost průběhu přeměn přechlazeného austenitu. Vynáší se v osách teplota ( $T$ ) a logaritmus času ( $t$ ). Obsahují údaje o kritických teplotách a jsou v nich vyznačeny polohy začátků a konců jednotlivých přeměn (např.  $B_s$ ,  $B_f$ ). Dále mohou vyjadřovat podíly produktů určité přeměny, hodnoty tvrdosti výsledné struktury apod. Konkrétní transformační diagram platí jen pro danou ocel<sup>4</sup> a pro určité podmínky austenitizace<sup>5</sup>. Jejich konstrukce se provádí z experimentálně stanovených údajů, nebo na základě výpočtů [3].

Transformační diagramy jsou dvojího druhu – izotermické a anizotermické. Diagramy izotermického rozpadu austenitu (IRA) udávají dobu přeměn austenitu za izotermických podmínek. Jsou využívány zejména při izotermickém žíhání a izotermickém zušlechťování. Větší praktický význam mají diagramy anizotermického rozpadu austenitu (ARA), neboť u většiny postupů tepelného zpracování austenit transformuje při plynulém ochlazení [3].

#### 3.3.1 Diagramy izotermického rozpadu austenitu (diagramy IRA)

Křivky znázorňují počátek a konec perlitické a bainitické přeměny austenitu v závislosti na konstantní teplotě. Dále je v diagramech také zakreslena teplota počátku martenzitické přeměny ( $M_s$ ). Vlevo od křivky začátku přeměny austenitu ( $P_s$ ,  $B_s$ ) až po teplotu začátku martenzitické přeměny ( $M_s$ ) je struktura austenitická. Vpravo od křivky konce přeměny austenitu ( $P_f$ ,  $B_f$ ) je struktura tvořena perlitem či bainitem (viz obr. 10) [3].

Při teplotách v intervalu mezi teplotou  $A_1$  a přibližně  $550\text{ °C}$  dochází u eutektoidních ocelí k izotermickému rozpadu přechlazeného austenitu na lamelární perlit [3]. S klesající teplotou



Obr. 10 Schéma diagramu IRA eutektoidní oceli [3]

přeměny se zmenšuje mezilamelární vzdálenost perlitu a může tak vzniknout velmi jemný lamelární perlit, tzv. *troostit* [8].

V oblasti teplot nižších než asi  $550\text{ °C}$  postupně převládá bainitická přeměna (viz. kap. 2.2.3). Zpočátku se horní bainit tvoří společně s perlitem, za teplot těsně nad  $M_s$  převládá tvorba dolního bainitu. Izotermický rozpad přechlazeného austenitu končí za teploty  $M_s$ . Pod touto teplotou probíhá bezdifuzní martenzitická přeměna (viz. kap. 2.2.4) [3].

U ocelí o jiném, než eutektoidním složení začíná přeměna austenitu tvorbou proeutektoidního feritu (podeutektoidní oceli) či případně proeutektoidního sekundárního cementitu (nadeutektoidní oceli) (viz. kap.2.2.1) [3].

<sup>4</sup> je určena chemickým složením, nebo označením podle normy, např. ČSN [3].

<sup>5</sup> velikost zrn austenitu a jeho homogenita [3].

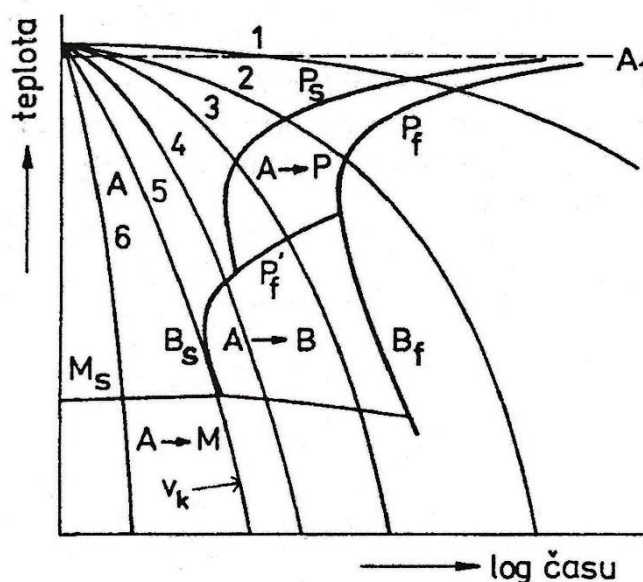
Tvar a polohu křivek diagramu IRA ovlivňuje především chemické složení oceli a stav austenitu. Všechny přísadové prvky, s výjimkou Co a Al, posouvají křivky počátku a konce přeměny doprava. V případě přísad rozpustných ve feritu (např. Ni, Si, Cu) nedochází ke změně tvaru, ale pouze posunu (doprava). Největší vliv na změnu tvaru mají karbidotvorné prvky (Mo, Cr, V, W, ...), které od sebe oddalují perlitickou a bainitickou oblast [3].

### 3.3.2 Diagramy anizotermického rozpadu austenitu (diagramy ARA)

Udávají počátky a konce jednotlivých přeměn, které byly získány plynulým ochlazováním austenitu různými rychlostmi (viz obr. 11). Musí proto být čteny ve směru jednotlivých křivek ochlazování. [3].

Při relativně pomalém ochlazování eutektoidní oceli (křivky 1 a 2) vzniká perlitická struktura. S rostoucí rychlostí ochlazování se posouvá začátek i konec přeměny k nižším teplotám a kratším časům. Při dosažení určité rychlosti ochlazování (křivka 3) nestačí všichni austenit transformovat v perlitické oblasti a jeho zbytek transformuje v oblasti bainitické. Vznikne tak struktura tvořená perlitem i bainitem. Při větších rychlostech ochlazování začíná rozpad austenitu bainitickou reakcí (křivka 4) a pod teplotou  $M_s$  pokračuje martenzitickou přeměnou. Přičemž s rostoucí rychlostí ochlazování narůstá podíl martenzitu ve struktuře. Po překročení kritické rychlosti ochlazování  $v_k$  (křivka 5) probíhá pouze martenzitická přeměna austenitu, ale výslednou strukturu tvoří společně s martenzitem i jistý podíl zbytkového austenitu [3].

Vliv legujících prvků a podmínek austenitizace na tvar a polohu křivek diagramu ARA je analogický jako u diagramů IRA. Ve srovnání s diagramy IRA zde dochází k většímu posunu křivek směrem k nižším teplotám a delším časům [3].



Obr. 11 Schéma diagramu ARA eutektoidní oceli [3]

## 4 TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ SLITIN ŽELEZA

Tepelným zpracováním nazýváme procesy, při nichž řízeně využíváme fázových a strukturních přeměn v tuhém stavu ke změně struktury [3]. Cílem je získat požadované mechanické, technologické či jiné vlastnosti výrobků nebo polotovarů [6].

Podstatou tepelného zpracování je ohřev materiálu na danou teplotu, výdrž na této teplotě a následné ochlazení určitou rychlostí. Jednotlivé technologie tepelného zpracování se od sebe liší v závislosti na požadované teplotě ohřevu, délce doby výdrže na teplotě a rychlosti ochlazování [3]. Nelze však opomenout, že důležitou roli hraje také konečná teplota, na kterou je materiál ochlazen. Její velikost může například ovlivnit ukončení probíhající fázové přeměny [6].

Proces, při kterém společně s řízenými změnami teplot (vlastní tepelné zpracování) využíváme také změny chemického složení povrchových vrstev a teploty, nazýváme chemicko-tepelné zpracování – CHTZ. Rovněž lze proces vlastního tepelného zpracování spojit s důsledky plastické deformace, kdy se jedná o tzv. tepelně-mechanické zpracování – TMZ [3]. Přehled hlavních způsobů tepelného zpracování je uveden v tab. 1.

Tab. 1: Přehled hlavních způsobů tepelného zpracování [3]

<b>TZ</b>	žhání	bez překrytalizace	ke snížení pnutí
			rekrytalizační
			na měkko
			protivločkové
			rozpuštěcí
	kalení	s překrytalizací	na odstranění křehkosti po moření
			homogenizační
			normalizační
			izotermické
	popouštění	bainitické	kombinované
do studené lázně (přímé, lomené, přerušované)			
do teplé lázně (termální)			
vytvoření tvrdých povrchových vrstev	sycení povrchu nekovy	se zmrazováním	
		povrchové kalení	
		do studené lázně	
		do teplé lázně (izotermické zušlechťování)	
využití účinků plastické deformace a fázové přeměny	deformace před fázovou přeměnou	při nízkých teplotách	
		při vysokých teplotách	
<b>CHTZ</b>	vytvoření tvrdých povrchových vrstev	sycení povrchu nekovy	napouštění
			(anizotermické) zušlechťování
			cementování
			nitridování
<b>TMZ</b>	využití účinků plastické deformace a fázové přeměny	deformace před fázovou přeměnou	nitrocementování
			karbonitridování
<b>TMZ</b>	využití účinků plastické deformace a fázové přeměny	deformace během izotermické fázové přeměny	deformace austenitu před martenzitickou přeměnou (nízkoteplotní – NTMZ, vysokoteplotní – VTMZ)
			deformace během perlitické, popř. bainitické přeměny

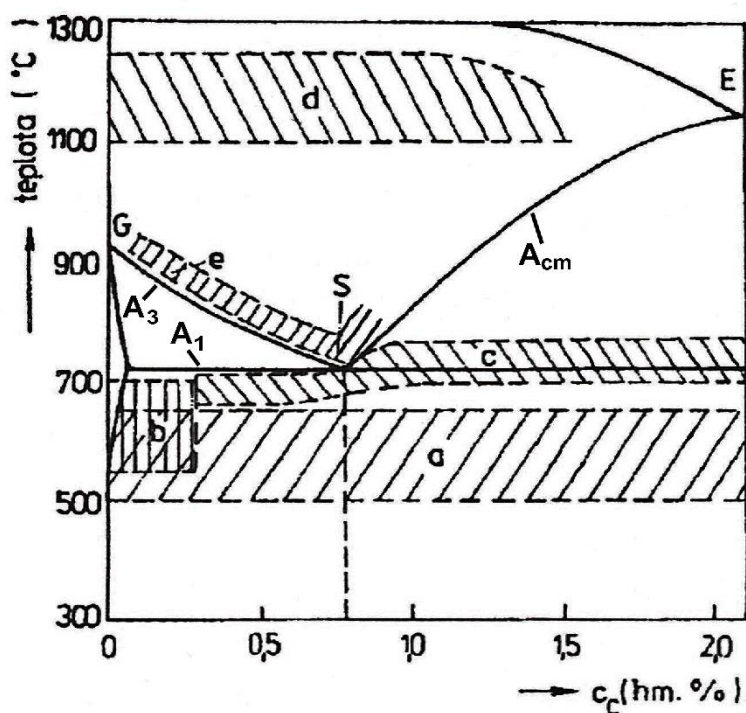


#### 4.1 Žihání

Žiháním se označují ty způsoby tepelného zpracování, jejichž cílem je dosáhnout nebo se alespoň dostatečně přiblížit strukturám materiálu tvořených rovnovážnými fázemi [3]. Typickým znakem procesů žihání je poměrně nízká ochlazovací rychlost, nepřesahující rychlost ochlazování na klidném vzduchu [8].

Pomocí žihání lze odstranit nežádoucí změny struktury materiálu, které mohou být následkem jiných technologických operací, dosáhnout homogenní a jemnozrnné struktury s dobrou tvárností, houževnatostí a obrobiteľností nebo potlačit chemickou heterogenitu a snížit úroveň vnitřních pnutí. V mnoha případech bývá žihání konečnou operací tepelného zpracování, některé druhy žihání jsou však zařazovány i mezi jednotlivé operace technologických postupů a usnadňují tak jejich celkový průběh [3].

Obecně pro všechny způsoby žihání platí, že prodleva na žhací teplotě je závislá na její hodnotě – při použití vyšší teploty je prodleva kratší. Přehled hlavních způsobů žihání je uveden v tab. 1, oblast žhacích teplot je pak znázorněna na obr. 12. Postupy žihání dělíme dle výšky použité teploty na žihání bez překrystalizace a na žihání s překrystalizací [3].



Obr. 12 Schématické znázornění oblasti žhacích teplot v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C; (žihání: a – ke snížení pnutí, b – rekrytalizační, c – na měkko, d – homogenizační, e – normalizační) [3] (převzato a upraveno)

#### 4.1.1 Žihání bez překrystalizace

Při žihání bez překrystalizace se u polymorfních ocelí nacházejí žihací teploty obvykle pod teplotou  $A_1$ . Dochází tak pouze ke strukturním změnám v oceli (např. sferoidizace karbidů, zotavení, rekrystalizace, příp. růst feritických zrn) [3]. Rozsah fázových změn lze považovat za nevýznamný (s výjimkou rozpouštění terciálního cementitu nebo jiných minoritních fází) [4].

V případě žihání nepolymorfních vysocelogovaných ocelí se vždy jedná o žihání bez překrystalizace. U těchto ocelí dochází s rostoucí teplotou k rozpouštění karbidických částic a dalších vytvrzujících fází ve feritu či v austenitu [3].

- **Žihání ke snížení pnutí**

Provádí se za účelem významně snížit nebo odstranit vnitřní pnutí, aniž by došlo k výrazným změnám struktury a původních vlastností materiálu [6]. Vnitřní pnutí mohou vznikat jako důsledek předchozích technologických operací (místní ohřev, tváření za studena, rozsáhlé třískové obrábění, ...) nebo při nerovnoměrném ochlazování tvarově složitých a rozměrných součástí (výkovky, odlitky) [3].

Žihací teploty se volí v intervalu 500 až 650 °C s výdrží 1–10 hodin na dané teplotě<sup>6</sup> [3]. Aby při ochlazování z žihací teploty nedocházelo ke vzniku nových vnitřních pnutí, je nutné provádět pomalé ochlazování (v peci) až na teplotu 250–300 °C, následně se součást dochlazuje na vzduchu [4].

- **Rekrystalizační žihání**

Slouží k odstranění důsledků předcházejícího tváření za studena (deformační zpevnění) a obnově tvárných vlastností oceli. Během procesu rekrystalizace jsou deformovaná zrna nahrazena nově vzniklými, zpravidla jemnějšími zrny. Žihací teplota a délka prodlevy silně závisí na druhu oceli, stupni deformace a požadovaných vlastnostech výrobku. U polymorfních ocelí se rekrystalizační žihání provádí při teplotách 550 až 700 °C, doba setrvání na teplotě bývá 1 až 5 h [3].

- **Žihání na měkko**

Oceli s vysokou koncentrací cementitu vykazují špatné mechanické vlastnosti [7]. Žihání na měkko slouží k sferoidizaci perlitického, popř. sekundárního cementitu. Během ní se vlivem povrchového napětí lamely cementitu a dalších karbidů sbalí do kuliček. Dojde tak ke snížení tvrdosti a zejména zlepšení obrobitelnosti oceli [3].

Žihání na měkko podutektoidních ocelí vyžaduje výdrž na žihací teplotě v intervalu 600 až 720 °C (přibližně 30 °C pod  $A_1$ ) po dobu 4 h i více, a následně pomalé ochlazování v peci. Při žihání dojde ke změně lamelárního perlitu na perlit globulární (zrnitý), který je měkčí a lépe obrobitelný [3].

V případě nadutektoidních ocelí a ledeburitických nástrojových ocelí se žihání většinou provádí při teplotách nad  $A_1$  po dobu 2 až 3 h s následným velmi pomalým ochlazováním (10 až 15 °C/h) až asi na 600 °C, dále postačuje chlazení na vzduchu [3].

<sup>6</sup> délka prodlevy je závislá na výšce žihací teploty. Při teplotě 600–650 °C postačuje doba 1 až 2 h [3].

#### 4.1.2 Žihání s překrystalizací

Jedná se o způsoby žihání nad teplotou  $A_3$  u podeutektoidních ocelí a nad  $A_{cm}$  v případě nadeutektoidních ocelí. Dochází buď k úplné, nebo téměř úplné přeměně výchozí feriticko-cementitické struktury na austenit (viz. kap. 2.1) [3].

- **Homogenizační (difuzní) žihání**

Účelem homogenizačního žihání je zmenšení chemické heterogenity, která vzniká při chladnutí odlitků a ingotů zejména v důsledku dendritické segregace [3].

Vyrovnaní rozdílů v chemickém složení probíhá pomocí difuzních pochodů, které probíhají tím účinněji, čím vyšší je teplota [6]. Teploty homogenizačního žihání se proto volí co nejvyšší, nejčastěji v rozmezí 1100–1500 °C. Výdrž na teplotě je dána velikostí výrobku a hrubostí struktury, obvykle postačuje 5–15 h [3].

Při dlouhodobém vysokoteplotním ohřevu však dochází k výrazné oxidaci a oduhličení povrchu a také k zhrubnutí austenitického zrna [3]. Oduhličení a oxidaci povrchu lze zabránit použitím ochranné pecní atmosféry [3]. Zjemnění austenitických zrn se pak dosahuje tvářením za tepla (kování, válcování, ...) a následnou rekrystalizací či normalizací [3].

- **Normalizační žihání (normalizace)**

Jedná se o výchozí krok před cementací a kalením. Používá se k zjemnění austenitického zrna a zrovnoměnění sekundární struktury, která může být vlivem přechodících operací nestejněměrná. Slouží také k odstranění Widmannstättenovy struktury (viz obr. 5). Normalizují se tak zejména výkovky, odlitky a svařované dílce. [3].

U podeutektoidních ocelí se provádí při teplotách 30 až 50 °C nad teplotou  $A_3$ , ochlazení pak probíhá na klidném vzduchu (normalizace) nebo pozvolně v peci (normalizační žihání). Při nízkých rychlostech ochlazování vznikají hrubé, tvárnější a měkčí struktury, při větším přechlazení pak struktury jemnější, pevnější a tvrdší [3].

Nadeutektoidní oceli se normalizují výjimečně, normalizační žihání zde zpravidla slouží k odstranění síťoví sekundárního cementitu (viz obr. 4). Ohřevem nad teplotu  $A_1$  až  $A_{cm}$  se cementit rozpustí v austenitu a následným rychlejším ohlazením proudem vzduchu se opětovný vznik síťoví potlačí [3].

- **Izotermické žihání**

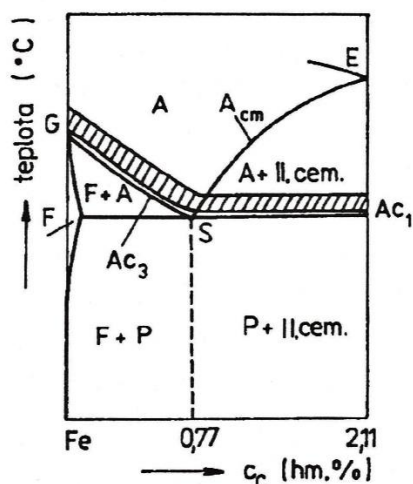
Provádí se ke snížení pevnosti a zlepšení obrobitelnosti, jakosti povrchu a tvářítečnosti oceli. U některých ocelí je používáno místo normalizace, což vede ke zkrácení doby tepelného zpracování [3].

Při izotermickém žihání je ocel po austenitizaci (viz kap. 2.1) rychle ohlazená na teplotu izotermického rozpadu austenitu v oblasti perlitické přeměny (obvykle 600 až 700 °C) [3]. Na této teplotě probíhá výdrž, dokud nedojde k úplné izotropické přeměně austenitu, po jejímž ukončení následuje ochlazení na vzduchu [4].



## 4.2 Kalení

Kalení označuje způsoby tepelného zpracování, které se provádí za účelem zvýšení tvrdosti. Spočívá v ohřevu nad teplotu  $A_3$ , resp.  $A_1$ , krátké výdrži na dané teplotě a následným rychlým ochlazením. Výsledkem jsou částečně nebo zcela nerovnovážné struktury. Podle převažující strukturní složky se kalení rozděluje na kalení bainitické a martenzitické [3]. Oblast kalících teplot je znázorněna na obr. 13.



Obr. 13 Pásmo kalících teplot v diagramu Fe-Fe<sub>3</sub>C [3]

Schopnost oceli dosáhnout martenzitickej struktury nazýváme *kalitelnost*, oceli s touto schopností pak označujeme jako kalitelné. *Zakalitelnost* je dána tvrdostí oceli po zakalení a její maximální dosažitelná hodnota je dána tvrdostí martenzitu, která se odvíjí od obsahu uhlíku v austenitu. *Zakalitelnost* může být určena na jakémkoliv vzorku, který byl ochlazován nadkritickou rychlostí. *Prokalitelnost* je schopnost oceli dosáhnout po zakalení tvrdost odpovídající její zakalitelnosti v určité hloubce pod povrchem kalěného předmětu. Prokalitelnost je závislá na tvaru diagramu ARA [3].

### • Martenzitické kalení

Používá se pro vytvoření oceli s martenziticou strukturou. Rychlost ochlazování tedy musí být stejná nebo vyšší než kritická rychlost ochlazování. Kalící teploty leží 30 až 50 °C nad teplotou  $A_3$ , resp.  $A_1$ . Struktura podeutektoidních oceli je po zakalení tvořena martenzitem a určitým podílem zbytkového austenitu. Zakalené nadeutektoidní oceli obsahují narozdíl od podeutektoidních větší podíl zbytkového austenitu a nerozpuštěný sekundární cementit. Po martenziticém kalení následuje u všech součástí popouštění [3].

*Přímé kalení* patří mezi nejjednodušší a nejčastěji používané způsoby kalení. Kalící prostředí zde tvoří voda, olej nebo vzduch. Jedná se o technicky nenáročný a poměrně levný způsob kalení. Hlavní nevýhodou je však vysoká úroveň vnitřních pnutí, zejména při kalení do vody [3].

*Přerušované (lomené) kalení* se provádí ochlazováním nadkritickou rychlostí (kvůli potlačení perlitické přeměny) až na teplotu těsně nad  $M_s$ , následně se kalěný předmět přesune do mírnějšího ochlazovacího prostředí, ve kterém proběhne martenziticá přeměna. Je vhodné zejména u tvarově složitých a rozměrných součástí [3].

*Termální kalení* spočívá v ochlazení nadkritickou rychlostí v lázni, jejíž teplota leží těsně nad teplotou  $M_s$ . Následuje dostatečná výdrž na této teplotě k vyrovnání teplotních rozdílů v celém průřezu kalěného předmětu. Poté se provádí ochlazení na vzduchu, při kterém proběhne martenziticá přeměna. Výsledná vnitřní pnutí jsou značně menší než při kalení do studené lázně [3]. Používá se u výrobků z legovaných ocelí a dále u menších, tvarově složitých, tenkostěnných součástí z uhlíkových nebo nízkolegovaných ocelí [4].

*Kalení se zmrazováním* se provádí za účelem minimalizace podílu zbytkového austenitu ve struktuře. Předmět je bezprostředně po zakalení přenesen do prostředí s teplotou pod bodem mrazu, čímž dojde k potlačení stabilizace zbytkového austenitu. Používá se u výrobků, které mají zvýšené požadavky na rozměrovou stálost (měřidla, přesná valivá ložiska, nástroje) [3].

- **Bainitické kalení**

Cílem je získání struktury tvořené bainitem, který má nižší pevnostní charakteristiky než martenzit [9]. Popouštění se u bainiticky zakalených součástí obvykle neprovádí. Výjimku tvoří součásti, u nichž bylo použito nepřetržité bainitické kalení, při kterém vzniká struktura tvořená směsí bainitu a martenzitu [3].

*Izotermické zušlechťování* se velmi podobá martenzitickému termálnímu kalení. Kalený předmět se z kalící teploty ochlazuje nadkritickou rychlostí v termální lázni, jejíž teplota se pohybuje v oblasti bainitické přeměny. Po ukončení bainitické transformace je výrobek z lázně vyjmut a dochlazen na vzduchu [3]. Izotermickým zušlechťováním se dosahuje minimální úrovně teplotních a strukturních pnutí, neboť se tepelná pnutí vyrovnávají v tepelné lázni ještě před začátkem přeměny. Je vhodné pro výrobky menších průřezů z nízkolegovaných ocelí [4].

*Izotermické kalení* je modifikací izotermického zušlechťování, teplota lázně zde leží těsně pod teplotou  $M_s$ . Výsledkem je struktura tvořená směsí martenzitu, bainitu a menším množstvím zbytkového austenitu. U ocelí s vhodným tvarem diagramu ARA lze martenziticko-bainitickou strukturu získat i při plynulém ochlazování [3].

### 4.3 Popouštění

Zakalená ocel s martenzitickou strukturou se vyznačuje vysokou tvrdostí, ale také křehkostí a značným vnitřním pnutím, což ji činí v technické praxi nevyužitelnou [9]. Popouštěním lze dosáhnout vytvoření struktur bližších rovnovážnému stavu a podstatně tak zlepšit mechanické vlastnosti zakalené oceli [4].

Popouštění se provádí ohřevem na teploty nižší než  $A_1$ , výdrží na dané teplotě (obvykle v délce 2 hodin) a následným ochlazením vhodnou rychlostí. Zařazuje se ihned po zakalení, jelikož mohou vnitřní pnutí vzniklá při kalení zapříčinit vznik trhlin i po vyjmutí z kalící lázně [3]. Kalení a následné popouštění se často označuje jako zušlechťování [4].

Na rozsah změn struktury a mechanických vlastností má vliv výška popouštěcí teploty a doba popouštění, rozlišujeme proto popouštění při nízkých a při vysokých teplotách [4].

- **Popouštění při nízkých teplotách (napouštění)**

Probíhá zpravidla při teplotách v rozmezí 100 až 300 °C (u vysocelegovaných nástrojových ocelí až kolem 600 °C). Slouží ke snížení vnitřních pnutí a zmenšení podílu zbytkového austenitu při zachování vysoké tvrdosti. Používá se především u nástrojových ocelí, cementovaných a povrchově kalených součástí [3].

- **Popouštění při vysokých teplotách (anizotermické zušlechťování)**

Provádí se při teplotách v rozmezí 400 až 650 °C, kdy dochází k transformaci martenzitu na sorbit. Sorbitická struktura poskytuje optimální kombinaci pevnostních vlastností, houževnatosti, tvrdosti a plasticity [3].

V určitých oblastech popouštěcích teplot však nedochází při poklesu pevnostních charakteristik k odpovídajícímu nárůstu hodnot houževnatosti. Tento jev je označován jako tzv. popouštěcí křehkost [3].

## 5 CÍLE PRÁCE

- Příprava vzorků určených ocelí pro metalografickou analýzu.
- Analýza mikrostruktury vzorků pomocí světelné mikroskopie a určení typu tepelného zpracování.
- Ověření typu určené mikrostruktury zkouškou tvrdosti podle Vickerse.
- Zhodnocení výsledků experimentu.

## 6 MATERIÁL A EXPERIMENTÁLNÍ METODY

Experimentální materiál tvořily známé oceli, konkrétně oceli 12 050, 14 331, 15 241, 16 640 a 19 191 dle ČSN. Vzorky těchto ocelí byly již v tepelně zpracovaném stavu nalezeny v archivu Ústavu materiálových věd a inženýrství, přičemž nebyl znám jejich bližší původ ani použité technologie a přesný průběh jejich tepelného zpracování. Celkem bylo zkoumáno 31 vzorků, avšak u některých ocelí nebyly všechny vzorky nalezeny (např. vzorek č. 4 u oceli 15 241, vzorky č. 7 – č. 9 u oceli 16 640, ...). Chemické složení uvedené v normách bylo vzhledem k okolnostem ověřeno energiově disperzní spektrometrií (EDS) a je uvedeno v tab. 2.

Tab. 2: Chemické složení zkoumaných ocelí [hm.%]

Ocel	C	Mn	Si	P max.	S max.	Cr	Ni	Cu max.	V
12 050	0,42– 0,50	0,50– 0,80	0,17– 0,37	0,040	0,040	max. 0,25	max. 0,30	0,30	–
14 331	0,28– 0,35	0,80– 1,10	0,90– 1,20	0,035	0,035	0,80– 1,10	–	–	–
15 241	0,35– 0,43	0,60– 0,80	0,17– 0,37	0,035	0,035	1,70– 2,00	max. 0,60	–	0,10– 0,20
16 640	0,30– 0,38	0,35– 0,60	0,17– 0,37	0,035	0,035	0,80– 1,20	4,70– 5,20	–	–
19 191	0,95– 1,09	0,20– 0,35	0,15– 0,30	0,025	0,030	0,15	–	–	–

### 6.1 Příprava vzorku

Dělení vzorků nebylo nutné, neboť byly vzorky nalezeny již ve stavu připraveném na zalévání, část z nich dokonce zalita byla. Nezalité vzorky byly zality za tepla do pryskyřice na zařízení ATM Opal X-Press, jelikož nehrozilo ovlivnění struktury zvýšeným tlakem a teplotou.

Po zalisování byly metalografické výbrusy připraveny konvenčním broušením za mokra na zařízení Struers Pedemin. K broušení byly postupně použity brusné papíry na bázi SiC až do zrnitosti 4000.

Následné mechanické leštění probíhalo na stejném zařízení jako v případě broušení. Leštění se provádělo na leštících plátnech za použití smáčedla (ethanol) a diamantové pasty o zrnitosti 3  $\mu\text{m}$  a 0,7  $\mu\text{m}$ .

K vyvolání mikrostruktury metalografických výbrusů bylo použito chemické leptání s využitím leptadla Nital 2% (98 ml ethanol, 2 ml HNO<sub>3</sub>).

## 6.2 Metalografická studie

Pro pozorování a hodnocení mikrostruktury výbrusů v naleptaném stavu byl použit světelný metalografický mikroskop Olympus GX51.

## 6.3 Měření tvrdosti

K měření tvrdosti vzorků byla použita indentační zkouška dle Vickerse a byla provedena na tvrdoměru Qness Q10A. Vzhledem k velikosti a předpokládané tvrdosti vzorků bylo zvoleno zkušební zatížení HV 1, kterému odpovídá zátěžná síla o velikosti 9,807 N. V rámci každého vzorku byly provedeny tři vtisky a z jejich rozměrů určeny odpovídající hodnoty tvrdosti. Z těchto hodnot byla následně vypočten aritmetický průměr a směrodatná odchylka, kterými byla reprezentována výsledná hodnota tvrdosti daného vzorku.

## 7 VÝSLEDKY

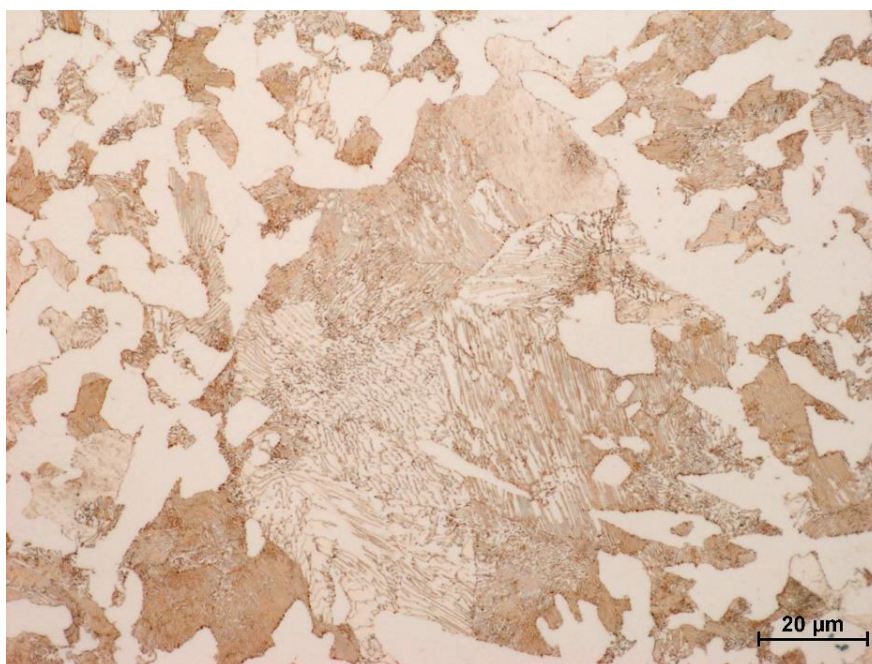
### 7.1 Ocel 12 050

- Vzorek č. 1

Mikrostrukturu tohoto vzorku tvořil ferit (bílá zrna) a perlit (tmavá zrna). Jejich rovnoměrné rozložení ve struktuře je možné vidět na obr. 14. Pouze vzácně se v mikrostruktuře objevovala velká perlitická zrna, případně jejich kolonie (obr. 15).



Obr. 14 Mikrostruktura vzorku č. 1 oceli 12 050, zvětšení 200x

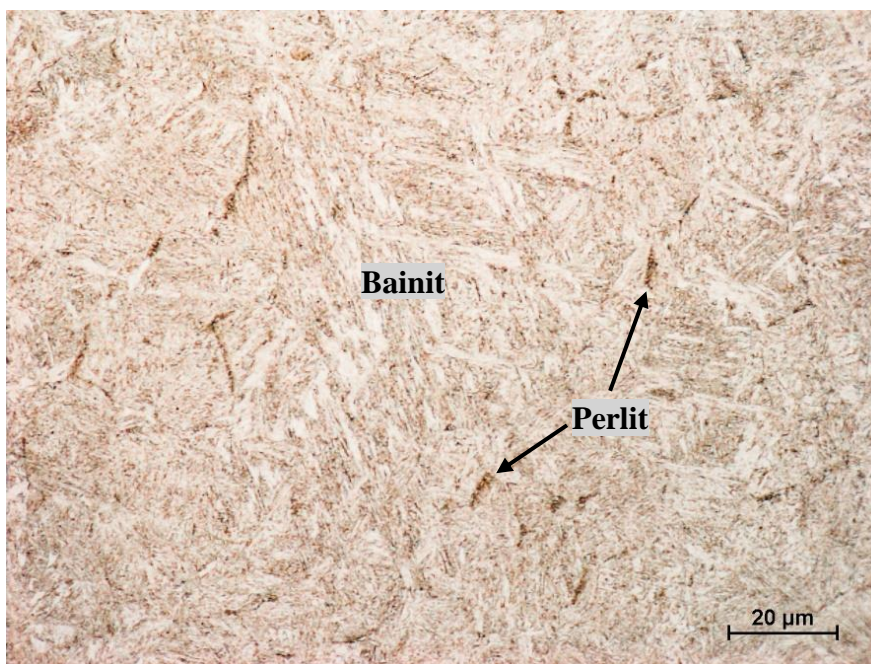


Obr. 15 Mikrostruktura vzorku č. 1 oceli 12 050, zvětšení 1000x



- **Vzorek č. 2**

V případě vzorku č. 2 byla mikrostruktura (obr. 16) z převážné většiny tvořena bainitem, v menší míře pak perlitem a jistým podílem zbytkového austenitu.



Obr. 16 Mikrostruktura vzorku č. 2 oceli 12 050, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 3**

U mikrostruktury vzorku č. 3 (obr. 17) nebylo možné pomocí světelné mikroskopie přesně určit, zda mikrostrukturu tvoří martenzit či bainit. Dokonce se nejednalo ani o typickou morfologii žádné z těchto struktur. O složení mikrostruktury bylo rozhodnuto na základě zkoušky tvrdosti.



Obr. 17 Mikrostruktura vzorku č. 3 oceli 12 050, zvětšení 1000x



- **Vzorek č. 4**

Mikrostruktura vzorku č. 4 (obr. 18) byla značně podobná mikrostruktuře vzorku č. 3 (obr. 17). I v tomto případě se jednalo o martenzitickou či bainitickou strukturu.



Obr. 18 Mikrostruktura vzorku č. 4 oceli 12 050, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 5**

Mikrostrukturu na obr. 19 tvořila feritická matrice, ve které byly přítomny zrnité karbidy (černé tečky), tvořené zejména cementitem. Strukturu tvořil tzv. sorbit.

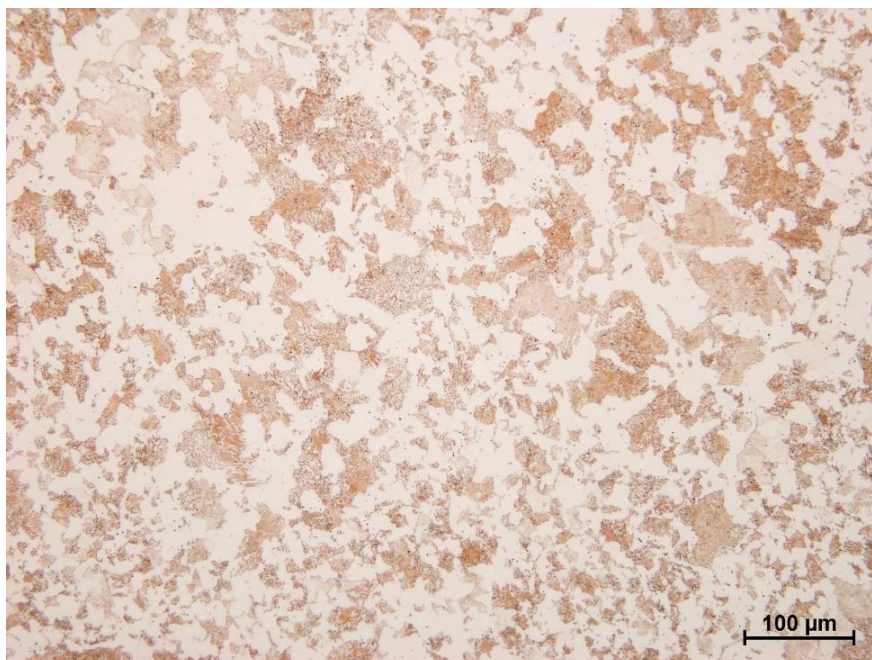


Obr. 19 Mikrostruktura vzorku č. 5 oceli 12 050, zvětšení 1000x

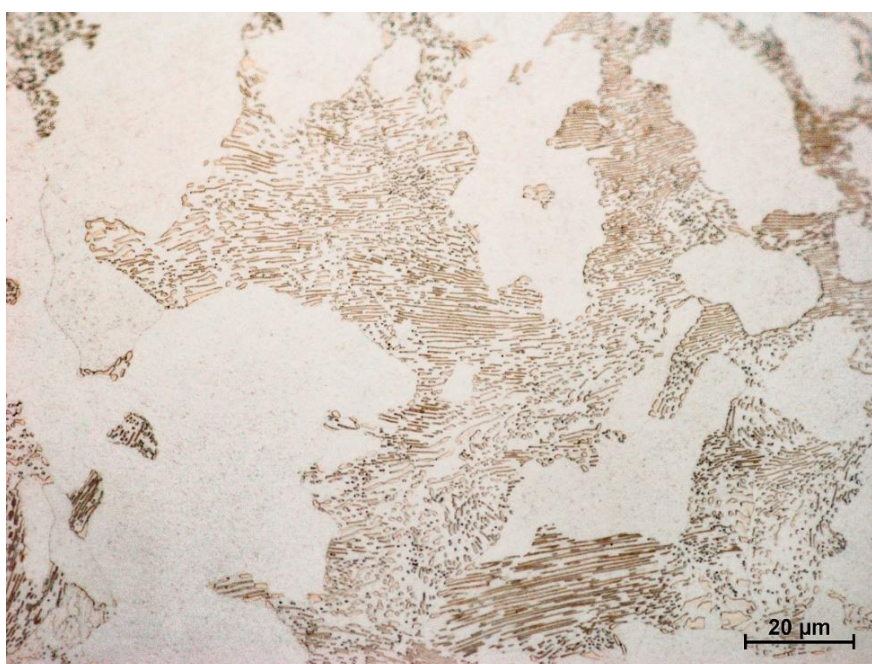


- **Vzorek č. 6**

Na obr. 20 je mikrostruktura vzorku č. 6 při zvětšení 200x, kterou tvořil ferit (bílá zrna) a perlit (tmavá zrna). Při pozorování struktury s 1000násobným zvětšením (obr. 21) byly patrné lamely perlitického feritu, ale především místy zrnitý (globulární) cementit. Struktura byla tedy tvořena feritem a globulárním perlitem (ferit<sub>perlitický</sub> + zrnitý cementit<sub>perlitický</sub>).



Obr. 20 Mikrostruktura vzorku č. 6 oceli 12 050, zvětšení 200x



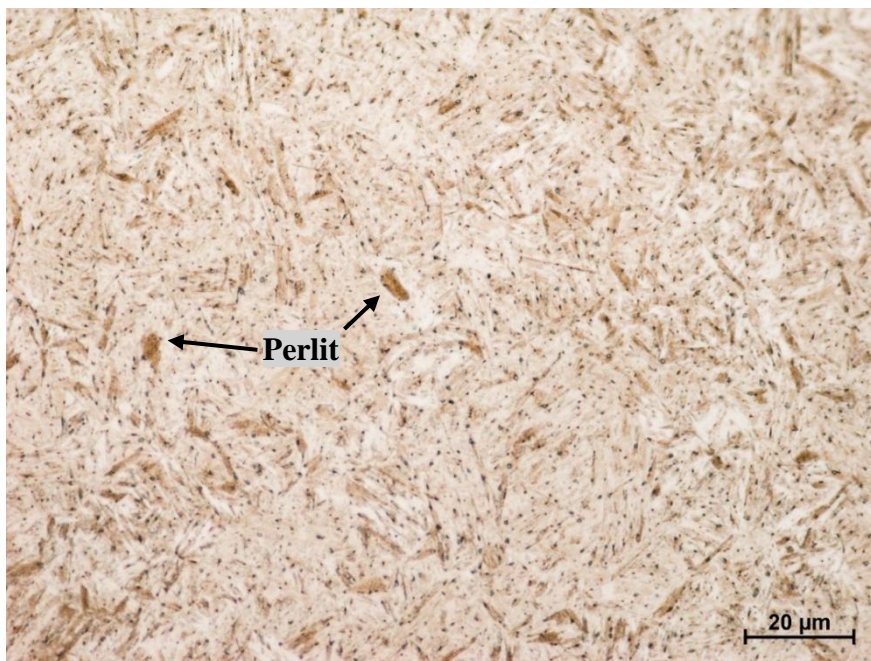
Obr. 21 Mikrostruktura vzorku č. 6 oceli 12 050, zvětšení 1000x



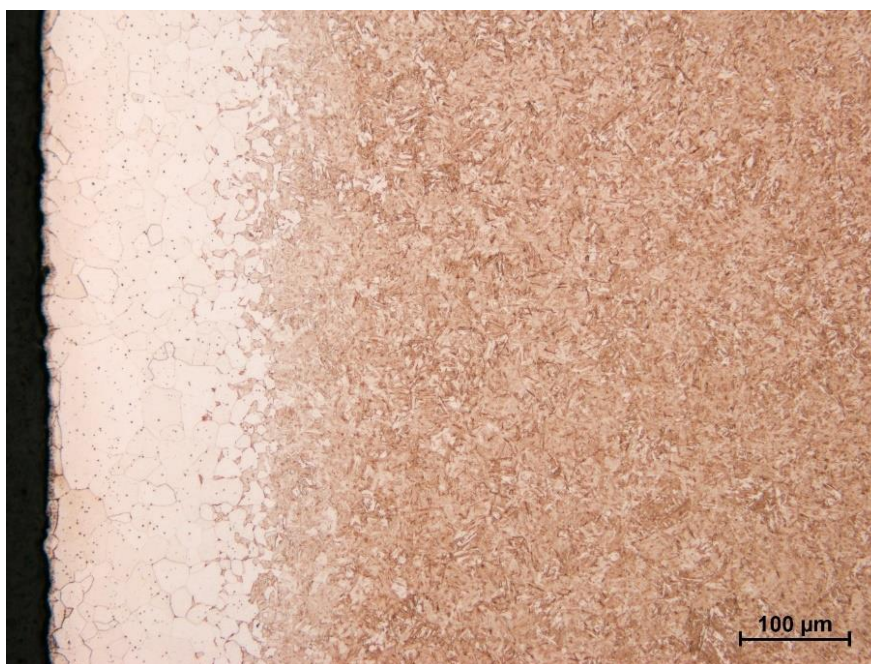
- **Vzorek č. 7**

Mikrostrukturu vzorku č. 7 (obr. 22) tvořil martenzit, malý podíl bainitu a s nimi spojený určitý podíl zbytkového austenitu. V mikrostruktuře si také dále bylo možné všimnout zrnitých karbidů (černé tečky) a perlitu.

Na obr. 23 je zobrazen okraj vzorku (bílá plocha), u kterého došlo k oxidaci a oduhličení povrchu.



Obr. 22 Mikrostruktura vzorku č. 7 oceli 12 050, zvětšení 1000x

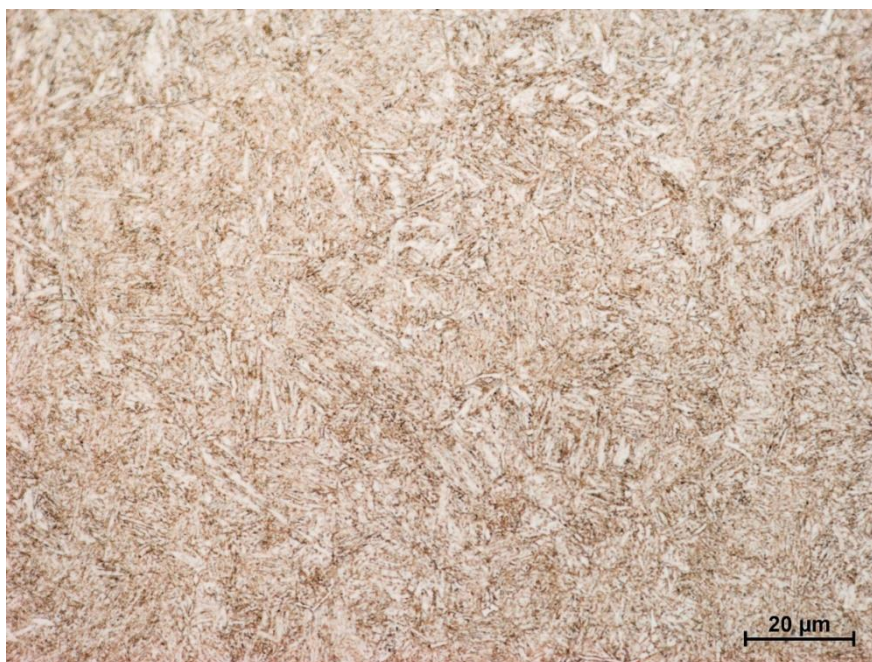


Obr. 23 Oduhličený okraj vzorku č. 7 oceli 12 050, zvětšení 200x



- **Vzorek č. 8**

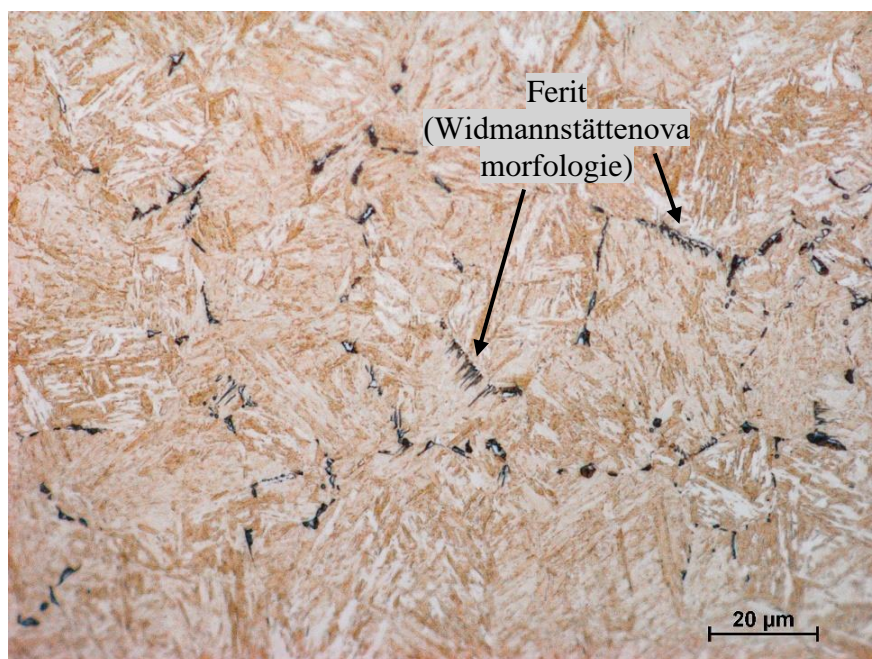
Mikrostruktura na obr. 24 obsahovala bainit či martenzit a jistý podíl zbytkového austenitu.



Obr. 24 Mikrostruktura vzorku č. 8 oceli 12 050, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 9**

V mikrostruktuře vzorku č. 9 se objevil poměrně neobvyklý ferit s Widmannstättenovou morfologií (obr. 25). Matrice byla tvořena směsí bainitu, martenzitu a zbytkového austenitu. Podobně jako u vzorku č. 7 se i zde objevil oduhličený okraj, viz obr. 26.



Obr. 25 Mikrostruktura vzorku č. 9 oceli 12 050, zvětšení 1000x

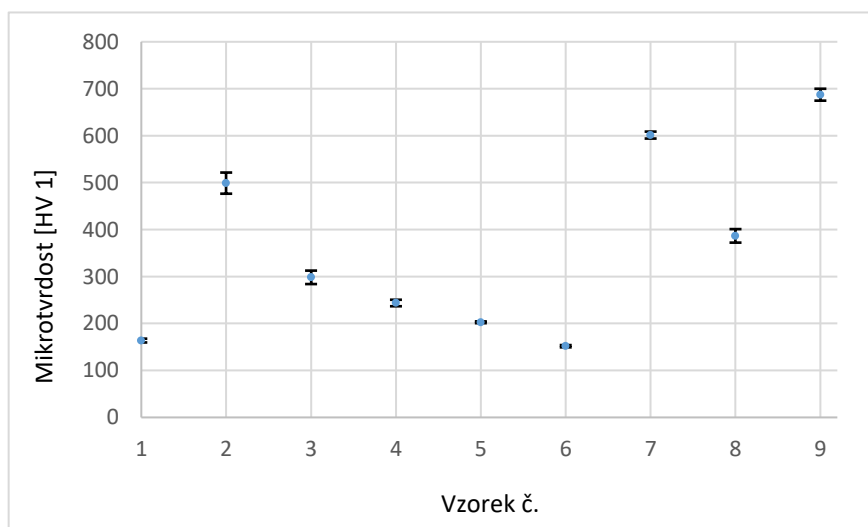


Obr. 26 Oduhličený okraj vzorku č. 9 oceli 12 050, zvětšení 200x

- **Tvrdość vzorků**

Tab. 3: Naměřené hodnoty tvrdosti vzorků oceli 12 050

Vzorek č.	1	2	3	4	5	6	7	8	9
<b>Tvrdość HV 1</b>	<b>164</b>	<b>499</b>	<b>298</b>	<b>244</b>	<b>203</b>	<b>152</b>	<b>601</b>	<b>387</b>	<b>687</b>
Směrodatná odchylka	4,03	22,55	14,34	6,94	1,89	2,36	7,41	14,43	12,66



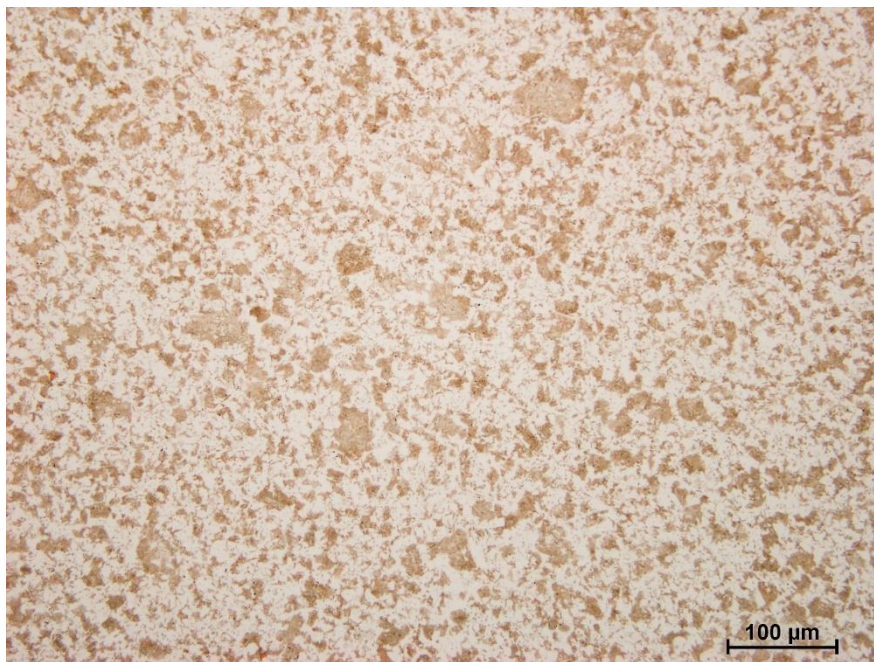
Obr. 27 Grafické znázornění naměřených hodnot tvrdosti vzorků oceli 12 050 a jejich směrodatných odchylek



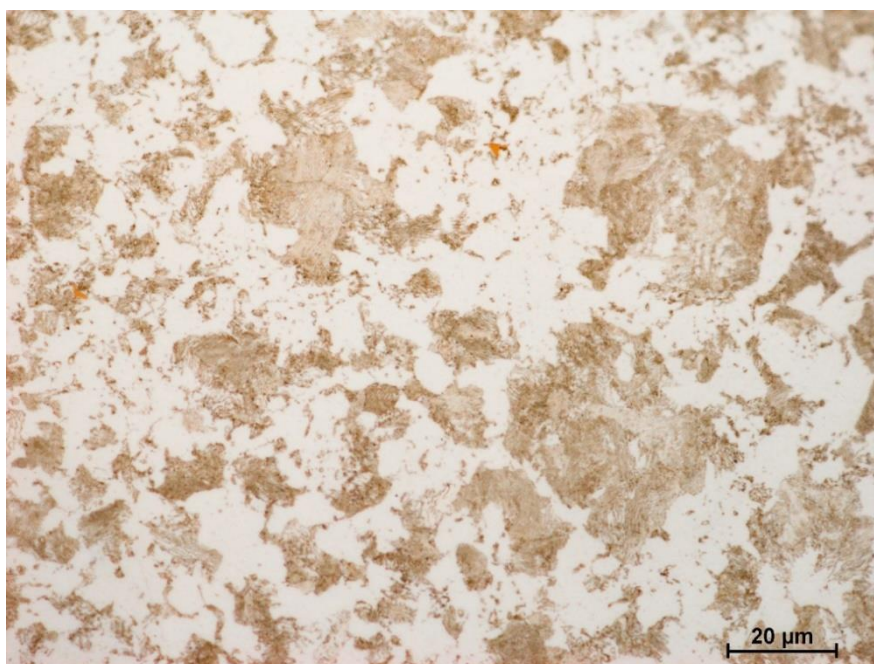
## 7.2 Ocel 14 331

- **Vzorek č. 1**

Mikrostrukturu tohoto vzorku tvořil ferit (světlá zrna) a perlit (tmavá zrna). Velikost zrn feritu byla převážně rovnoměrná (obr. 28), v případě perlitu se však ve struktuře místy vyskytovala poměrně velká zrna oproti jiným. Rozdílnou velikost zrn perlitu lze pozorovat na obr. 29.



Obr. 28 Mikrostruktura vzorku č. 1 oceli 14 331, zvětšení 200x



Obr. 29 Mikrostruktura vzorku č. 1 oceli 14 331, zvětšení 1000x



- **Vzorek č. 2**

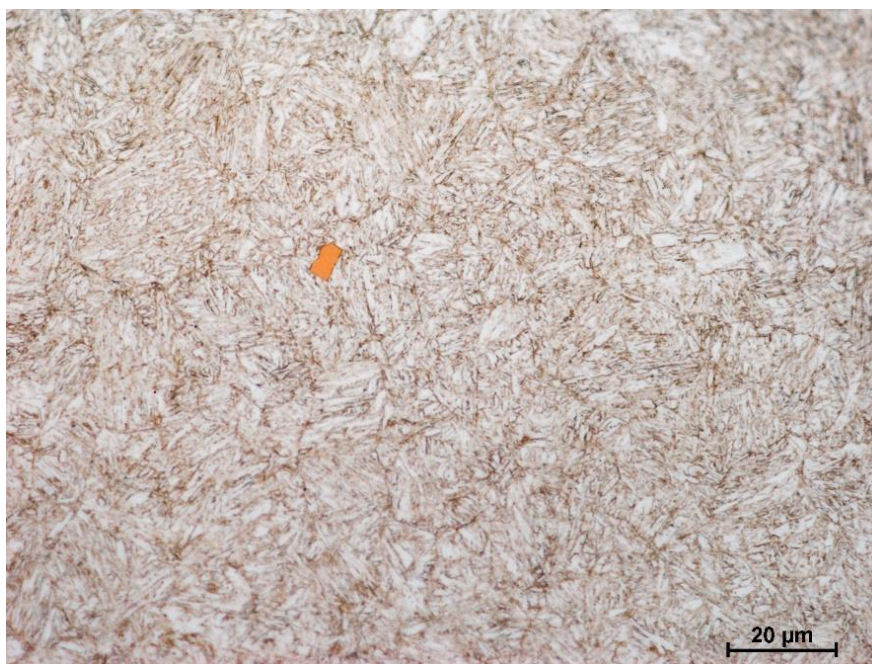
V mikrostruktuře vzorku č. 2 (obr. 30) byla při bližším zkoumání patrná jehlicová struktura, která je charakteristická pro bainit či martenzit a zbytkový austenit.



Obr. 30 Mikrostruktura vzorku č. 2 oceli 14 331, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 3**

Zde tvořil mikrostrukturu martenzit nebo bainit a jistý podíl zbytkového austenitu. U nápadné oranžové částice, která se objevovala i u dalších vzorků, se jednalo o karbonitrid titanu (TiCN).

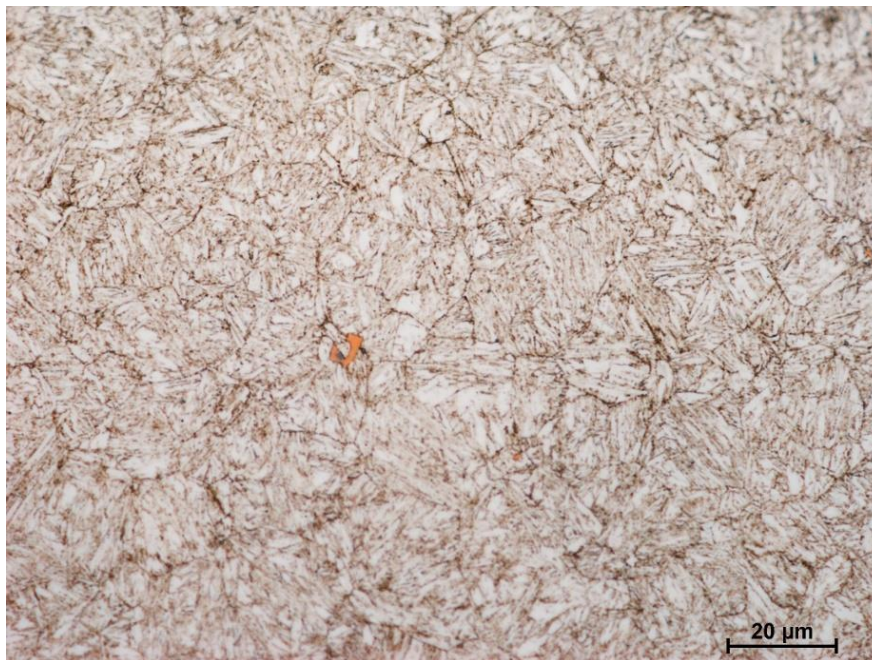


Obr. 31 Mikrostruktura vzorku č. 3 oceli 14 331, zvětšení 1000x



- **Vzorek č. 4**

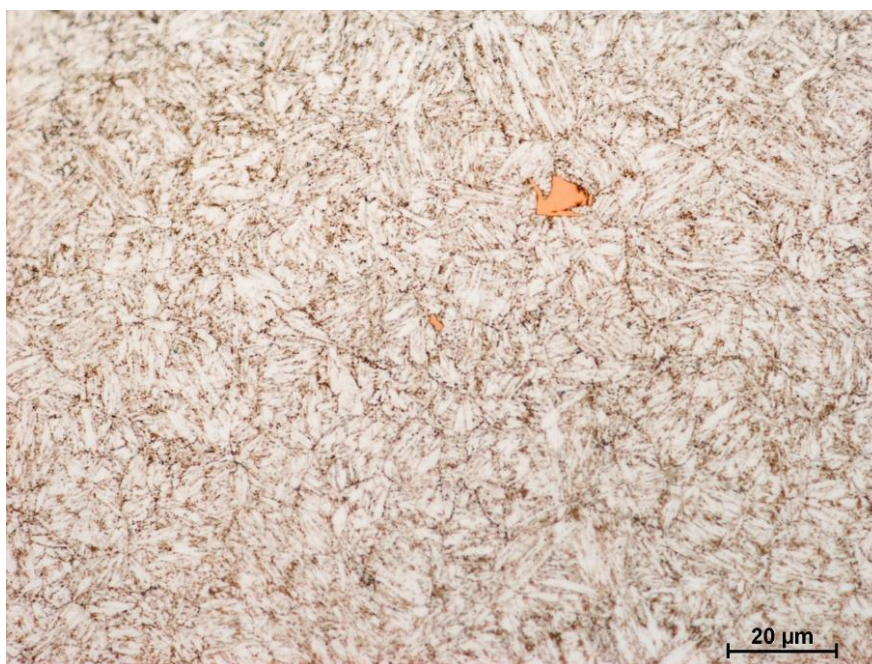
Mikrostruktura vzorku č. 4 (obr. 32) byla velmi podobná mikrostruktuře vzorku č. 3 (obr. 31). I v tomto případě se jednalo o martenzitickou, případně bainitickou strukturu se zbytkovým austenitem.



Obr. 32 Mikrostruktura vzorku č. 4 oceli 14 331, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 5**

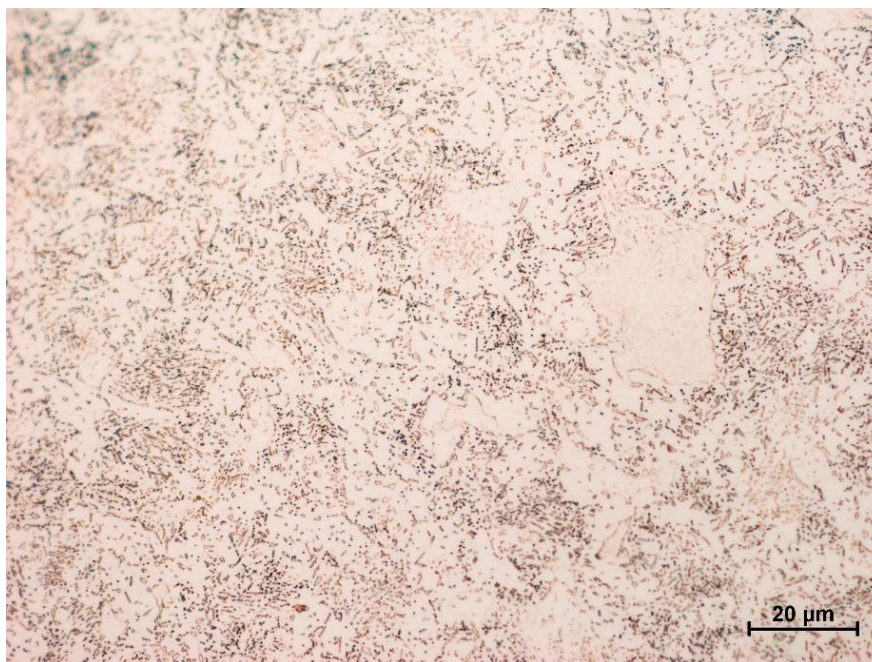
Stejně jako u vzorků č. 3 a 4 byla mikrostruktura vzorku č. 5 (obr. 33) tvořena martenzitem či bainitem a jistým podílem zbytkového austenitu.



Obr. 33 Mikrostruktura vzorku č. 5 oceli 14 331, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 6**

U vzorku č. 6 bylo možné pozorovat ferit a zrnitý cementit. Mikrostruktura tohoto vzorku byla tvořena feritem a zrnitým perlitem.

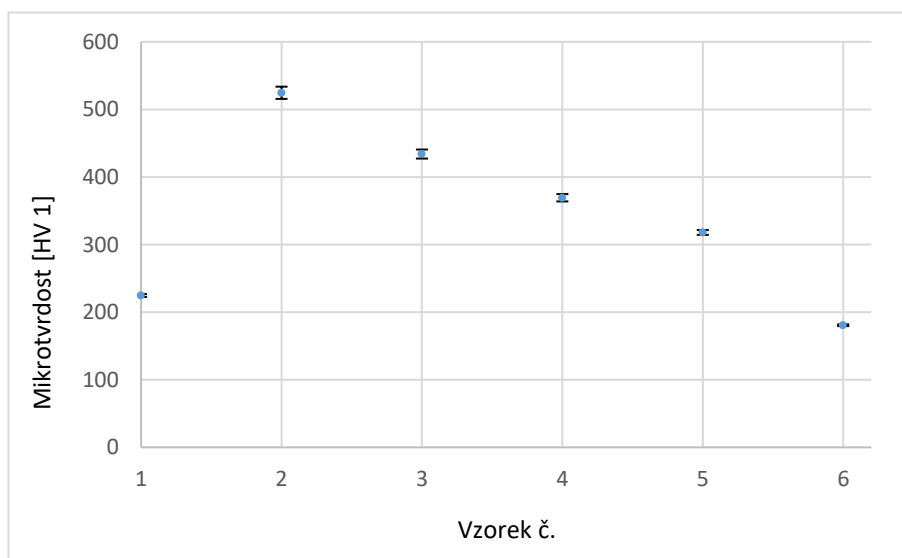


Obr. 34 Mikrostruktura vzorku č. 6 oceli 14 331, zvětšení 1000x

- **Tvrдость vzorků**

Tab. 4: Naměřené hodnoty tvrdosti vzorků oceli 14 331

Vzorek č.	1	2	3	4	5	6
<b>Tvrđost HV</b>	<b>225</b>	<b>525</b>	<b>434</b>	<b>369</b>	<b>318</b>	<b>181</b>
Směrodatná odchylka	2,05	9,03	6,68	5,44	3,56	1,25



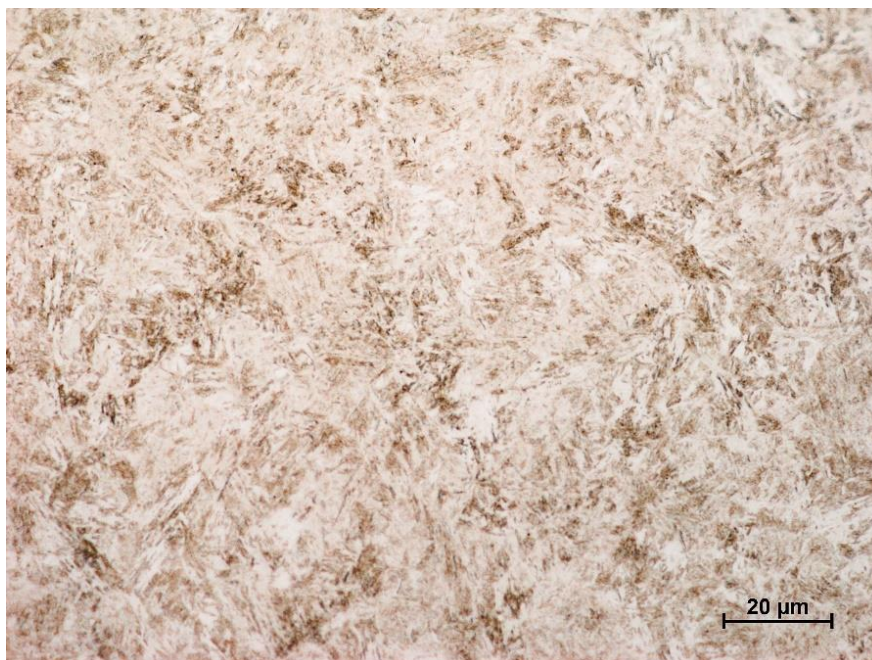
Obr. 35 Grafické znázornění naměřených hodnot tvrdosti vzorků oceli 14 331 a jejich směrodatných odchylek



### 7.3 Ocel 15 241

- **Vzorek č. 1**

Mikrostruktura vzorku č. 1 (obr. 36) byla tvořena martenzitem nebo bainitem a určitým podílem zbytkového austenitu.



Obr. 36 Mikrostruktura vzorku č. 1 oceli 15 241, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 2**

Mikrostrukturu zde tvořil martenzit či bainit, který však oproti mikrostruktuře na obr. 36. byl rovnoměrnější a jemnější.

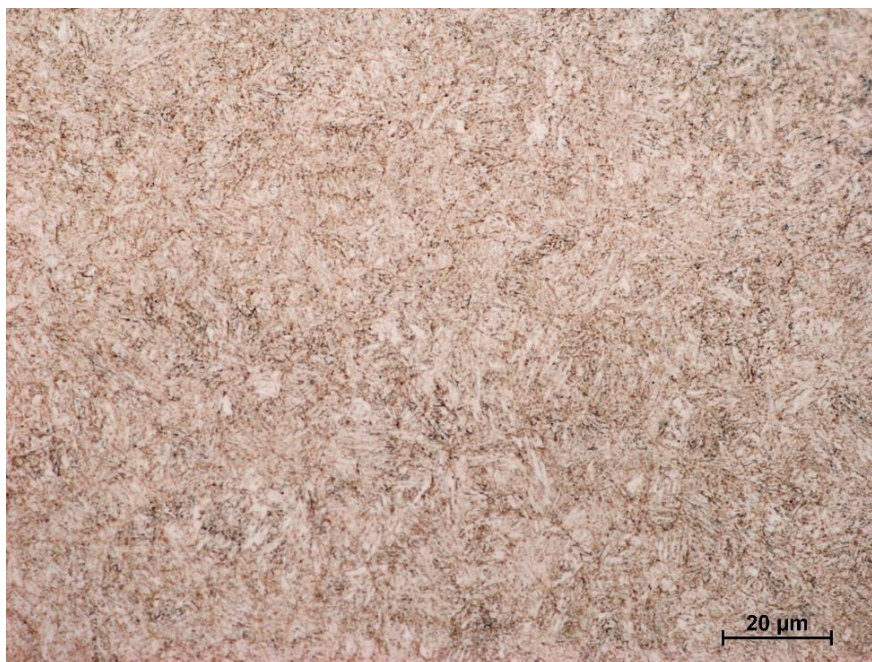


Obr. 37 Mikrostruktura vzorku č. 2 oceli 15 241, zvětšení 1000x



- **Vzorek č. 3**

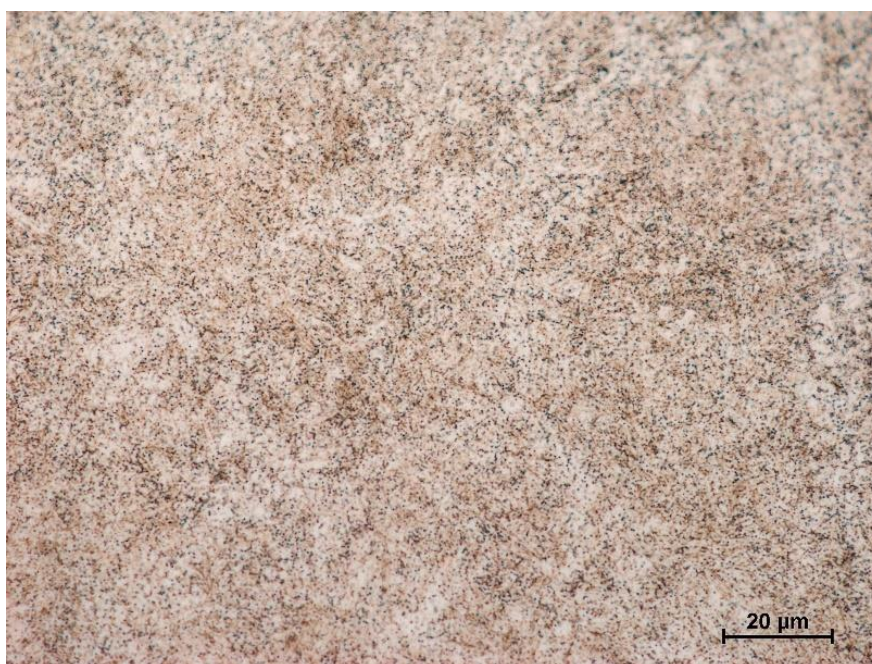
U vzorku č. 3 tvořil mikrostrukturu martenzit, ale s odlišnou morfologií, než která byla pozorována u vzorků č. 1 i 2 – mikrostruktura zachycená na obr. 38 byla jemnozrnější.



Obr. 38 Mikrostruktura vzorku č. 3 oceli 15 241, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 5**

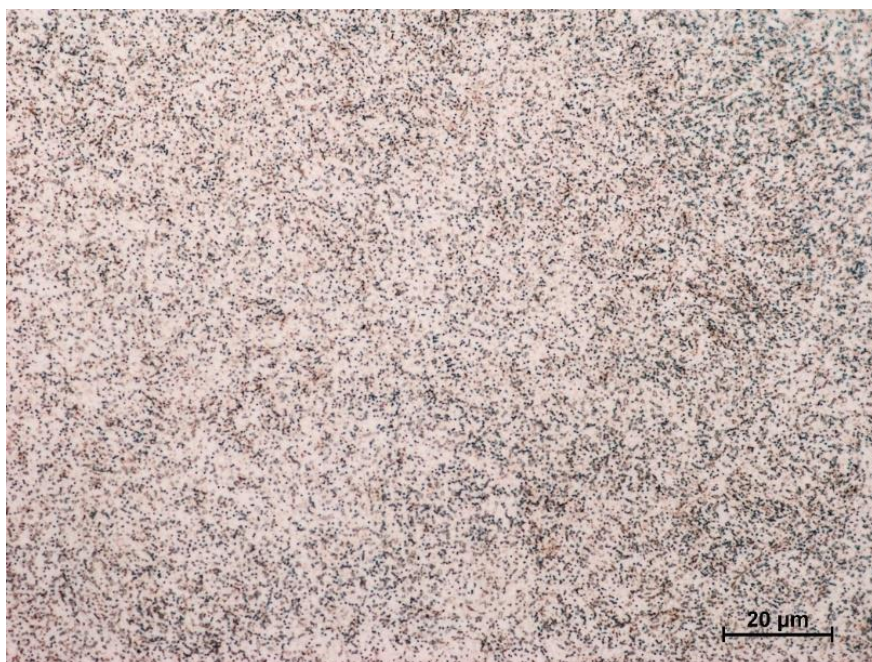
V mikrostruktuře vzorku č. 5 (obr. 39) bylo možné pozorovat feritickou matici obsahující karbidické částice (černé tečky). V tomto případě se tedy jednalo o sorbitickou strukturu.



Obr. 39 Mikrostruktura vzorku č. 5 oceli 15 241, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 6**

Mikrostruktura na obr. 40 obsahovala zrnitý cementit (černé tečky) a feritickou matici.

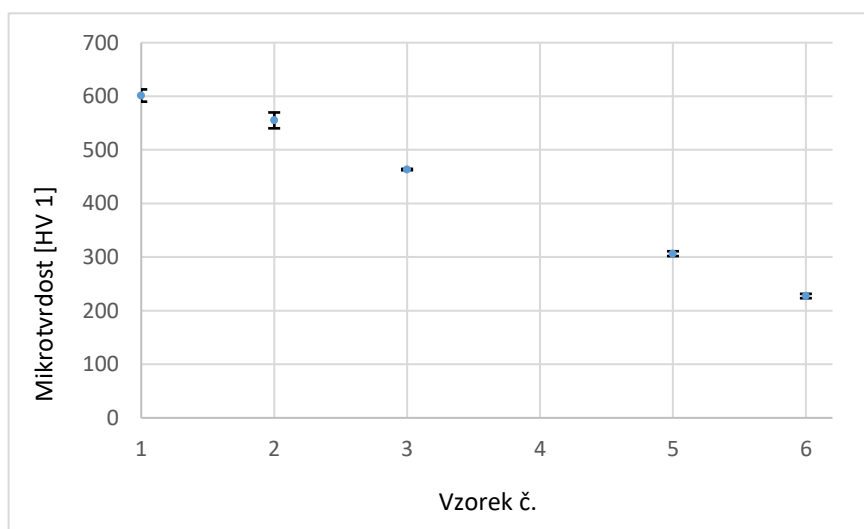


Obr. 40 Mikrostruktura vzorku č. 6 oceli 15 241, zvětšení 1000x

- **Tvrdość vzorků**

Tab. 5: Naměřené hodnoty tvrdosti vzorků oceli 15 241

Vzorek č.	1	2	3	5	6
<b>Tvrdość HV</b>	<b>601</b>	<b>555</b>	<b>463</b>	<b>306</b>	<b>227</b>
Směrodatná odchyľka	11,44	14,76	1,25	4,50	4,03



Obr. 41 Grafické znázornění naměřených hodnot tvrdosti vzorků oceli 15 241 a jejich směrodatných odchylek



#### 7.4 Ocel 16 640

- **Vzorek č. 1**

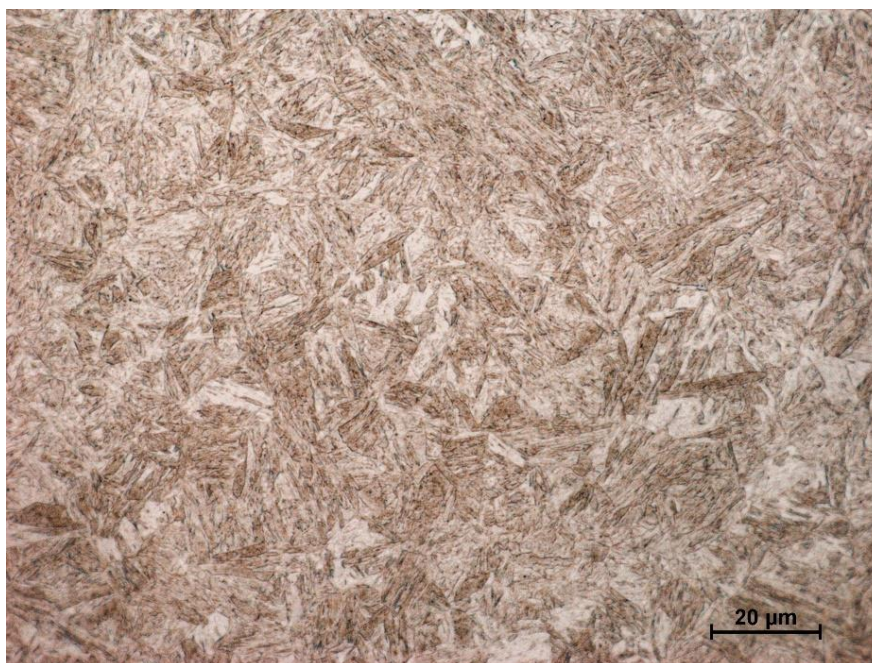
Mikrostruktura vzorku č. 1 byla tvořena bainitem nebo martenzitem a zbytkovým austenitem.



*Obr. 42 Mikrostruktura vzorku č. 1 oceli 16 640, zvětšení 1000x*

- **Vzorek č. 2**

U vzorku č. 2 byla pozorována mikrostruktura tvořená bainitem nebo martenzitem, která na rozdíl od mikrostruktury na obr. 42 byla jemnozrnější.

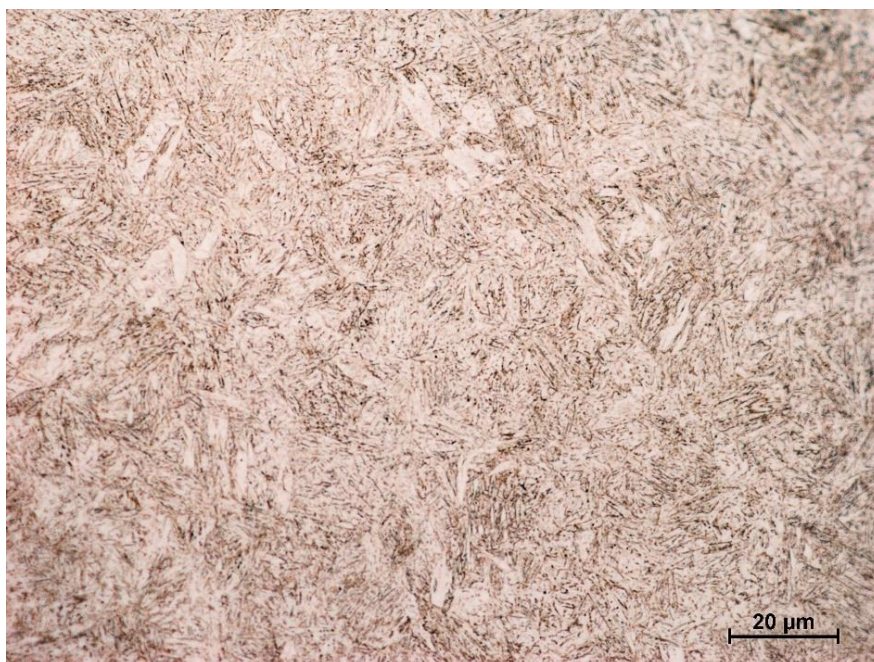


*Obr. 43 Mikrostruktura vzorku č. 2 oceli 16 640, zvětšení 1000x*



- **Vzorek č. 3**

U tohoto vzorku se jednalo o martenzitickou či bainitickou strukturu (obr. 44). Na rozdíl od mikrostruktury na obr. 43 však byla mnohem jemnější.



Obr. 44 Mikrostruktura vzorku č. 3 oceli 16 640, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 4**

Mikrostrukturu zde tvořila martenzitická nebo bainitická struktura (obr. 45), která byla ještě jemnější, než v případě vzorku č. 3. Nebyl zde již viditelný směr růstu jehlic.

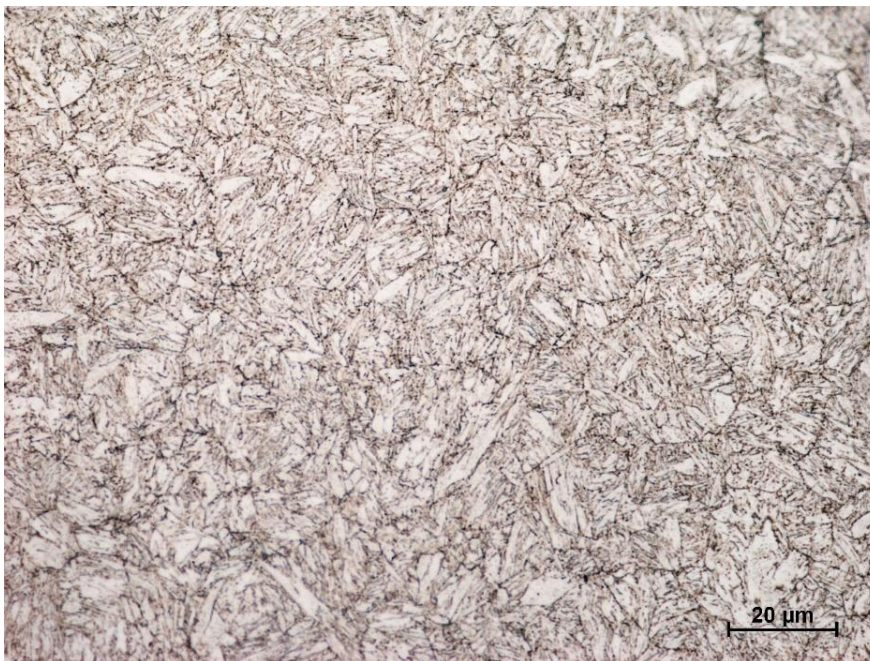


Obr. 45 Mikrostruktura vzorku č. 4 oceli 16 640, zvětšení 1000x



- **Vzorek č. 5**

Podobně jako u vzorků č. 3 a 4 byla mikrostruktura tvořena jemnozrnným bainitem či martenzitem. Při bližším zkoumání bylo u této mikrostruktury možné rozlišit hranice původních austenitických zrn.



Obr. 46 Mikrostruktura vzorku č. 5 oceli 16 640, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 6**

Zde se objevila rovnoměrná mikrostruktura obsahující zrnitý cementit (černé tečky). Dále ji tvořil ferit a zrnitý perlit.

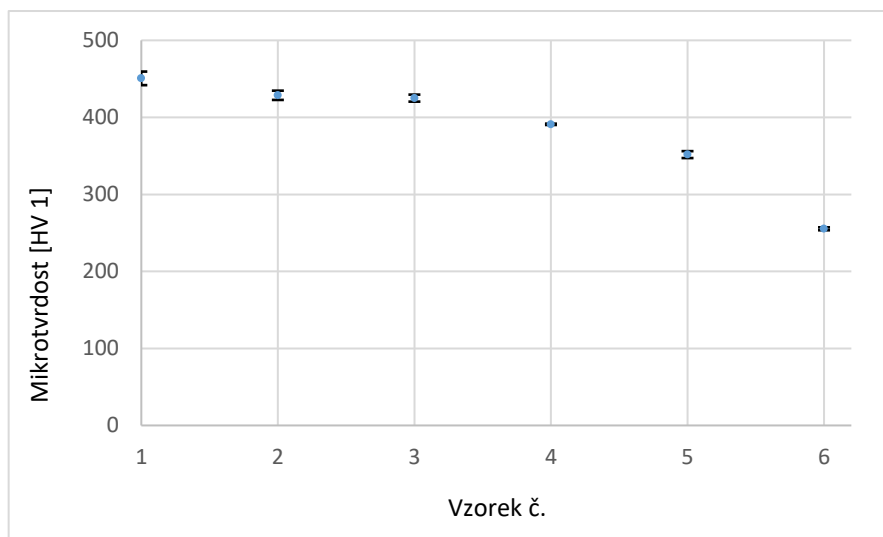


Obr. 47 Mikrostruktura vzorku č. 6 oceli 16 640, zvětšení 1000x

• **Tvrдость vzorků**

Tab. 6: Naměřené hodnoty tvrdosti vzorků oceli 16 640

Vzorek č.	1	2	3	4	5	6
<b>Tvrđost HV</b>	<b>451</b>	<b>429</b>	<b>425</b>	<b>391</b>	<b>352</b>	<b>255</b>
Směrodatná odchylka	8,81	6,02	4,55	0,82	4,50	1,89



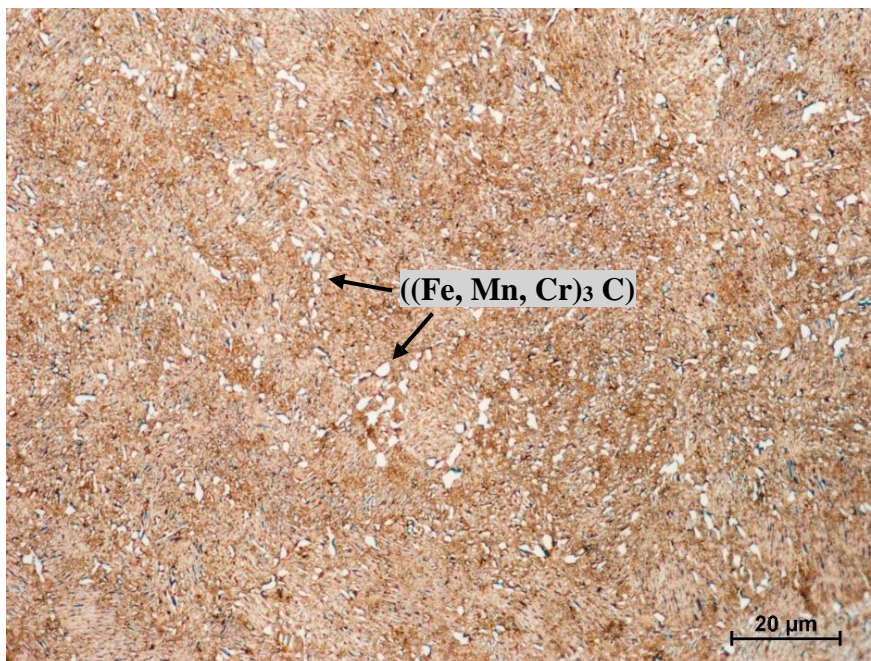
Obr. 48 Grafické znázornění naměřených hodnot tvrdosti vzorků oceli 16 640 a jejich směrodatných odchylek



## 7.5 Ocel 19 191

- Vzorek č. 1

Mikrostruktura na obr. 49 byla tvořena jemným lamelárním perlitem, ve kterém byly přítomny sekundární karbidy – cementit, karbid manganu a karbid chromu ( $(\text{Fe, Mn, Cr})_3\text{C}$ ). Obr. 50 dokládá, že u tohoto vzorku došlo k lehké oxidaci a oduhličení povrchu (bílá plocha).



Obr. 49 Mikrostruktura vzorku č. 1 oceli 19 191, zvětšení 1000x



Obr. 50 Mírně oduhličený okraj vzorku č. 1 oceli 19 191, zvětšení 1000x

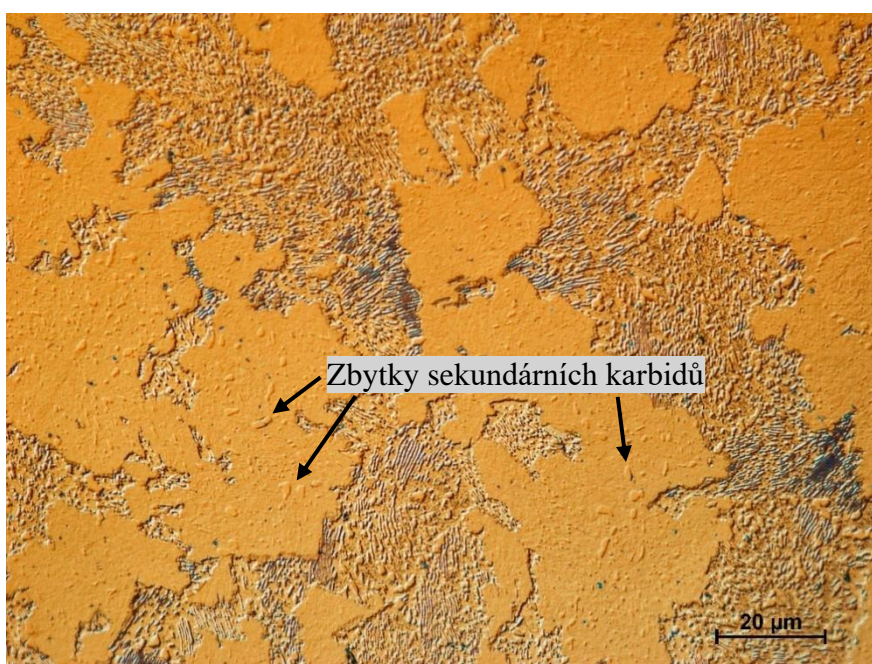


- **Vzorek č. 2**

U vzorku č. 2 tvořil mikrostrukturu martenzit (světlá zrna), perlit (tmavá zrna) a zbytky sekundárních karbidů ((Fe, Mn, Cr)<sub>3</sub> C), viz obr. (obr. 51). Mikrostruktura byla rovněž zachycena přes polarizační filtr, který byl použit pro zviditelnění zbytků sekundárních karbidů v mikrostruktuře, viz obr. 52.



Obr. 51 Mikrostruktura vzorku č. 2 oceli 19 191, zvětšení 200x

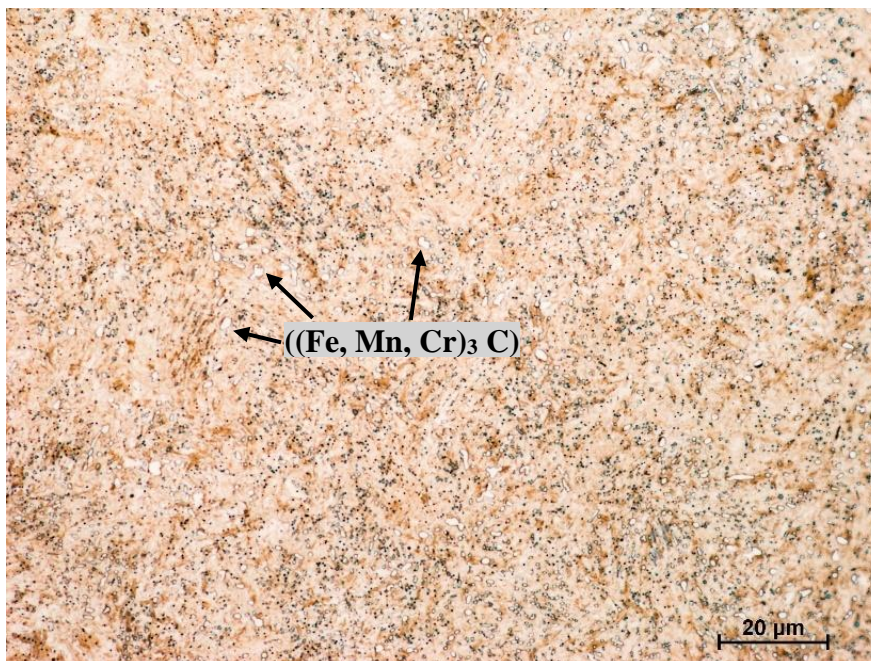


Obr. 52 Mikrostruktura vzorku č. 2 oceli 19 191, zvětšení 1000x



- **Vzorek č. 3**

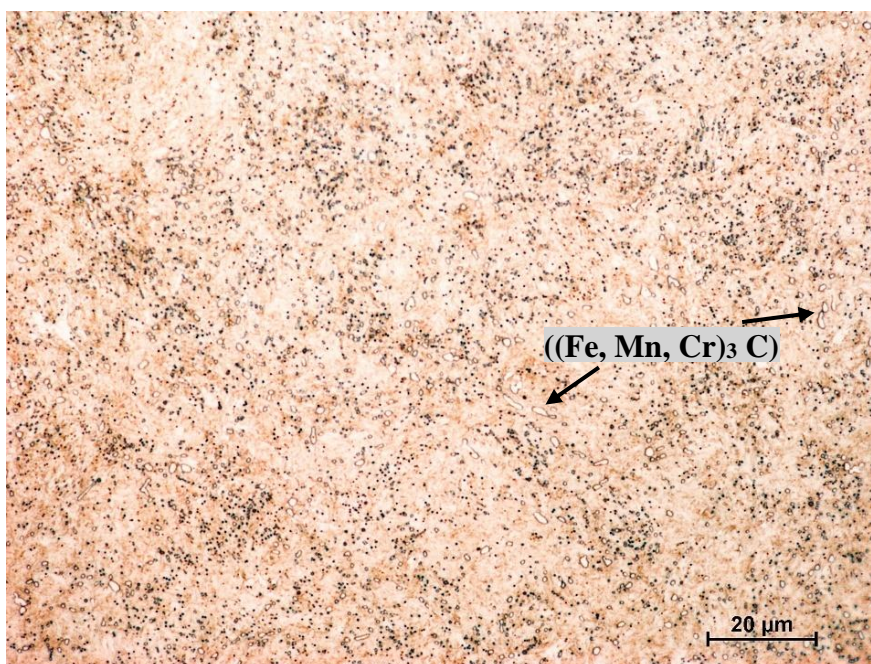
U tohoto vzorku byla pozorována struktura tvořená martenzitem, karbidy (černé tečky) a pravděpodobně velmi malým množstvím zbytkového austenitu. Mikrostruktura obsahovala také sekundární karbidy ((Fe, Mn, Cr)<sub>3</sub> C), viz obr. 53.



Obr. 53 Mikrostruktura vzorku č. 3 oceli 19 191, zvětšení 1000x

- **Vzorek č. 4**

Mikrostrukturu vzorku č. 4 (obr. 54) tvořily stejné strukturální složky jako u vzorku č. 3 (obr. 53). Rozdílné bylo pouze množství zbytkového austenitu obsažené ve struktuře a její homogenita.

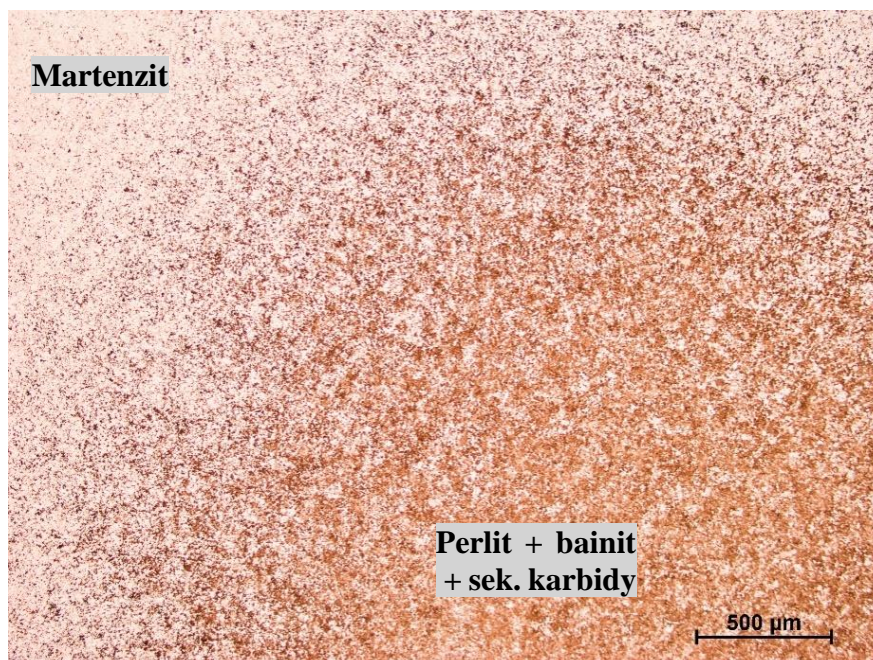


Obr. 54 Mikrostruktura vzorku č. 4 oceli 19 191, zvětšení 1000x

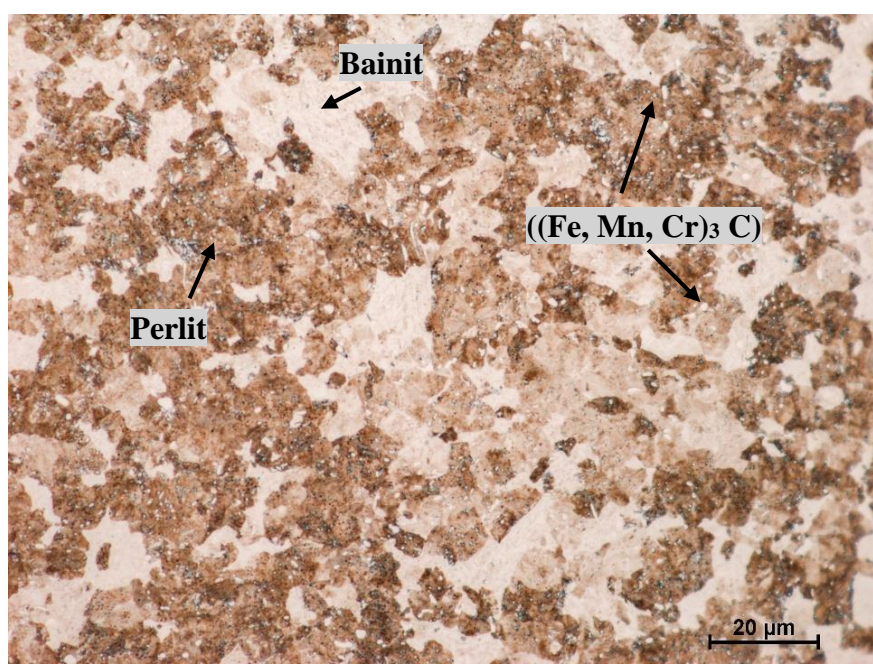


- **Vzorek č. 5**

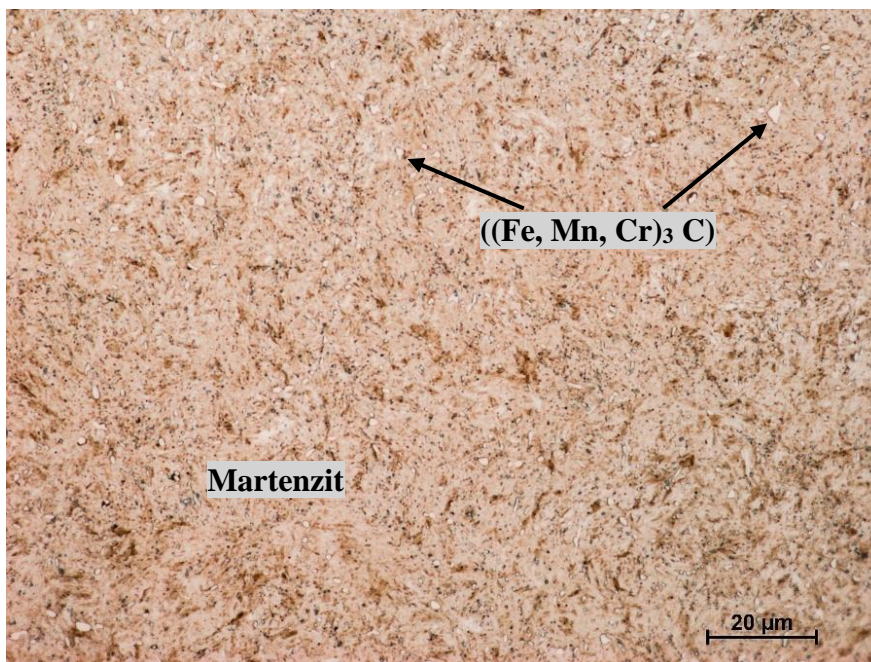
U tohoto vzorku se objevily dvě odlišné mikrostruktury, viz obr. 55. Uprostřed vzorku byla pozorována mikrostruktura tvořená perlitem, bainitem a sekundárními karbidy (obr. 56), zatímco u krajů vzorku převládala martenzitická struktura obsahující dále zbytkový austenit a sekundární karbidy ((Fe, Mn, Cr)<sub>3</sub>C) (obr. 57).



Obr. 55 Mikrostruktura vzorku č. 5 oceli 19 191, zvětšení 50x



Obr. 56 Mikrostruktura středu vzorku č. 5 oceli 19 191, zvětšení 1000x

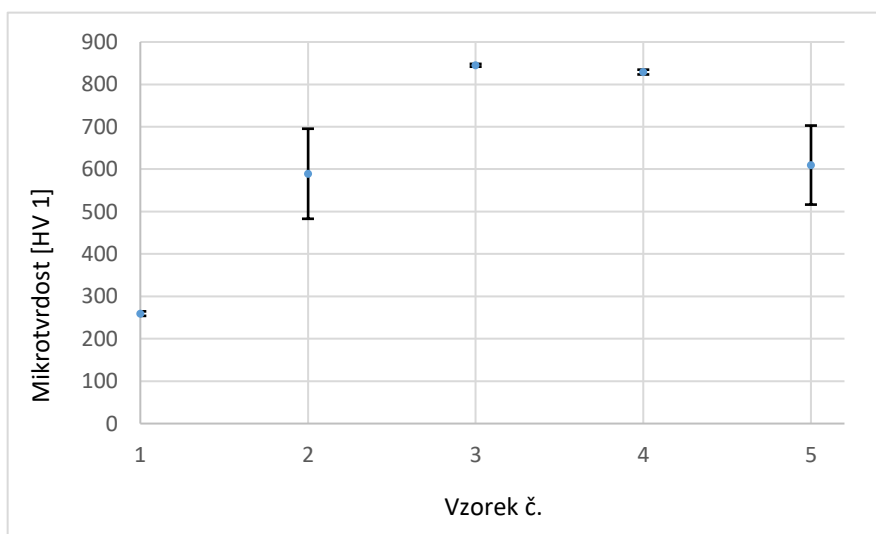


Obr. 57 Mikrostruktura vzorku č. 5 oceli 19 191, zvětšení 1000x

- **Tvrdość vzorků**

Tab. 7: Naměřené hodnoty tvrdosti vzorků oceli 19 191

Vzorek č.	1	2	3	4	5
<b>Tvrdość HV</b>	<b>259</b>	<b>589</b>	<b>845</b>	<b>829</b>	<b>610</b>
Směrodatná odchylka	5,31	106,18	3,27	5,66	93,20



Obr. 58 Grafické znázornění naměřených hodnot tvrdosti vzorků oceli 19 191 a jejich směrodatných odchylek



## 8 DISKUZE

Z výše uvedených výsledků metalografické analýzy je zřejmé, že část metalografických vzorků byla špatně tepelně zpracována. Nevhodné struktury vznikly pravděpodobně záměrně a měly sloužit jako výuková pomůcka.

- **Ocel 12 050**

*Vzorek č. 1 – normalizační žíhání*

Mikrostruktura byla tvořena jemnými zrny, přičemž zrna feritu i perlitu v ní byla rozložena rovnoměrně. Naměřená tvrdost 164 HV 1 odpovídala feriticko-perlitické struktuře.

*Vzorek č. 2 – bainitické kalení*

V tomto případě mikrostruktura obsahovala bainit a malé množství perlitu. Při ochlazování austenit tedy zpočátku krátce probíhala perlitická přeměna, která neproběhla do konce a vystřídala ji bainitickou přeměnou. Tvrdost struktury činila 499 HV 1, což odpovídalo struktuře tvořené dolním bainitem.

*Vzorek č. 3 – zušlechťování (na horní pevnost)*

V rámci metalografické analýzy nebylo možné rozhodnout, zda mikrostrukturu tvořil martenzit či bainit. Mikrostruktura vzorku také přímo neodpovídala typické morfologii bainitu nebo feritu, což značilo, že muselo dojít k transformaci. Naměřená tvrdost 298 HV 1 odpovídala struktuře bainitu. Vzorek byl tedy bainiticky zakalen a následně popuštěn při nízkých teplotách.

*Vzorek č. 4 – zušlechťování (na střední pevnost)*

Mikrostruktura byla téměř totožná s mikrostrukturou vzorku č. 3. U tohoto vzorku však byla naměřena o něco menší tvrdost (244 HV 1). To tedy znamená, že byl vzorek bainiticky zakalen a následně popuštěn při nízkých teplotách déle než vzorek č. 3.

*Vzorek č. 5 – zušlechťování (na dolní pevnost)*

Metalografickou analýzou bylo určeno, že mikrostrukturu vzorku tvoří sorbit. Sorbitické struktury odpovídala i tvrdost vzorku 203 HV 1. U vzorku tedy bylo použito bainitické kalení a popouštění za vysokých teplot.

*Vzorek č. 6 – žíhání na měkko*

Jelikož byl v mikrostruktuře patrný zrnitý cementit, muselo dojít k jeho sferoidizaci, která se provádí žíháním na měkko. Použití žíhání na měkko zde doložila také nízká hodnota tvrdosti (152 HV 1), neboť tímto žíháním nedochází pouze ke změně morfologie cementitu, ale také ke snížení tvrdosti.

*Vzorek č. 7 – zušlechťování*

Mikrostruktura byla tvořena martenzitem, zrnitými karbidy a malými podíly bainitu a perlitu. Na rozdíl od vzorků č. 3–5 zde převažovala martenzitická struktura, ochlazování z kalící teploty tedy probíhalo rychleji než v předchozích případech, kde vznikl bainit. Struktura tvořená martenzitem by byla velmi křehká, proto bylo provedeno popouštění při vysokých teplotách, při kterém se ve struktuře objevily zrnité karbidy. Došlo tak částečně ke snížení tvrdosti, ale nárůstu houževnatosti a pevnosti. Změřená tvrdost 601 HV 1 potvrdila strukturu tvořenou popuštěným martenzitem. U tohoto vzorku byl také zaznamenán oduhličený okraj, který vznikl dlouhodobým ohřevem při vysokých teplotách. Oduhličená vrstva má nižší tvrdost než zbytek struktury a nelze ji zakalit.

*Vzorek č. 8 – bainitické kalení*

Metalografickou analýzou bylo určeno, že mikrostrukturu tvořil bainit nebo martenzit. Na základě změření tvrdosti bylo konstatováno, že se jedná o dolní bainit. Jeho tvrdost 387 HV 1 byla menší, než tvrdost dolního bainitu u vzorku č. 2 (499 HV 1), který byl rovněž bainiticky zakalen. Nízká tvrdost byla následkem špatně provedeného kalení z příliš vysoké teploty či nevhodného ochlazování z kalící teploty, kdy došlo k vytvoření feritu s Widmannstättenovou morfologií. Ten je ve struktuře oceli nežádoucí, neboť podstatně snižuje její tvrdost.

*Vzorek č. 9 – martenzitické kalení*

Austenit byl ochlazován pravděpodobně z příliš vysoké teploty poměrně velkou rychlostí, a ve struktuře tak vznikl ferit s Widmannstättenovou morfologií, který je nežádoucí. Byla změřena tvrdost 687 HV, což souhlasilo s martenziticko-bainitickou strukturou. Rovněž jako u vzorku č. 7 se i zde objevil oduhlíčený okraj.

• **Ocel 14 331**

V mikrostruktuře této oceli bylo možné pozorovat oranžové částice – karbonitridy titanu (TiCN). Titan se do oceli často záměrně přidává jako legující prvek, neboť má vyšší afinitu k uhlíku než chrom. Uhlík proto díky vyšší afinitě k titanu vytvoří karbidy přednostně s titanem než s chromem a chrom tak může vytvořit pasivační vrstvu na povrchu oceli, která částečně brání korozi. To však neplatilo pro tento případ, neboť ocel obsahovala velmi malé množství titanu, který se do materiálu dostal pravděpodobně jako pozůstatek předchozí tavby.

*Vzorek č. 1 – normalizační žíhání*

Rovnoměrná a jemnozrná struktura nasvědčovala použití normalizačního žíhání. Takto tepelně upravené struktuře odpovídala i tvrdost 227 HV 1.

*Vzorek č. 2 – bainitické kalení*

Při metalografické analýze byla pozorována jehlicová struktura, jejíž tvrdost činila 526 HV 1. Mikrostrukturu vzorku tvořila struktura dolního bainitu, která vznikla bainitickou přeměnou při bainitickém kalení.

*Vzorek č. 3 – zušlechťování (na horní pevnost)*

Mikrostruktura se podobala morfologii bainitu i martenzitu, bylo u ní však možné pozorovat rozdíl ve struktuře jednotlivých zrn oproti struktuře vzorku č. 2. Hodnota tvrdosti struktury 425 HV 1 poukazovala na bainitickou strukturu. Vzorek byl bainiticky zakalen a následně popuštěn při nízkých teplotách, při čemž došlo k částečné transformaci struktury.

*Vzorek č. 4 – zušlechťování (na střední pevnost)*

Obdobná mikrostruktura jako u vzorku č. 3, oproti kterému má menší tvrdost (371 HV 1) a zřetelnější změny v mikrostruktuře oproti vzorkům č. 1 i 2. U vzorku bylo použito bainitické kalení a následné delší popouštění při nízkých teplotách než u vzorku č. 3

*Vzorek č. 5 – zušlechťování (na dolní pevnost)*

V tomto případě nesla mikrostruktura podobné rysy jako mikrostruktury na předchozích 2 vzorků, její tvrdost však byla menší (371 HV 1). Po bainitickém zakalení byl vzorek popuštěn při nízkých teplotách ještě déle než vzorek č. 4 a je proto méně tvrdý a více houževnatý.



*Vzorek č. 6 – žihání na měkko*

Znakem, že bylo použito žihání na měkko byl zrnitý cementit, který bylo možné pozorovat v mikrostruktury během metalografické analýzy, a také poměrně nízká hodnota tvrdosti, konkrétní 181 HV.

- **Ocel 15 241**

*Vzorek č. 1 – martenzitické kalení*

Dle metalografické analýzou tvořil mikrostrukturu bainit či martenzit. Tvrdost struktury 601 HV 1 ukázala, že se jednalo o nízkouhlíkový martenzit. Vzorek byl tedy martenziticky zakalen, čímž vzrostla jeho tvrdost, ale i křehkost.

*Vzorek č. 2 – popouštění (při nízkých teplotách)*

Podobná, ale rovnoměrnější struktura než u vzorku č. 1. Rovněž došlo k poklesu tvrdosti na 555 HV 1. Vzorek byl tedy tvořen nízkoteplotně popuštěným martenzitem.

*Vzorek č. 3 – zušlechťování (na horní pevnost)*

Násobně rovnoměrnější a jemnozrnější struktura s menší tvrdostí (463 HV 1) než u vzorku č. 2. U vzorku došlo k martenzitickému kalení s následným popouštěním při vysokých teplotách.

*Vzorek č. 5 – zušlechťování (na dolní pevnost)*

Metalografickou analýzou byla mikrostruktura vzorku vyhodnocena jako sorbit. Tomu odpovídala i tvrdost 306 HV 1. Podobně tedy jako vzorek č. 4 byl tento vzorek martenziticky zakalen a následně popuštěn při vysokých teplotách, ovšem popouštění zde probíhalo déle. Sorbitická struktura přinesla pokles křehkosti, tvrdosti a pevnosti, ale nárůst houževnatosti.

*Vzorek č. 6 – žihání na měkko*

Zrnitý cementit v mikrostruktuře a její nízká tvrdost (227 HV 1) značily na žihání na měkko.

- **Ocel 16 640**

*Vzorek č. 1 – bainitické kalení*

Mikrostrukturu při metalografické analýze tvořil martenzit nebo bainit. Tvrdost 451 HV 1 odpovídala struktuře dolního Bainitu. Vzorek se bainitickým zakalením stal tvrdším.

*Vzorek č. 2 – popouštění (při nízkých teplotách)*

Při metalografickém pozorování se mikrostruktura vzorku č. 2 téměř nelišila od mikrostruktury vzorku č. 1. Bylo si však možné povšimnout poklesu tvrdosti na 429 HV 1, který byl způsoben změnami ve struktuře při popouštění.

*Vzorek č. 3 – zušlechťování (na horní pevnost)*

Navzdory tomu, že u tohoto vzorku byla pozorována jemnozrnější struktura v porovnání se strukturou vzorku č. 2, byly hodnoty tvrdosti obou struktur téměř identické. Zjemnění struktury po bainitickém kalení bylo dosaženo popouštěním při vysokých teplotách.

*Vzorek č. 4 – zušlechťování (na střední pevnost)*

Bylo možné pozorovat nejen zjemnění mikrostruktury, ale i pokles její tvrdosti oproti mikrostruktuře vzorku č. 3. Vzorek byl tedy také bainiticky zakalen, ale na rozdíl od vzorku č. 3 déle popuštěn při vysokých teplotách.

*Vzorek č. 5 – zušlechťování (na dolní pevnost)*

Jednalo se o stejnou situaci jako u vzorku č. 4. Mikrostruktura tohoto vzorku byla měkčí a jemnější, neboť byl oproti vzorkům č. 3 a 4 popouštěn déle.

*Vzorek č. 6 – žihání na měkko*

Měkká mikrostruktura (255 HV 1) a zrnitý cementit byly znaky předchozího žihání na měkko.

- **Ocel 19 191**

*Vzorek č. 1 – normalizační žihání*

Mikrostruktura tvořená jemnozrnnou a rovnoměrnou strukturou naznačovala předchozí normalizační žihání. Tvrdost struktury 259 HV 1 odpovídala jemnému perlitu. Došlo zde k mírnému oduhličení okrajů vzorku což značilo, že vzorek byl v průběhu normalizačního žihání příliš dlouho ohříván v peci.

*Vzorek č. 2 – martenzitické kalení (podkalená struktura)*

Při metalografické analýze bylo možné pozorovat mikrostrukturu tvořenou směsí martenzitu, perlitu a zbytkem sekundárních karbidů. Perlit se ve struktuře objevil v důsledku kalení z příliš nízké teploty, při které nedošlo ke kompletní austenitizaci. Přítomnosti perlitu v martenzitické struktuře odpovídala i nízká naměřená tvrdost 589 HV 1. Jednalo se o zcela špatně provedené tepelné zpracování, při kterém vznikla tzv. podkalená struktura.

*Vzorek č. 3 – martenzitické kalení*

V tomto případě se jednalo o martenzitickou strukturu obsahující karbidy a velmi malý podíl zbytkového austenitu, což odpovídalo vysoké tvrdosti 845 HV 1. Tato struktura vznikla správně provedeným martenzitickým kalením, jehož kalící teploty v případě nadeutektoidní oceli leží 20 až 40 °C nad teplotou  $A_1$ .

*Vzorek č. 4 – martenzitické kalení*

Mikrostruktura tohoto vzorku se od mikrostruktury vzorku č. 3 lišila pouze mírně vyšším obsahem zbytkového austenitu ve struktuře, který způsobil její nižší tvrdost 829 HV 1. Vzorek č. 4 byl stejně jako vzorek č. 3 správně martenziticky zakalen, avšak pravděpodobně z mírně vyšší teploty než vzorek č. 3.

*Vzorek č. 5 – martenzitické kalení (nevhodné)*

Zde proběhlo zakalení z příliš vysoké kalící teploty (pravděpodobně nad teplotou  $A_{cm}$ ). Došlo tak k částečnému rozpuštění karbidů (pokles tvrdosti), ale především nebylo dosaženo dostatečné rychlosti ochlazování. Vznikla tak proto struktura tvořená martenzitem, vyšším množstvím zbytkového austenitu, částečně bainitem a v části objemu tělesa i dokonce perlitem (další pokles tvrdosti).

## 9 ZÁVĚR

Mikrostruktura je určující parametr pro vlastnosti ocelí, které stanovují jejich použití v průmyslové praxi. Vzhled a vlastnosti mikrostruktury nejsou charakterizovány jen vlastnostmi strukturních složek v ní obsažených, ale také jejich morfologií, jelikož např. pouhá změna tvaru cementitu (lamelární a zrnitý perlit) může podstatně změnit mechanické vlastnosti celé strukturní složky. Oceli jsou zpracovávány rozmanitými způsoby tepelného zpracování, které mají různý dopad na změny jejich mikrostruktury. Je proto důležité znát a správně využívat konkrétních postupů tepelného zpracování, které na požadovanou mikrostrukturu povedou.

Tato práce ukázala, že je často samotnou mikrostrukturu velmi obtížné vizuálně určit a že mnohdy i vizuálně značně podobná struktura může mít naprosto odlišné vlastnosti. Tyto problémy se objevují zejména v případě vizuální identifikace pomocí světelného mikroskopu, která je omezena mj. kvůli maximálnímu užitečnému zvětšení světelných mikroskopů. Ne zcela jednoznačnou mikrostrukturu je proto vhodné určitým způsobem ověřit, jako tomu bylo i v případě této práce, kdy ověření proběhlo na základě měření tvrdosti. Mnohdy nemusí být značně komplikovaná pouze analýza struktury, ale i samotný proces tepelného zpracování, při kterém musí být často uvažována řada působících parametrů k jeho správné optimalizaci. Na tuto skutečnost poukazovalo několik vzorků, u nichž došlo k oxidaci a oduhličení jejich povrchu vlivem nejen teplotního, ale i současného chemického působení.

Výsledky bakalářské práce mohou být použity jako výuková ukázka vlivu tepelného zpracování na mikrostrukturu ocelí. Jedná se především o připravené metalografické výbrusy, které mohou, na rozdíl od fotek, umocnit studentův zážitek z výuky.

## 10 SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ

- [1] Heat-treated Steel Plates Market Growth, Trends, and Forecast (2020 - 2025). Home Mordor Intelligence [online]. Copyright © 2020. All Rights Reserved to Mordor Intelligence. [cit. 14.03.2021]. Dostupné z: <https://www.mordorintelligence.com/industry-reports/heat-treated-steel-plates-market>
- [2] Global crude steel output increases by 3.4% in 2019 worldsteel. *Home worldsteel* [online]. Copyright © 2020 worldsteel [cit. 14.03.2021]. Dostupné z: <https://www.worldsteel.org/media-centre/press-releases/2020/Global-crude-steel-output-increases-by-3.4--in-2019.html>
- [3] PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II.* 2., opr. a rozš. vyd. Brno: CERM, 2002. ISBN 978-80-7204-248-7.
- [4] PLUHAŘ, J. a kol.: *Nauka o materiálech.* SNTL Praha, 1989.
- [5] PACAL, Bohumil a Pavel DOLEŽAL. *Struktura a vlastnosti slitin metastabilní soustavy železo - karbid železa.* In: [online]. [cit. 2021-05-11]. Dostupné z: <http://ime.fme.vutbr.cz/images/umvi/opory/svms/index.htm>.
- [6] KRAUS, Václav. *Tepelné zpracování a slinování.* 3. vyd. Plzeň: Západočeská univerzita, 2013. ISBN 978-80-261-0260-1.
- [7] ASKELAND, Donald R. a Pradeep P. PHULÉ. *Science and engineering of materials.* 5th ed. Toronto: Thomson, 2006. ISBN 0-534-55396-6.
- [8] JECH, Jaroslav. *Tepelné zpracování oceli: Metalografická příručka.* 4. vyd. Praha 1: SNTL, 1983.
- [9] HLUCHÝ, Miroslav. *Strojírenská technologie 1. 2. díl, Metalografie a tepelné zpracování.* 3., přeprac. vyd. Praha: Scientia, 2002. ISBN 978-80-7183-265-2.