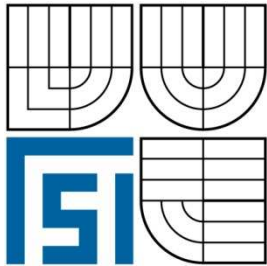


VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ  
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ  
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING  
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

# STUDIE ŘÍZENÉHO OCHLAZOVÁNÍ Z DOKOVACÍ TEPLOTY OCELOVÝCH ZÁPUSTKOVÝCH VÝKOVKU

STUDY OF CONTROLLED COOLING FROM FINAL FORGING TEMPERATURE OF STEEL  
DROPE STAMPING

DIPLOMOVÁ PRÁCE  
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE  
AUTHOR

FILIP VANČURA

VEDOUCÍ PRÁCE  
SUPERVISOR

Ing. MARIE PTÁČKOVÁ

BRNO 2009

## Abstrakt

Při průmyslové výrobě je tlak na snižování nákladů na výrobu čím dál intenzivnější. Hledání úspor se posunulo již i do oblastí, jakou je výroba dílů, které mají charakter tzv. bezpečnostních dílů, např. podvozkové díly automobilů.

Tato práce se zabývá možnostmi rozsahu využití technologie řízeného ochlazování z dokovací teploty záпустkových výkovků z mikrolegované oceli, která takovou úsporu představuje. Rovněž je zkoumán vliv provozních podmínek na vybraný experimentální materiál, mikrolegovanou ocel 30MnVS6.

Byla provedena série experimentů, při kterých byla měněna rychlost ochlazování výkovků ihned po dokončení kování. Jeden z těchto experimentu byl proveden pro dvě kovací teploty.

Za účelem pozorování strukturních změn a změn mechanických vlastností byly připraveny vzorky a provedeny dvě série mechanických zkoušek.

## Abstract

In s industrial production is more and more requierement to a saving costs. Findig savings has been removed even to the areas using safety parts, f.e. parts of car chassis.

This projekct agglomerate posibilities of technology controled cooling proces of die forgings from micro alloy steel, which is right example how we can spare production expenditure.

Micro alloy steel 30MNVS6 was studied within the standard production conditions.

A lot of tests were made. There where change a cooling rates of proceses without delay after forging proces. One experiment was made for two temperature of forging.proces.

Two series of mechanical tests was made and then was observed phenomenon of metalurgical structure changed and mechanical properties.

## Klíčová slova

Mikrolegovaná ocel, mikrolegující prvky, termomechanické zpracování, kovací teplota, řízené ochlazování, acikulární ferit.

## Key words

Microalloyed steels, microalloyed elements, termomechanical procesing, forging temperature, countinuous cooling rates, aciccular ferrite.

VANČURA, F., Studie řízeného ochlazování z dokovací teploty ocelových zápustkových výkovek, Brno, Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2008, 83 stran, Vedoucí diplomové práce Ing. Marie Ptáčková

## Prohlášení

Prohlašuji, že jsem diplomovou práci vypracoval samostatně, a že všechny použité literární zdroje jsem citoval úplně a správně. Diplomová práce je z hlediska obsahu majetkem Fakulty strojního inženýrství VUT v Brně a může být využita ke komerčním účelům jen se souhlasem vedoucího diplomové práce a děkana FSI VUT v Brně.

V Brně dne: 29. 5. 2009

.....

## Poděkování

Děkuji vedoucí mé diplomové práce, paní Ing. Marii Ptáčkové, za její laskavou podporu během přípravy mé práce i při její vlastní realizaci a především při interpretaci výsledků experimentů. Děkuji za mnohé její podněty a připomínky a také za množství času, který mně věnovala. Velice si toho vážím.

Děkuji také všem pracovníkům Ústavu materiálových věd a inženýrství, kteří mi pomáhali při experimentální práci, zejména paní Ing. Drahomíře Janové.

Dále děkuji také vedení firmy VIVA za možnost uskutečnit experimentální část mé práce v reálných provozních podmínkách a rovněž zaměstnancům této firmy za jejich asistenci a spolupráci, mé práci to velmi prospělo.

# Obsah

1. Úvod .....	3
2. Cíle práce .....	4
3. Teoretická část .....	4
3.1 Mikrolegované oceli .....	5
3.1.1 Doprovodné prvky a jejich vliv na vlastnosti MO .....	7
3.1.2 Fázové přeměny a fáze v MO .....	10
3.1.2.1 Austenitická přeměna .....	11
3.1.2.2 Proeutektoidní přeměna .....	11
3.1.2.3 Perlitická přeměna .....	13
3.1.2.4 Rozpad přesyceného tuhého roztoku při změně rozpustnosti .....	16
3.1.2.5 Martenzitická přeměna .....	18
3.1.2.6 Bainitická přeměna .....	19
3.1.2.7 Acikulárně feritická přeměna .....	20
3.2 Vliv rychlosti ochlazování na strukturu a vlastnosti MO .....	25
3.2.1 Technologie řízeného ochlazování .....	25
3.2.2 Metody řízeného ochlazování .....	25
3.3 Vliv deformace na strukturu a na vlastnosti MO .....	28
3.3.1 Plastická deformace kovů .....	28
3.3.2 Způsoby zpevnění materiálu .....	29
3.3.4 Vliv přísadových prvků na deformační charakteristiky .....	30
3.3.4.1 Mikrolegování a jeho význam v MO .....	31
3.3.4.2 Mikrolegující prvky a jejich úloha v MO .....	31
3.4 Odpeňovací procesy deformačně zpevněného kovu .....	36
3.4.1 Statické odpeňování .....	37
3.4.2 Dynamické odpeňování .....	38
3.5 Termomechanické zpracování .....	39
3.5.1 Technologie zápuštkového kování .....	40

4. Experimentální část	43
4.1 Experimentální materiál	43
4.2 Metodická část experimentální práce	45
4.2.1 Technologický postup výroby výkovku	45
4.2.2 Jednotlivé varianty experimentu	49
4.2.3 Mechanické zkoušky	52
4.2.3.1 Odběr vzorků pro provedení mechanických zkoušek	52
4.2.3.2 Provedení zkoušek	53
4.2.4 Pozorování struktury	54
4.2.4.1 Odběr vzorků pro pozorování struktury	54
4.3 Výsledky experimentu	55
4.3.1 Výsledky mechanických zkoušek	55
4.3.2 Výsledky pozorování struktury	58
4.3.2.1 Pozorování změn v rozložení struktury po jednotlivých výrobních operacích	58
4.3.2.2 Pozorování struktury jednotlivých variant experimentů	62
5. Diskuze výsledků	73
5.1 Diskuze výsledků mechanických zkoušek	73
5.2 Diskuze výsledků pozorování struktury	75
6. Závěr	77
7. Seznam použitých zdrojů	78
8. Seznam použitých zkratk a symbolů	80

## 1. Úvod

Vývoj společnosti v posledních 100 letech je výrazně ovlivněn mobilitou obyvatel naší planety. Stimulátorem rozvoje automobilového průmyslu byly nejenom ekonomické důvody a technický rozvoj. Egocentrika majitelů automobilu v kombinaci s novým stupněm volnosti, který auto poskytuje, se ukázaly být extrémně silným motorem pro lidstvo.

Přeměna luxusního prostředku malé skupiny vyvolených v běžný výrobní nástroj, resp. nástroj denní spotřeby pro velkou část světové populace je příběhem několika posledních desítek let.

Ve většině civilizací vlastně kopíruje, nebo kopíroval úroveň rozvoje automobilismu stav jejich ekonomik, technologického potenciálu i úrovně celé společnosti. Ve velké většině ekonomicky rozvinutých zemí údajně automobilový průmysl představuje, nebo zásadně ovlivňuje, více jak 50% celkové kapacity průmyslu.

Je logické, že automobilový průmysl proto koncentruje i nejlepší potenciál inženýrů prakticky ze všech oborů vědy a techniky, metalurgii nevyjímaje.

Mikrolegovaná ocel je skvělým příkladem invence inženýrů metalurgie z oceláren a kováren a jejich kolegů z automobilového průmyslu. Zmíněnou přeměnu luxusního prostředku v denní nástroj západní civilizace a dnes dokonce i významné části obyvatel třetího světa umožnila výrobní cena tohoto produktu.

Efektivita automobilového průmyslu v samotné výrobě nemá obdoby. Stoletý, prakticky kontinuální vývoj oboru, dnes dospěl do prodejní ceny 2000 dolarů za auto indické produkce fy Tata.

## 2. Cíle práce

Předmětem zájmu této práce je mikrolegovaná kovárenská ocel 30MnVS6. Ta slouží jako výchozí materiál pro výkovek zhotovený technologií zápusťkového kování za tepla na svislém kovací lisu. Výkovek je určen pro automobilový průmysl.

Je sledován vliv výrobních podmínek, zejména vliv kovací teploty, na strukturu a vlastnosti materiálu výrobku.

Hlavním cílem práce je prozkoumat možnosti technologie řízeného ochlazování a vyhodnotit dosažené výsledné struktury z hlediska jejich kvality a perspektivy pro průmyslové využití.

### Dílčí cíle

1. Odběr vzorků pro mechanické zkoušení a metalografické výbrusy z výkovku
2. Provedení mechanických zkoušek. Zkoušky pevnosti v tahu, zkouška rázem v ohybu podle Charpyho, zkouška tvrdosti
3. Odběr vzorků pro metalografické výbrusy ze zkušebních tyčí.
4. Příprava metalografických výbrusů pro pozorování struktury na SM a příprava lomových ploch pro pozorování na REM.
5. Pozorování lomových ploch na REM. Pozorování mikrostruktury na SM
6. Vyhodnocení výsledků pozorování a hledání souvislostí s výsledky mechanických zkoušek.

## 3. Teoretická část

### 3.1 Mikrolegované oceli

Mikrolegované oceli, dále jen MO, jsou nízko až středně uhlíkové oceli, legované nízkými obsahy prvků se schopností tvorby precipitátů stabilního i za vyšších teplot [8]. Je proto používáno i označení precipitačně vytvářené perliticko feritické oceli, PVPF

U legované oceli je zvyšována mez kluzu, tím že atomy legujícího prvku ztěžují pohyb dislokací, substituční zpevnění [2]. U mikrolegovaných ocelí se přidávané prvky prakticky nemění vlastnosti matrice, ale vedou k vylučování nové fáze, precipitátů. [8]

Precipitát díky vysoké rozpouštěcí teplotě umožňuje řídit velikost zrna, působí proti jeho zhrubnutí. Mechanismus je využíván hlavně v místech tvářeného polotovaru, v našem případě výkovku, kde nedojde k většímu přetvoření struktury. Hlavním cílem mikrolegování je ale precipitační zpevnění- vytváření vlastní matrice materiálu [2]. Precipitát brzdí pohyb dislokací. [8]

Jako mikrolegující prvky se využívají hlavně Ti, Nb a V jejichž intersticiálními fázemi karbidy, nitridy, karbonitridy se řídí velikost zrna i precipitační zpevnění. [8]

Pro řízení pevnostních charakteristik mikrolegované struktury je klíčový zvýšený obsah Mn. Snižuje teploty rozpadu austenitu a dává vznik k předpokladům pro tvorbu jemnější feriticko perlitické struktury. Zvyšuje však také sklon k řádkovitosti struktury. [8]

Vznikající precipitát slouží k tvorbě zárodků při fázových přeměnách. Základním předpokladem pro vysoké odolnosti při zhrubnutí zrna u ocelí s přísadou Ti jsou velmi jemné precipitáty stabilních karbonitridů Ti v oceli homogenně rozptýlených. Podmínkou jejich vzniku je dostatečně vysoká rychlost ochlazování při tuhnutí taveniny. Mikrolegování vanadem vyvolá precipitaci VN, resp. V(C,N), které se rozpouštějí při teplotě 1150 °C. Obdobně Al

tvorí AlN a vede ke zhrubnutí zrna při 1100°C. Vývoj mikrolegovaných ocelí tak vede nejen k zaručeným obsahům legur Ti, V, Nb, ale i k definovanému obsahu Al a N s cílem zabezpečení velmi jemných stabilních precipitátů TiN a AlN [8]. [8]

#### Historie a vývoj MO [24]

Historie mikrolegované oceli je úzce spojena s rozvojem „sousedního“ oboru, slévárství. V počátku 70 let panovala obava, že v zápustkách kované díly, zejména klikové hřídele osobních aut menších motorů budou nahrazeny odlitky.

Bylo to způsobeno především produktivním rozvojem výroby odlitek z tvárné litiny na automatizovaných formovacích linkách a představovalo to vážnou konkurenční hrozbu pro obor. Odlitek byl levnější.

Ve spolupráci s oceláři proto kováři intenzivně hledaly cestu, jak zápustkově kovanou klikovou hřídel výrazně zlenit.

Úvahy E. Justa z Wolfsburgu o dosažení snížení nákladů dosavadně žušlečtovaných klikových hřídelů zjednodušeným tepelným zpracováním, vedly k pokusům nahradit náročné žušlečtování řízeným ochlazováním ocelí Ck 45 a Ck 35 z teplot po kování. Některé mechanické vlastnosti, zejména mez kluzu, však neodpovídaly požadovaným vlastnostem.

Byl proto vytyčen cíl pro vývoj ocelí a postupů kování, který měl zajistit, při co nejmenších nákladech na legování, co možná nejnižší kovací teplotě a při současném zachování stability procesu konstantních zpracovatelských vlastností a v dostatečné míře i mechanické vlastností požadovaných u konstrukčních dílců

#### Srovnání MO s ocelí jakostní ke žušlečtování [24]

Srovnání vlastností žušlečtované nelegované Ck 45 a první PVPF 46MnVS3 dokládá, že již malý přídavek V zapříčiňuje výrazné zvýšení meze kluzu. Odtud označení stavu oceli BY.

Písmeno zkratky B z německého „Behandlung auf bestimmte Streckgrenze“ žušlečtění na určitou mez kluzu. Písmeno Y z anglického „Yield strength“ konvenční mez kluzu.

Na rozdíl od pevnostních a únavových vlastností, které mohou být stejné jako u tepelně zpracovaných ocelí, však nebylo dosaženo hodnot nárazové práce. Tyto hodnoty jsou sice stále výrazně lepší než u konkurenčního materiálu, litiny s kuličkovým grafitem, ale horší, ve srovnání s výkovky po žušlečtování.

Pro mnohé, zejména prudkými rázy, dynamicky, namáhané díly jakými jsou klikové hřídele, ojnice, náboje kola a další však dosažené hodnoty postačují.

Hlavními překážkami, které brání univerzálnímu použití MO pro výkovky, je jejich nízká lomová houževnatost a nízké hodnoty rázové zkoušky ve srovnání se strukturou po žušlečtování.

#### MO dnes

V posledních letech mikrolegované oceli v široké míře nahrazují konvenční žušlečtované oceli. Děje se tak v důsledku úspor nákladů. MO sice dosahují stejné úrovně meze pevnosti, jakou mají oceli žušlečtované, jejich tažnost je však nižší. Aby bylo dosaženo vyšší tažnosti, snižoval se v průběhu let obsah uhlíku v ocelích a tím způsobený pokles pevnosti je kompenzován mikrolegováním vanadem, kde se využívá jeho precipitačního zpevnění. Další zvýšení tažnosti může být dosaženo kontrolou termomechanického procesu. [12]

U běžně používaných feriticko-perlitických ocelí se zvýšení pevnosti dosahovalo zvýšením objemového podílu perlitu, nebo zjemněním zrna a precipitačním vytvářením feritické matrice. Zatímco zjemnění zrna zvyšuje obojí, houževnatost i pevnost, přítomnost perlitu li-



mituje možnosti maximální dosažitelné houževnatosti. Z tohoto důvodu jsou vyvinuty MO ke získání dobré kombinace pevnosti a houževnatosti. V MO je dobrého poměru pevnosti a houževnatosti dosahováno při tvorbě acikulamě feritické struktury, dále AF, které je dosažováno prostřednictvím řízeného ochlazování, dále ŘO. [12]

Studie struktury AF se uskutečnily především na svarech a uhlíkových ocelích. Teprve nedávno byl zájem o tuto strukturu rozšířen na středně uhlíkové kovárenské mikrolegované oceli. [13]

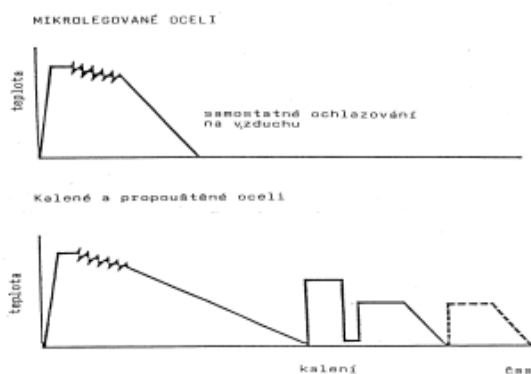
## Význam MO

Přednost a vlastně celý smysl vývoje a použití MO spočívá ve snížení nákladů vhodnou volbou MO oceli v kombinaci s technologií řízeného ochlazování přímo z kovací teploty. Volbou vhodného materiálu výkovku tak nahradíme následné žhání nebo zušlechťování a dosáhneme úspory výrobních nákladů pro zákazníka.

Kromě nákladů na energii a personál, jsou redukovány i dodatečné náklady díky nižší zmetkovitosti, nižším nákladům na kontrolu, úspory investic do zařízení pro tepelné zpracování a snížení dalších manipulačních nákladů.

V současné době se vlastní náklady na zušlechťení 1 kg jakostní oceli pohybují u moderních průběžných linek kolem 4,0 – 5,0 Kč/kg materiálu, u starších zařízení je to o cca 25% více. U zápusťkových výkovků tvoří tepelné zpracování zpravidla 12 – 20 % výrobních nákladů.

Významné je také snížení odpadů z procesů tepelného zpracování a MO tak spolu s úsporou energie představují i velký přínos pro ekologii výrobních procesů.



Obr. 1 [31] Schématické znázornění průběhu zpracování výkovků z mikrolegované oceli a z oceli kalené a popouštěné

## Použití MO v průmyslové výrobě

Těžšíště využití MO leží především v oblasti automobilového průmyslu. Jedná se tedy o masovou produkci, kde nevýznamnějšími požadavky na poptávaný dílec jsou cena, kvalita, stabilita procesů a spolehlivost dodávek.

Povzbudivé výsledky použitých MO na klikové hřídele pochopitelně nezůstaly bez odezvy i pro návrháře a nákupce ostatních výkovků. Vývoj MO ocelí dostal zelenou a její použití se rychle rozšířilo na další aplikace. Předcházela tomu ovšem velká práce vývojarů, technologů a kvalifikovaných lidí v ocelárnách, kovárnách a u výrobců aut, včetně celé řady zkoušek a testování výkovků v reálných podmínkách.

V dnešní době je použití MO rozšířeno dokonce i natak specifickou oblast dílů, jako jsou tzv. bezpečnostní díly. To jsou takové výkovky, které přímo ovlivňují ovladatelnost vozidla a jeho základní jízdní vlastnosti, jako jsou výkovky pro systémy řízení auta, podvozkové díly, atd..

Je logické, že tomuto stavu muselo a stále musí předcházet důkladné studium podmínek od výroby oceli až po její finální zpracování.

Pro zpracovatele oceli v kovárnách je proto významné ovládat předpisy pro jejich zpracování a vytvářet pro to odpovídající výrobní podmínky. Na kovárně je zvláště v posledních letech také přenášena stále větší odpovědnost. Nejenom za optimalizaci vlastního výrobku, výkovku a optimalizaci celého výrobního procesu, ale stále častěji i za jeho komplexní vývoj a případné selhání.

Studium okrajových podmínek pro zpracování MO v kovárnách má proto velký význam

Pro zabezpečení očekávané a požadované kvality výkovků z MO, pro vymezení bezpečných hranic jejich použití, pro ekonomiku jejich zpracování. Ale také, jako součást portfolia technických znalostí vlastností MO k vlastní potřebě kovárně. A nakonec, jako součást podnikatelské strategie kovárně VIVA. Ta je orientována na komplexní služby zákazníkům, včetně vývoje výkovků, nebo optimalizace stávajících produktů.

### 3.2 Doprovedné prvky a jejich vliv na vlastnosti MO

Jsou to prvky, které se dostanou do ocelí při výrobě a jejich koncentrace nepřekročí dohodnutou hranici. Po překročení této hranice už jsou považovány za prvky legující, neboli přísadové. [2]

Jedná se o mangan, síru, fosfor, křemík, dusík, vodík. Tyto prvky při tuhnutí v ocelích segregují a je-li překročena jejich mezní rozpustnost v tavenině tvoří chemické sloučeniny, které se nazývají vměstky. V tavenině vznikají nejčastěji oxidy, pod teplotou solidu sulfidy a oxosulfidy. [2]

#### Rozdělení vměstků [2]

Vměstky a segregace se po tváření usměrní do řádků ve směru tváření a vzniká anizotropie vlastností ocelí, jejímž výsledkem jsou různé vlastnosti ve směru tváření a kolmo na směr tváření. Zejména hodnota rázové houževnatosti kolmo na směr tváření může dosahovat jen až polovičních hodnot oproti vlastnostem ve směru tváření. Morfologii sulfidů a oxosulfidů ovlivňuje zejména kyslík.

Nekovové vměstky se v ocelích dělí do čtyř základních typů podle klasifikace vypracované Simsem a Dahlem.

I.typ. Vzniká v neuklidněných a poloukudněných ocelích. Jde o kulovitý vměstek o průměru desítek až stovek mikronů náhodně rozložených v matici.

V nelegovaných ocelích obsahují vměstky I typu oxidy Fe, Mn, Si, a S vázanou na Mn. Vměstky jsou tvařitelné.

I.b.typ. Vzniká v desoxidovaných ocelích po modifikaci tekuté oceli Ca, popřípadě PVZ. Vniklé oxosulfidy mají kulovitou formu a obsahují kyslík a síru vázanou zejména na Ca, Mn a Al.

Vměstky I.b. typu dosahují nejvyšších hodnot rázové houževnatosti a nejnižší přechodové teploty

II. typ. Výskyt v uklidněných ocelích při obsahu Al větším než 0,025% a nízkým obsahem C. Jedná se o řetízky MnS orientované do mezidendritických prostor.

Vměstky jsou dobře tvařitelné a způsobují nižší rázovou houževnatost a zvyšují tran-  
zitivní teplotu.

III. typ. Výskyt v uklidněných ocelích s vyšším obsahem C. Jde o MnS nebo oxidy polygonál-  
ního hranatého tvaru náhodně rozložených v matici. Jejich vliv na houževnatost je nižší než  
v případě vměstků II. typu.

IV. typ. Výskyt v uklidněných ocelích s velkým přebytkem desoxidací přísady, Al a zej-  
ména PVZ jako Ce, La. Jedná se o konglomerát oxidů a sulfidů. Průměr shluku vměstku bývá  
až stovky mikronů. Vměstky jsou netvařitelné a snižují mechanické vlastnosti.

Vliv vměstků na vlastnosti MO ocelí [23]

V MO se objevují vměstky jedno i více fázové vměstky. Kubické částice (Ti,V)(C,N), hranaté  
i globulární vměstky  $Al_2O_3$ , protažené i globulární vměstky MnS.

V případě MnS závisí na deformaci a na obsahu Ca. U ocelí s obsahem Ca jsou vměst-  
ky MnS převážně globulární, bez Ca jsou protažené. Podobně u deformaci podrobené oceli  
jsou protažené.

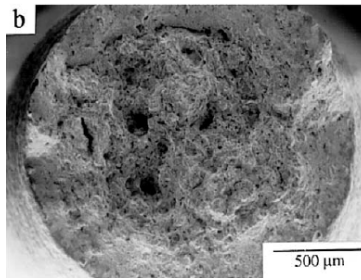
Vícefázové vměstky zpravidla obsahují velkou kubickou částici (Ti,V)(C,N), která má  
jádro tvořené  $Al_2O_3$  a které není vždy viditelné. K této částici je připojen vměstek MnS.  
Objemový podíl, stejně jako průměrná a maximální velikost těchto částic je závislý na obsahu  
Ti a Ca v oceli. Ca tvorbu těchto částic podporuje.



Obr. 2 [23] Vícefázový vměstek. 1. (Ti,V)(C,N), 2.  $Al_2O_3$ , 3. MnS

Protažené vměstky MnS, II. typu, a shluky Al, IV. typu, způsobují nízkou tažnost v příčném  
směru.

Při tváření se velikost vměstků zejména MnS snižuje. Modifikace tvaru a velikosti  
vměstků se odráží v lomové ploše. Po zkoušce tahem zůstávají v lomové ploše velká usměr-  
něná prázdná místa, důlky. Poměr tvárné a štěpné oblasti klesá se zvyšující intenzitou tváření  
a štěpný podíl je redukován k vnějšímu prstenci



Obr. 3 [23] SEM, lomová plocha po zkoušce tahem za pokojové teploty. MO s Ti bez Ca

Pozorování lomové plochy po zkoušce rázem v ohybu ukazuje spojitost mezi štěpnými fázetami a s vícefázovými vměstkami (Ti,V)(C,N)/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.



Obr. 4 [23] SEM, lomová plocha po zkoušce rázem v ohybu za pokojové teploty. MO legovaná Ti, V i Ca.

Vliv doprovodných prvků na vlastnosti ocelí [2] [23]

Vápník modifikuje vměstky MnS z protažených na globulární a redukuje jejich velikost (Ib typ). Ca významně podporuje nukleaci (Ti,V)(C,N) vměstků.

Oceli s Ca mají významně nižší celkový objemový podíl vměstků díky nízkému obsahu síry a vakuové tavně. [23]

Zjemnění vměstků zlepšuje hodnoty NP navzdory zvýšení pevnosti.

V ocelích s obsahem Ti se vyskytuje plně transkrystalický tvárný lom, u ocelí bez Ti se objevuje lom interkrystalický a transkrystalický. Iniciace lomu je připisována hrubým částicím (Ti,V)(C,N). [23]

Mangan tvoří se sírou a kyslíkem sloučeniny s vyšší teplotou tavení než železo a snižuje nebezpečí vzniku nízkotavitelných eutektik pod teplotou solidu. Přítomnost nízkotavitelných eutektik (Fe-S-O) snižuje tvařitelnost ocelí za červeného žáru. V koncentraci 0,1-0,3 % ovlivňuje mangan příznivě vyloučení sulfidů, snižuje tím jejich nepříznivé působení na houževnatost a tranzitní teplotu.

Mangan se rozpouští ve feritu a zvyšuje pevnost, tvrdost a houževnatost ocelí při zachování jejich plastických vlastností. Zvýšení pevnosti je tím vyšší, čím méně uhlíku ocel obsahuje.

Mn rozšiřuje oblast A (zvyšuje teplotu A4 a snižuje teplotu A3). Snižování teploty A3 působí na zjemnění lamel cementitu v perlitu. Mn podporuje segregaci P, As, Sb, Bi, Sn, Pb za zvýšených teplot. Má vyšší afinitu k síře než Fe, jeho přítomnost tedy potlačuje vznik FeS, které se vytváří i pod teplotou solidu v mezidendritických prostorech tekuté fáze a které mají za následek vznik trhlin.

Síra. V důsledku segregace se mezidendritická tavenina obohacuje o síru a po překročení její mezní rozpustnosti v tavenině se síra vylučuje jako sulfidický vměstek.

Vytváří vměstky všech čtyř typů. Reálně se můžeme setkat s II. typem vměstku. Ty jsou tvařitelné a tvářením lze jejich nepříznivé vlastnosti snížit. Při vyšších obsazích uhlíku tvoří i vměstky III. Typu a při vyšším obsahu desoxidovačů i vměstky IV. typu.

Fosfor. V ocelích je fosfor rozpuštěn ve feritu a netvoří sloučeniny. Zvyšuje pevnost a tvrdost. Jeho vliv závisí na obsahu uhlíku. Zvyšuje křehkost feritu, významně již od 0,05%P. Současně zvyšuje i přechodovou teplotu. Při obsahu 0,12% jsou oceli křehké již při pokojové teplotě.

Křemík zvyšuje pevnost a mez kluzu, nad 1% snižuje plastické vlastnosti feritu. Podporuje segregaci P, As, Sb, Bi, Sn, Pb za zvýšených teplot. Křemík zvyšuje teploty přeměny A1 a A3.

Dusík je spojován nejčastěji se státním oceli. S Al tvoří nitrid AlN, který je stabilní za vysokých teplot. Stabilní nitridy tvoří i Ti, Zr a PVZ. Nitridy se vylučují přednostně na hranicích primárních austenitických zrn, nebo na skluzových rovinách. Nitridy jsou obzvláště nebezpečné v tepelně ovlivněných oblastech kolem svarů a u ocelí pracujících za teplot 200-300°C. Je možné je eliminovat vázáním dusíku zejména na Al, Ti a Zr. Se železem tvoří intersticiální tuhý roztok.

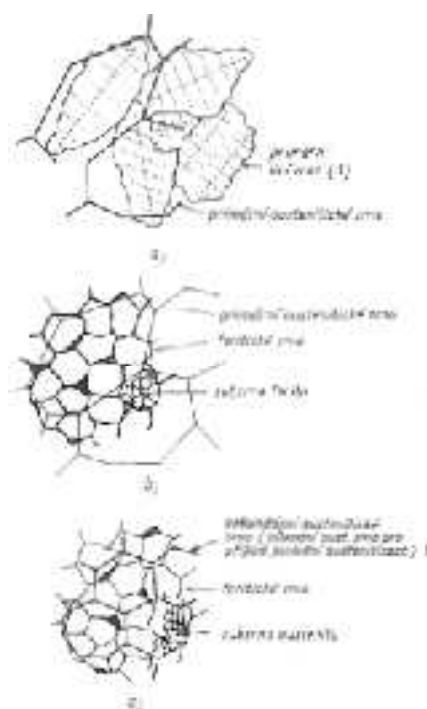
Kyslík tvoří s Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> tvrdé vměstky. Shluky vměstků Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> mají průměr až 1mm a mohou být zdrojem iniciace při cyklickém namáhání. Kyslík při tuhnutí silně segreguje a jeho přítomnost v tavenině ovlivňuje aktivitu ostatních prvků a tím i jejich segregaci.

## 3.2 Fázové přeměny a fáze v MO

### 3.1.2.1 Austenitická přeměna [2] [5]

Z taveniny, u ocelí v rozmezí obsahu uhlíku 0,16-0,51 hm %, vzniká veškerý austenit, nebo jeho část, peritektickou reakcí, vzniká licí zmo. Licím zrnem se rozumí fáze vznikající při krystalizaci. Bývá hrubé a sleduje mezidendritické prostory. V tuhé fázi se odlitá ocel skládá se vzájemně protínajících dendritů a zmo austenitu. Při dalším poklesu teplot dochází k tzv. granulaci dendritů. Pod účinkem teplotních napětí a v důsledku rekystalizace se totiž z licích zrn vytvářejí hrubá primární austenitická zma. U ocelí s obsahem uhlíku nižším než 0,51 % nejsou primární shodná s licími zmy. Primární austenitické zmo zjemňují přísady Mo, Ti, Zr, Nb a Ta [2].

Sekundárním austenitickým zmem se označuje zmo austenitu, které vzniklo při jakékoliv i opakované krystalizaci výchozí feriticko karbidické struktury. Původním austenitickým zmem se rozumí zrno vzniklé při poslední rekystalizaci. Skutečným zrnem se rozumí zrno existující fáze. Velikost sekundárních austenitických zrn je určena procesy statické a dynamické rekystalizace. Růst austenitických zm v průběhu austenitizace se uskutečňuje tzv. srůstáním nebo posuvem hranic [2].



Obr. 5 [5] Schematické znázornění různých druhů zrn a subzm v nízkouhlíkové oceli

#### Austenitizace

Austenitizace je přeměna výchozí feriticko cementické struktury na strukturu austenitickou v důsledku ohřevu materiálu nad kritické teploty.

U podeutektoidních ocelí probíhá austenitizace feriticko cementické struktury za rovnovážných podmínek v rozmezí teplot  $Ac_1$  až  $Ac_3$ . Přeměna začíná přeměnou perlitu v austenit a je následována postupnou přeměnou feritu v austenit při zvyšování teploty nad  $Ac_1$  [2]. Jedná se o difuzní přeměnu, která probíhá tvorbou zárodků a jejich růstem. Zárodky austenitu vznikají v perlitickém feritu heterogenní nukleací na strukturních poruchách, kterými jsou zpravidla hranice kolonií perlitu nebo fázové rozhraní ferit cementit [2].

Po přeměně perlitu zůstávají v austenitu zachovány zbytky karbidů, které se postupně rozpouštějí. Lokální rozdíly koncentrací uhlíku a přísadových, zejména karbidotvorných prvků v austenitu, tzv. nehomogenního austenitu, se vyrovnávají v průběhu času a při zvyšování teploty [2].

Homogenita chemického složení austenitu je řízena difuzní rychlostí substitučních prvků, protože uhlík i přes poměrně vyšší difuzní rychlost, se přizpůsobuje jejich rozložení. S růstem obsahu uhlíku se austenitizace urychluje, naopak přísady karbidotvorných prvků doby přeměny zvyšují [2].

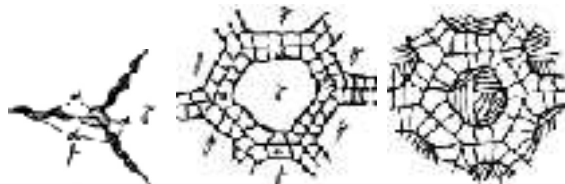
#### 3.2.2.2 Proeutektoidní přeměna [5] [2]

Proeutektoidní reakce předchází reakci eutektoidní. U podeutektoidních ocelí se jedná o vylučování proeutektoidního feritu. Tyto přeměny mají výrazný vliv na následující přeměny zbylého austenitu [2].

Při pomalejším ochlazení dojde k transformaci austenitu na polyedrický ferit, při vyšších rychlostech dojde k transformaci austenitu na acikulární ferit.

Místa přednostní nukleace proeutektoidních fází jsou hranice zm. Podle podmínek vzniku rozlišujeme následující formy.

1, Alotriomorfní částice na hranicích zrn. Tyto částice čočkovitého tvaru nukleují na hranicích zrn austenitu a rostou hlavně podél těchto hranic. Jejich srůstáním se vytvoří souvislé síťoví. Vznikají při pomalém ochlázování, malém přechlazení.



Obr. 6 [5] Schéma nukleace a růstu síťoví alotriomorfní fáze.

2, Widmanstattenovy jehlice, desky. Vznikají při větším přechlazení. Jedná se o rozpad přesyčeného tuhého roztoku při poklesu teploty, když se tuhý roztok přesytlí a difuze je málo účinná k tomu, aby se atomy přísady přemístili na hranice zm. Nejčastěji se vyskytuje u ocelí s hrubozrnnou strukturou, takže difuzní dráhy jsou příliš dlouhé, aby mohlo dojít k segregaci na hranicích zm. Widmanstattenova struktura je nežádoucí, protože je příčinou velké křehkosti.

Primární Widmanstattenovy desky. Nukleují na hranicích austenitických zm a rostou dovnitř zrna. Sekundární Widmanstattenovy desky. Vyvinou se ze alotriomorfních částic na hranicích zrn a rostou dovnitř zrn. Intergranulární Widmanstattenovy desky rostou uvnitř zm austenitu.

3, Widmanstattenovy pilovité částice. Lze je považovat za přechod mezi alotriomorfními krystaly a Widmanstattenovými deskami. V řezu mají trojúhelníkový tvar.

4, Idiomorfní krystaly. Mají rovnoosý tvar a tvoří se uvnitř zm austenitu.

5, Masivní zrna proeutektoidní fáze. Vytvoří se z jiných morfologií, nejde tedy o morfologii základní. Vyskytuje se, tvoří-li proeutektoidní fáze podstatnou část struktury.

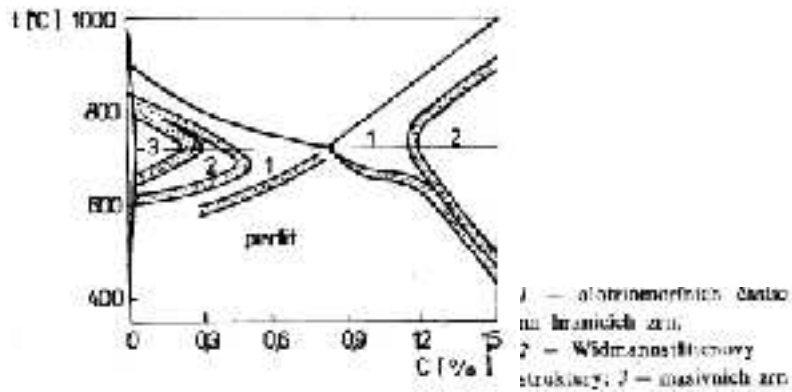


A - alotriomorfní částice na hranicích zrn; B - Widmanstattenovy desky primární; C - W desky sekundární; D - W desky intergranulární; E - pilovité částice primární; F - pilovité částice sekundární; G - idiomorfní částice intergranulární; H - idiomorfní částice na hranicích austenitu; I - masivní struktura.



Obr. 7 [9] Morfologie proeutektoidních fází

Obr.8 [9] Widmanstattenovský růst



Obr. 9 [9] Hlavní morfologie proektoidního feritu

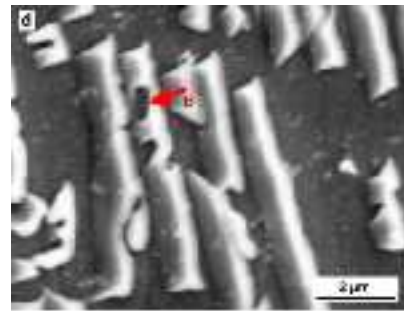
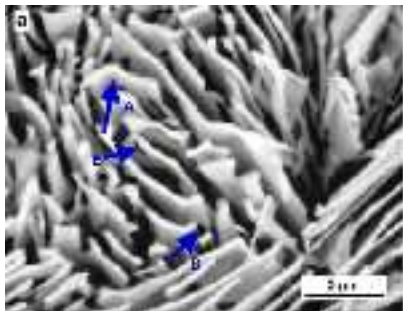
### Perlitická přeměna [9]

Jedná se o eutekoidní rozpad přesyceného tuhého roztoku, neboli difuzní rozpad přesyceného tuhého roztoku ve dvě chemicky a krystalograficky odlišné fáze, eutekoid. Je možná pouze za vyšší teplot, kdy je rychlost difuze dostatečně velká. [3]

U ocelí se jedná o rozpad jediné fáze, austenitu, na směs dvou odlišných fází. Perlitického feritu a cementitu.

Ideální cementická a feritická lamela v perlitu by měla obsahovat rovnou lamelu, nicméně reálná morfologie skutečného perlitu je mnohem komplikovanější. Cementické lamely podeutekoidní oceli vykazují následující znaky.

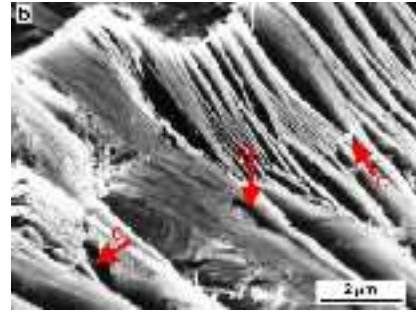
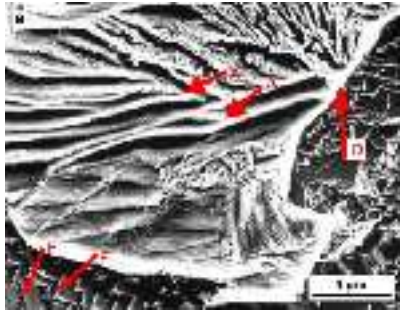
Zakřivení, šipka A, obr. 10. Nespojitosti obr. 11 šipka B. Mezery a díry, šipky B obr. 10, 11. Zakřivení a nespojitosti jsou znaky, které vykazují i oceli eutekoidní.



Obr. 10, 11 SEM morfologie cementických lamel perlitu v eutekoidní oceli [9].

Větvení, šipka A v obr. 12, je jeden z dominantních rysů cementických lamel. V lamelách „starých“ vede ke vzniku dalších cementických lamel v perlitu. Nejprve vzniká pouze několik málo lamel. Jak kolonie roste dochází ke vzniku „nových“ lamel z lamel „starých“ .





Obr. 12, 13 SEM morfologie perlitu a proeutektoidního feritu hluboko leptané podeutektoidní oceli [9].

Díry v lamelách, šipka B, obr. 7. Můstky mezi lamelami, šipka C, obr. 13.

Všechny cementické lamely vyrůstají z tenké vrstvy cementitu, šipka D, obr. 12 a 14. Ta se nachází na původním mezifázovém rozhraní proeutektoidního feritu a austenitu. Podobná vrstva však není pozorována na rostoucím mezifázovém rozhraní cementických lamel v perlitických koloniích, šipka E, obr. 14.

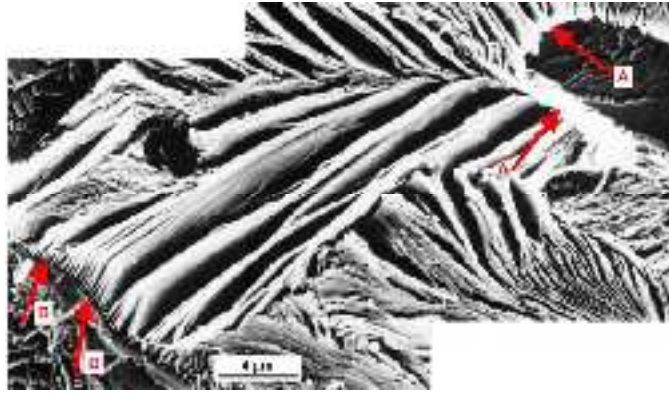


Obr. 14 SEM morfologie perlitu a proeutektoidního feritu hluboce leptané podeutektoidní oceli [9].

Nukleace perlitické kolonie v podeutektoidní oceli

Všechny cementické lamely perlitu v podeutektoidní oceli rostou z tenké vrstvy cementitu, která je otočena kolem proeutektoidního feritu. Původní cementické lamely jsou, na rozdíl od lamel vzniklých větvením, propojeny touto tenkou vrstvou. Protože všechny původní lamely vyrůstají ze stejného zdroje, tenké cementické vrstvy, mají stejnou orientaci. Tato vrstva vznikla důsledkem uhlíku, vyloučeného do austenitu na čelo rostoucí fáze proeutektoidního feritu.

Cementická lamela v perlitu tedy začíná růst z cementické vrstvičky obklopující oblast proeutektoidního feritu, šipka A, obr. 9 a končí na hraně v oblasti dalšího proeutektoidního feritu, šipka B, obr. 9.



Obr. 15 SEM cementická lamela rostoucí z tenké cementické vrstvy vzniklé na rozhraní proeutektoidního feritu a austenitu v podeutektoidní oceli. [9]

Na konci této rostoucí kolonie není žádná cementická vrstvička. Je tedy na místě předpoklad že aktivním zárodkem perlitu v podeutektoidní oceli je cementit.

Růst perlitických lamel[9]

Čelní růst

Lamely rostou posuvem hrany mezifázového rozhraní mezi perlitem a austenitem. Tyto posuny jsou zodpovědné za zakřivení a změny tloušťky cementických lamel na rozhraní mezi perlitickým feritem a cementitem. Rychlost růstu je řízena rychlostí difuze uhlíku. Změny koncentrace uhlíku a krystalografické defekty na čele rostoucího rozhraní narušují rychlost uhlíku a mají za následek ovlivnění morfologie perlitu.

Boční růst

Boční růst se realizuje následujícími třemi mechanismy

1. První lamela cementitu

Růst perlitu začíná z tenké cementické vrstvy na rozhraní mezi austenitem a proeutektoidním feritem. Z vyčnívajících výstupků na vrstvičce roste první lamela cementitu ze stejné orientací mřížky.

2. Mechanismus větvení

Jakmile dosáhne lamela dostatečné tloušťky začne se větvit, jelikož je pro ni obtížné udržet dosavadní rychlost růstu. Silnější lamela totiž potřebuje větší přísun uhlíku.

Kontrolou mechanismu větvení může být při správném nastavení transformační teploty dosaženo optimální mezilamelární vzdálenosti.

Mezilamelární vzdálenost je významný strukturální parameter charakterizující perlit. Je velmi důležitý z hlediska lomového chování této fáze při zatěžovaném materiálu. Se zvyšující se rychlostí ochlazování se tloušťka lamel snižuje.

### 3. Přemostující mechanismus

Jestliže se rostoucí feritická lamela setká s uhlíkem obohacenou oblastí, vyhne se této oblasti a vedle rostoucí cementické lamela poroste skrze tuto oblast, přemostí ji, k nové cementické lamele.

#### 3.1.2.4 Rozpad přesyceného tuhého roztoku při změně rozpustnosti [4][5][6]

Jedná se o fázovou přeměnu tuhého roztoku difuzního charakteru, při které z původní homogenní struktury vzniká struktura heterogenní, tj. struktura tvořená dvěma a více fázemi.

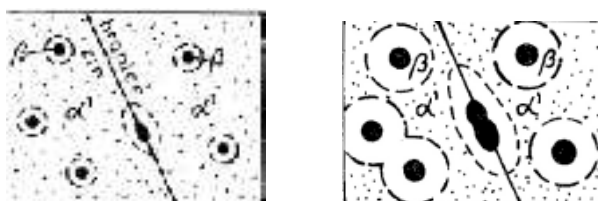
K přesycení tuhých roztoků dochází u slitin s omezenou rozpustností a změnou rozpustnosti v tuhém stavu, dojde-li k prudkému ochlazení.

K rozpadu přesycených tuhých roztoků dochází obvykle heterogenní fázovou přeměnou, která se nazývá precipitace. Pod pojmem segregace, na rozdíl od precipitace, se obvykle rozumí vznik heterogenity chemického složení, segregace prvku, bez vzniku nové fáze.

Precipitací vzniká nová fáze. Přesycený tuhý roztok, který je termodynamicky nestabilní, nebo metastabilní se rozpadá samovolně při teplotě okolí, proces je označován jako stárnutí, nebo při zvýšené teplotě okolí, umělé stárnutí.

Podle způsobu tvorby rozpadové struktury rozdělujeme precipitaci na kontinuální, probíhá v celém objemu slitiny současně a diskontinuální, probíhá jen na hranicích zm. Je málo obvyklá.

#### Kontinuální precipitace



Obr. 16 [5] Schéma vzniku a růstu precipitující fáze.

Při kontinuální precipitaci nadbytek přísadové fáze přechází do precipitující fáze. Rozlišujeme dvě teorie precipitace. Jednoduchou, která zahrnuje nukleaci a růst nové rovnovážné fáze a formu komplikovanější jakou je tvorba Guinier–Prestonových zón, dále GP zón.

V přesyceném tuhém roztoku se vytvářejí segregované oblasti s pravidelným rozložením atomů v mřížce zvané GP zóny. GP zóny jsou deskovité shluky atomů, v nichž se koncentruje převážná část nadbytečných atomů přísadového prvku. V počátečním stadiu má zóna asi 100 atomů a obsahuje 60 až 95 % atomů přísadového prvku.

V dalším průběhu stárnutí dochází k růstu zón a vzniku GP zón II druhu. Při určité velikosti může dojít ke ztrátě koherence a začne se tvořit přechodový precipitát. Zárodky přechodového precipitátu vznikají heterogenně, přednostně na mřížkových poruchách, zejména na dislokacích. Růst precipitátu je doprovázen rozpouštěním zón. Při vyšší teplotě a dlouhé době se precipitát zcela přemění ve stabilní, nekoherentní precipitát. Precipitací dochází k vytvrzování tuhých roztoků.

Maximální zpevňující účinek mají zóny, respektive přechodový precipitát. Kolem každé zóny nebo koherentního precipitátu se vytváří napěťové pole, výrazné u jehlicových nebo destičkových útvarů, téměř nulové u kulových zón. Napěťové pole každé částice brzdí

pohyb dislokací následkem interakce s dislokacemi na malou vzdálenost. Čím jemnější částice, tím menší je jejich vzdálenost a tím je zpevnění větší. Nekoherentní stabilní precipitát způsobuje změkčení.

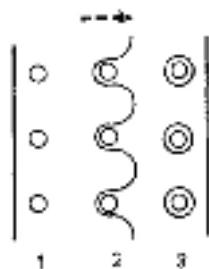
Při ohřevu nad křivky změny rozpustnosti se GP zóny opět rozpouštějí v tuhém roztoku.

Mechanismus precipitačního vytvrzování [5] [6]

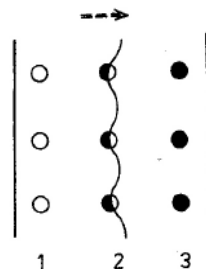
Pevnost slitin vytvrzovaných stámutím je ovládán interakcí pohybujících se dislokací a precipitátů. Překážkami dislokací v těchto slitinách mohou být deformace kolem GP zón, nebo i precipitáty samy. Mohou existovat nejméně tři příčiny vytvrzování.

Způsob jakým dislokace překonávají překážky ve své skluzové rovině záleží především na charakteru rozhraní překážky s matricí a na skluzovém napětí

Podle rozhraní rozlišujeme zpevnění nedeformovatelnými, tvrdými částicemi a neformovatelnými, měkkými částicemi.



Obr. 17 [5] Nekoherentní (tvrdé) částice

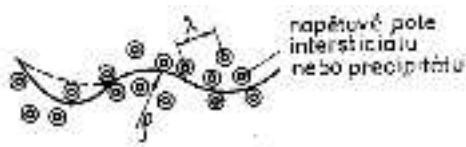


Obr. 18 [5] Koherentní a semikoherentní měkké částice

### 1. Vnitřní deformační vytvrzování

Precipitace částic s malou odlišností od matrice vyvolává pole vnitřních napětí, která brání skluzovému pohybu dislokací.

Optimální vzdálenost částic je taková, jako když se dislokace vyhýbá překážkám a nabývát varu jako na obr. 19. Slitina je tvrdá.



Obr. 19 [5] atomy příměsy, nebo jiný precipitát v optimální vzdálenost

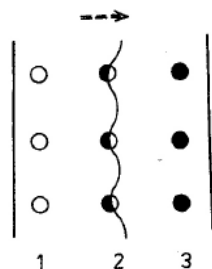
Je-li disperse příliš jemná dislokace se nemůžou ohnout a výsledná napětí na dislokační čáru se ruší, síla vzdorujícího pohybu je malá a slitina je měkká. Je-li vzdálenost precipitátů příliš velká obcházejí dislokace překážku a vytvrzení je opět nízké.

### 2. Chemické vytvrzování

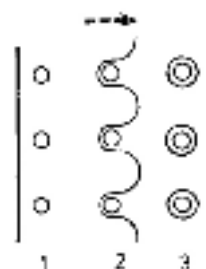
Dislokace prořezává precipitát, nebo zónu. Dochází k interakci mezi precipitátem a dislokacemi. Rozrušuje se vazba atomů na povrchu a uvnitř precipitátu.

### 3. Disperzní vytvrzování

Dislokace neprotínají částice precipitátu, ale procházejí mezi nimi. Jde o uchycování dislokačních smyček kolem precipitátu. Proces je důležitý, když se precipitát stává nekoherentním.



Obr. 20 [5]



Obr. 21 [5]

Obr. 20,21 dislokace prořezává koherentní nebo semikoherentní precipitát

#### 3.1.2.5 Martenzitická přeměna [2]

Martenzitická přeměna austenitu je bezdifuzní smyková přeměna, při níž se vytvářejí desky, jehlice a disky. Je-li austenit přechlazen do tak nízkých teplot, že již není možná ani difuze substitučních, ani difuze intersticiálních prvků, mění se bezdifuzní přeměnou v martenzit, neboli nerovnovážený přesycený tuhý roztok uhlíku v železe alfa. Je třeba dosáhnout homí kritické rychlosti kalení, aby byly potlačeny perlitické a bainitické přeměny.

Pro většinu ocelí je charakteristický atermální charakter přeměny. Dané teplotě z intervalu martenzit start, martenzit finish, odpovídá určitý podíl martenzitu, který se stanovuje prakticky okamžitě, není nukleací doba. Ukončení martenzitické přeměny nastává pod teplotou martenzit finish, kdy však zůstává část austenitu netransformována, zbytkový austenit.

Hodnoty teplot martenzit start, martenzit finish uhlíkových ocelí jsou dány především chemickým složením austenitu. Uhlík a většina legur snižují teploty  $M_s$  a  $M_f$ , pokud jsou rozpuštěny v austenitu.

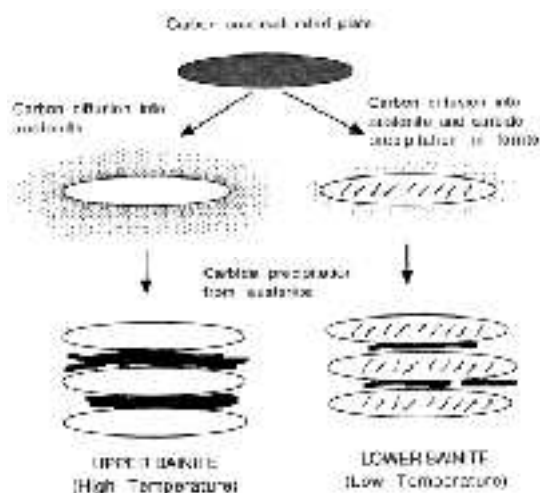
#### 3.1.2.6 Bainitická přeměna

Při této přeměně se transformace austenitu na ferit uskutečňuje smykem, jako při martenzitické transformaci. Vznik a růst bainitického feritu doprovází, popřípadě předchází, difuze uhlíku a následná precipitace cementitu, nebo stabilního epsilon karbidu. Bainit je nejčastěji definován jako struktura, nebo nelamelární feriticko cementická směs, vzniklá rozpadem austenitu mezi teplotami asi  $500^\circ\text{C}$  a teplotou počátku martenzitické transformace [2].

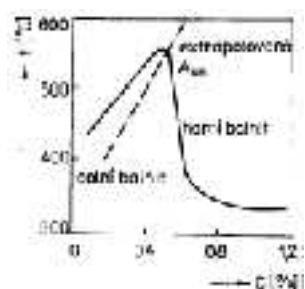
Teplotní oblast bainitické přeměny se u uhlíkových ocelí překrývá s perlitickou oblastí přechod mezi jemným lamelárním perlitem a bainitem je plynulý. [5] [2]

Z podmínek bainitické transformace v podeutektoidních ocelích, difuze intersticiálních atomů je možná, substituční zanedbatelná, vyplývá, že nebude docházet k rozdělení legovaných prvků mezi tuhý roztok a karidy a nebudou tedy vznikat speciální karbidy[5].

Morfologie bainitické struktury dané oceli výrazně závisí na teplotě přeměny nebo rychlosti ochlazování přes bainitickou oblast. Terminologie bainitických struktur vznikajících při anizotermické přeměně není dosud ustálena. V případě izotermické transformace v závislosti na teplotě se rozlišujeme horní a dolní bainit. [5]



Obr. 22[10]



Obr. 23[5]

Obr. 22 Růstový proces bainitu a rozvoj horního a dolního bainitu

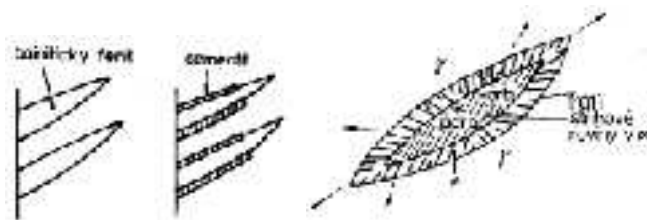
Obr. 23 Vliv uhlíku na teplotní oblast horního a dolního bainitu

### Homí bainit

V nízkouhlíkových ocelích, asi do 0,3 hm% C, nejdříve vznikají feritické latky, které vznikají buď na hranicích, nebo méně často uvnitř zrna austenitu. Austenit zůstávající mezi feritickými latkami se obohacuje o uhlík do té míry, že dochází k vylučování cementitu na mezifázovém rozhraní. Jedná se o post transformální difuzní proces typický pro strukturu horního bainitu [10]. Mikrostruktura po úplné izotermické transformaci se skládá z feritické matrice a s karbidů na subhranicích.[2][5]

### Dolní Bainit

Prvním stadiem je opět nukleace feritu ve formě velmi tenkých desek, počáteční ferit je zřejmě přesycen uhlíkem. V zóně přesyceného austenitu na rozhraní ferit austenit nukleuje cementit, a to na povrchu desek feritu a na průsečících se smykovými rovinami. [5]



Obr. 24 [5] Nukeace a růst horního a dolního bainitu v nízkouhlíkové oceli.

Inkubační doba bainitické přeměny je teplotně závislá. Teplotní závislost množství austenitu schopného transformace na bainit je dán transformační křivkou. Oproti perlitu nemusí bainitická přeměna proběhnout dokonce, zůstává netransformovaný austenit. Všechny přísadové prvky s výjimkou kobaltu, zejména C, Cr, Mo, Ni, Mn, W, snižují teplotu bainit start. Teplota bainit finish se pohybuje v rozmezí 300 až 380 °C [2].

Oproti feriticko perlitickým ocelím je bainitická struktura více stejnorodá a má větší disperznost, což jí dává vyšší pevnost a tvárnost. Oproti legovaným ocelím zejména u bainitických ocelí s vyšším obsahem uhlíku se neobjevuje takový pokles tvárnosti a houževnatosti jako po zakalení na martesit, ale tvrdost je výrazně nižší.[4]

### 3.1.2.7 Acikulárně feritická přeměna

U běžně používaných feriticko perlitických ocelí se zvýšení pevnosti dosahovalo zvýšením objemového podílu perlitu, nebo zjemněním zrna a precipitačním vytvrzováním feritické matrice. Zatímco zjemnění zrna zvyšuje obojí, houževnatost i pevnost, přítomnost perlitu limituje možnosti maximální dosažitelné houževnatosti. Z tohoto důvodu jsou vyvinuty MO ke získání dobré kombinace pevnosti a houževnatosti. VMO je dobrého poměru pevnosti a houževnatosti dosahováno při tvorbě acikulárně feritické struktury, dále AF, které je dosahováno prostřednictvím řízeného ochlazování, dále ŘO. [12]

AF mikrostruktura má potenciál kombinace vysoké pevnosti a vysoké houževnatosti. To proto, že desky AF nukleuje v zmu na nekovových vměstcích ve velkých A zrnech. Z vměstků rostou v mnoha různých orientacích, radiálně, zatímco si udržují orientaci se zrnem austenitu, ve kterém vznikly. Výsledná mikrostruktura je méně organizovaná ve srovnání s perlitem, bainitem, nebo WF, které mají tendenci vznikat ve svazcích paralelních plátů, které jsou shodně orientovány. Trhlina potom musí projít přes více překážek v AF, což vede ke zlepšení houževnatosti bez omezení pevnosti. [12]

Pojmem acikulární je míněn ostrý špičatý tvar, jako jehla, ale obecně se rozlišují tři tvary následující tvary. Tenká čočkovitá jehla. Ve dvojrozměrném zobrazení se AF jeví jako deska spíše než část latky. Při pozorování je tvar mezi latkou a deskou. S délkou, šířkou a tloušťkou zpravidla menší než 36,6 a 3 mikrometru. [7]



Obr. 25,26 [15] Trojrozměrný model morfologie AF.

Obr. 25 desky, obr. 26 latky

## Mechanismus přeměny

AF a bainit se jsou si v mechanismu transformace v mnoha ohledech podobné. Desky AF rostou podobně jako bainit smykovým difúzním mechanismem. [11]

Růst AF i bainitu je způsoben rovině napětovou deformací velký podílem smykové složky [7]. V důsledku toho deska AF nemůže překonat hranici zma austenitu, protože koordinovaný pohyb atomů vyvolaný změnou tvaru nemůže být udržen při přechodu do zm s rozdílnou krystalografickou orientací [7]. Mřížka AF tedy vzniká v důsledku deformace austenitu, takže substituční přísady nejsou schopny difundovat v průběhu přeměny. Jejich koncentrace v průběhu růstu AF zůstává tedy konstantní. Deformace, která mění austenit na acikulární ferit nastává v přesně vymezených rovinách, takže feritická struktura a orientace jsou v blízkém vztahu k austenitu [7]. Tento vztah však nemusí platit v případě, kdy transformace probíhá difúzním mechanismem. Zma feritu může totiž lehce růst do nějakého přilehlého zma austenitu, se kterým má podobnou, nebo stejnou krystalografickou orientaci. [7]

Při izotermické transformaci je AF reakce zastavena, když koncentrace uhlíku ve zbývajícím austenitu dosáhne meze kdy už je nemožné pokračovat v rozpadu bez difuze [7]. To znamená, že desky AF rostou přesyceny uhlíkem, ale nadbytečný uhlík krátce poté přechází do zbývajících austenitu [7]. Tento jev se nazývá nekompletní reakční fenomén a je pozorován i u bainitu [7]. AF tedy nemůže vznikat při teplotě nad teplotou bainit start, což je v praxi potvrzeno. [7]

### Nukleace a růst acikulárně feritické fáze

Hlavní rozdíl mezi AF a bainitem je v místě nukleace. Bainit nukleuje na hranicích zm. Vznikají svazky paralelních desek se stejnou krystalografickou orientací. AF nukleuje heterogeně v zrně na bodových místech, nekovových vměstcích, takže se paralelní deskovité útvary bainitu nemohou rozvíjet. Vznikají nejprve primární desky a potom postupně sekundární desky nukleující na rozhraní austenit-primární deska. [7].

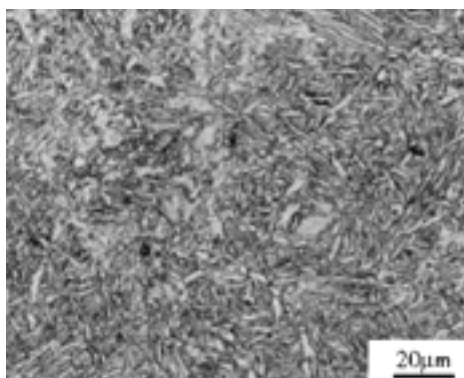
Je pravděpodobné, že jakmile deska vzniká, stimuluje nukleaci dalších desek, dochází k efektu zvanému autokatalýza. Podíl desek není potom spojován přímo s obsahem nukleací na nekovovém vměstku [7].



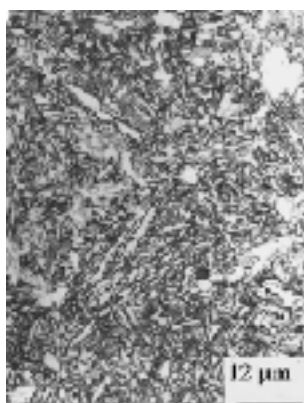
Obr. 27 [15] Trojrozměrný model skupiny AF útvarů rostoucích z vměstku

Nukleační zárodek je později menší než tloušťka desky, takže vměstek je pohlcen deskou feritu jejíž růst stimulovala. Typická AF struktura je tvořena chaotickým uspořádáním desek, vykazujících jemnozmnou propletenou morfologii. Nicméně za určitých okolností může vést sekundární nukleace desek k tvorbě svazků paralelních desek, podobných morfologii bainitu. [7], [13]





Obr. 29 [12] Mikrostruktura AF. Vzorku byl po deformaci při T 1150°C ochlazován konstantní rychlostí 3°C/s.



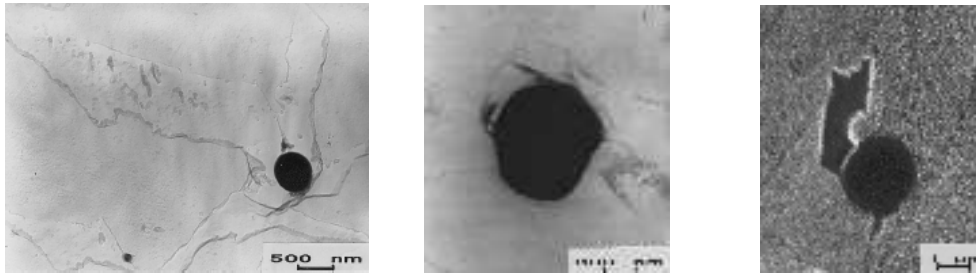
Obr. 30 [16] Mikrostruktura AF. Vzorek byl austenitizován na T 1200 °C a ochlazován konstantní rychlostí 3°C/s

Nejefektivnějšími místy pro nukleaci AF jsou vměstky bohaté na Ti. Ve skutečnosti se jedná o nekovový vměstek složený z mnoha krystalických a amorfních fází, takže je obtížné identifikovat složku zodpovědnou za nukleaci AF.[7]

Nehomogení nekovový vměstek může tedy obsahovat například hrubý TiN obklopený skelnou fází obsahující Mn, Si, hliníkový oxid, tenkou vrstvou MnS částečně zakrývající povrch vměstku. Vměstek je tedy širokou škálou oxidů nebo dalších komponent, ale nějak ovlivní rozvoj mikrostruktury během ochlazování.[7]

Nejpravděpodobnější pro vznik AF zárodku je hrubý vměstek MnS, pokrytý, nebo z části pokrytý slupkou CuS.

CuS vykazuje dobrou mřížkovou příbuznost s feritem a špatnou mřížkovou příbuznost s austenitem. Role tohoto vměstku na heterogenní nukleaci feritu je vysvětlena klasickou teorií heterogenní nukleace, zahrnující rozdíly v povrchové energii vměstek-austenit a vměstek ferit spojenou s relativní mřížkovou příbuzností mezi příslušnými fázemi.[14]



Obr. 31,32,33[14] Počátek nukleace feritu na vmětku.  
Obr. 31,32 TEM, obr. 33 SEM

#### Možnosti ovlivnění nukleace zárodků acikulárního feritu a bainitu

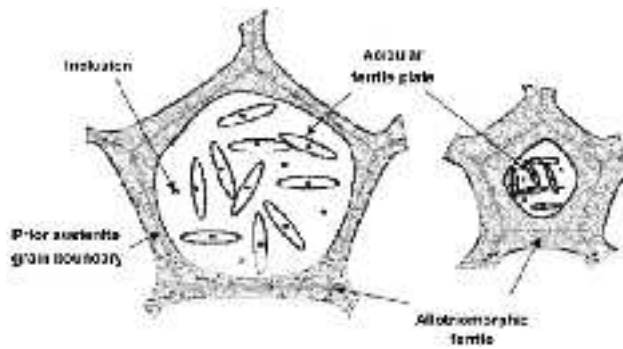
Odstranění vměstků z oceli například vakuovým tavením, beze změny žádné další charakteristiky oceli, bude mít za následek okamžitou změnu struktury z AF na B. Stejného efektu docílíme i zvýšením hustoty nukleacích míst na hranici A zrna vzhledem k počtu nukleacích míst uvnitř zrna. Toho se dá docílit prostřednictvím zjemnění hranice zrna. Opačným případem je, když vměstky obsahující ocel, změní strukturu s B na AF. Docílíme toho znevýhodněním povrchu A zrna z hlediska vhodnosti pro nukleaci. Buď dekorujeme hranici A zrna tenkou vrstvou alotriomorfního feritu, nebo přidáme malé množství B, asi 30 ppm. Bor segreguje na hranice, čímž snižuje energii hranice zrna a dělá je méně příznivými pro heterogenní nukleaci. [7]

Ve výsledku jakákoli metoda zvyšující hustotu nukleacích míst uvnitř zrna vzhledem k počtu nukleacích míst na hranicích austenitu zrna bude upřednostňovat AF mikrostrukturu [7].

#### Vliv teploty na strukturu acikulárního feritu

AF vzniká ve stejném rozsahu teplot jako bainit, což znamená pod teplotou vzniku alotriomorfního feritu a perlitu a nad teplotou martenzit start. AF posledním transformačním produktem, který vzniká až po vzniku feritu na hranici zrna a WF. Jeho vznik je tedy ovlivněn primárním austenitickým zrnem. Zmenšování velikosti zrna austenitu vede ke tvorbě alotriomorfního feritu na hranicích zrna austenitu a snižuje objemový podíl AF. [11],[13]

Vznik alotriomorfní vrstvy feritu na hranici zrna austenitu podporuje tvorbu AF a tím nepřímo brání tvorbě bainitu. Vznikem alotriomorfního feritu se zkrátí délka feritické desky kvůli poklesu objemu zbylého A. Znamená to, že pokud se sníží velikost austenitického zrna vlivem poklesu teploty, tak se sníží nejen objem AF ale i průměrná délka feritických desek, což později vede k současnému zvýšení pevnosti i houževnatosti. [11]



Obr. 34 Schematické znázornění účinku alotriomorfního feritu na objemový podíl a velikost desek, případně látek feritu na acikulárně feritickou mikrostrukturu [11].

Odolnost AF vůči porušení [11]

Odolnost MO s acikulárně feritickou strukturou proti dynamickému zatěžování

Struktura tvořená AF vykazuje poměrně dobrou houževnatost.

Vliv AF na štěpný lom

Obecně ke vzniku křehkého lomu dochází v důsledku vzniku a rozvoje mikrotrhliny, což nastává dynamicky ve třech krocích.

Prvním krokem je nukleace mikrotrhliny. Odehrává se na příslušném mikrostrukturním rysu, prvku, jakým je karbid na hranicích zm, nebo nekovový vměstek, který lehce praskne křehkým způsobem. Druhým krokem je šíření mikrotrhliny matricí překonáváním mikrostrukturních překážek, jako vysoko úhlové hranice zm.

Při prvním kroku je důležitá velikost, objemový podíl a rozložení křehkých částic. Ve druhém kroku jsou nejdůležitějšími parametry pevnost rozhraní matrice-částice, velikost mikrotrhliny (velikost prasklé částice) a vztah krystalografické orientace mezi částicí a jí obklopující matricí.

Je prokázáno, že vměstky vzniklé vtavenině mají náhodnou krystalografickou orientaci, zatímco orientační vztah, na mezifázovém rozhraní gama/alfa je vždy nalezen takový, při kterém nejhustěji obsazená rovina austenitu, téměř shodná z hustě obsazenými rovinami alfa[11]. Alfa zastupuje AF a gama austenit.

Potom tedy orientační vztah ferit/ vměstek má tendenci být náhodný a pravděpodobnost najít dobrou podobnost mezi štěpnou rovinou částice a deskou AF je velmi nízká a mikrotrhlina je zastavena na mezifázovém rozhraní částice-matrice.

Ve třetím kroku je nejdůležitějším parametrem vzdálenost mezi strukturními překážkami. Z mikrostrukturního pohledu mohou být některé parametry považovány za takové, které definují překážky v matrici. V AF je to velikost feritických desek, která určuje mikrostrukturní překážky.

Velikost desek AF závisí na velikosti předešlého austenitického zrna a na množství nukleacích míst. Obojí může být kontrolováno obsahem mikrolegujících prvků a modifikací mikrostruktury termomechanickým procesem. Zjemnění austenitické mikrostruktury znamená zjemnění finální mikrostruktury a v případě AF zkrácení průměrné délky F desek. Propletené feritické desky mohou zastavit trhlinu a zlepšit lomovou houževnatost efektivně.

Proto vzorek tvářený při nižší teplotě může snáze zastavit mikrotrhlinu ve srovnání se vzorkem zpracovaným při teplotě vyšší. Vzorek tvářený při nižší teplotě tedy vykazuje vyšší lomovou.

## 3.2 Vliv rychlosti ochlazování na strukturu a vlastnosti MO

### 3.2.1 Technologie řízeného ochlazování [8]

Konkurenční prostředí nejen mezi výrobcí automobilů, ale i dodavatelů jednotlivých komponentů, vytváří neustálý tlak na snižování výrobních nákladů. V rámci optimalizace výrobního procesu a tím i redukcí výrobních nákladů, je nutné hledat ta nejekonomičtější řešení v celém spektru výrobních nákladů [8]. Jednou z cest jak snížit výrobní náklady, náklady na energie, personál a další, je použití technologie řízeného ochlazování.

Technologie řízeného ochlazování byla původně vyvinuta pro MO, dnes je však běžně používána i u nelegovaných a legovaných ocelí. Řadí se do skupiny tepelně mechanického zpracování. Kombinací účinků tváření a tepelného zpracování dosáhneme zjemnění austenitického zrna a tím i výsledné struktury. Ve většině případů je požadována výsledná struktura feriticko perlitická.

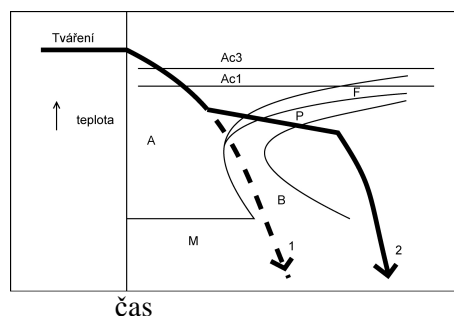
U běžných technologií výroby je zápusťkově kovaný výkovek za tepla ve většině případů (například při kalení z dokovacích teplot tomu tak není) dopravován do palety, kde chladne na teplotu okolí nedefinovanou rychlostí a výsledná struktura je ve většině případů bainitická.

Technologie řízeného ochlazování, je založena na principu individuálně řízeného chladnutí každého výkovku. V současnosti je požadována feriticko perlitická výsledná struktura. Panuje však snaha o zvládnutí technologie řízeného ochlazování, reprodukovatelné ve výrobních podmínkách, při jejímž využití by bylo dosaženo acikulárně feritické výsledné struktury.

Znamená to, že je křivku chladnutí je potřeba upravit, regulovat. Je nutné, aby byl technologicky zajištěn stejný gradient chladnutí ve všech místech výkovku. V některých případech to může znamenat zpomalení chladnutí například přikrytím dopravníků plechy, nebo naopak zvýšení intenzity ochlazování například proudem vzduchu. U členitých výkovků je potřeba vybavit dopravník chladícím, či vyhřívaným tunelem. Po ukončení požadované fázové přeměny se výkovek na teplotu okolí může chladit běžným způsobem v paletě. [8]

### 3.2.2 Metody řízeného ochlazování

Řízené ochlazování MO na strukturu feriticko perlitickou



Obr. 35 [8] Schematické znázornění diagramu ARA pro MO

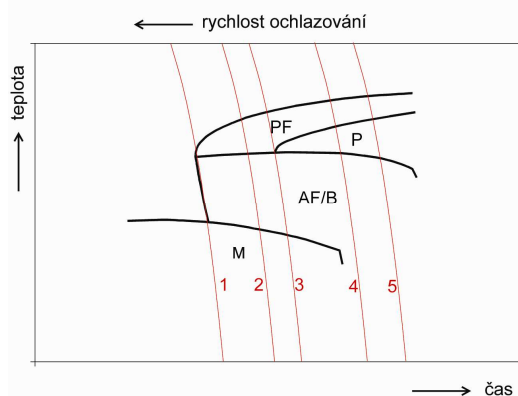
Křivka 1 označuje anizotermický rozpad austenitu na B. Charakterizuje stav, kdy výkovek je po kování vhozen do palety mezi ostatní vykované kusy a není tedy řízeně ochlazován ani dosud jinak tepelně zpracován.

Křivka 2 označuje proces dvou stupňového řízeného ochlazování výkovku po kování, kdy výsledná struktura je feritiko perlitická. Křivka chladnutí je regulována. V praxi je tato regulace definována parametrem chladnutí mezi 800 až 500 °C, například  $t_{8/5} = 4$  minuty.

Regulace technicky dosáhneme u jednodušších kusů přikrytím dopravníku plechy. V případě složitějších kusů vybavíme dopravníky vyhřívaným tunelem.

Po ukončení požadované fázové přeměny se výkovek na teplotu okolí může dochladiť běžným způsobem v paletě.

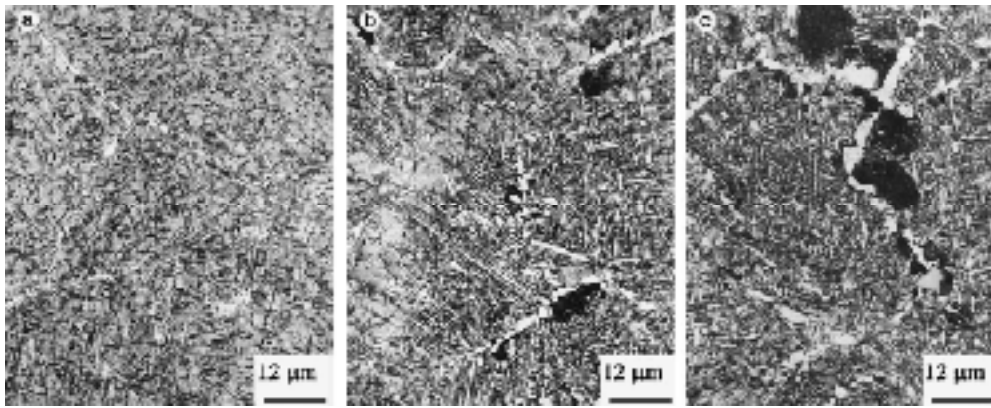
Řízené ochlazování MO na strukturu acikulárně feritickou [14]



Obr. 36 Schematický diagram ARA pro středně uhlíkovou MO

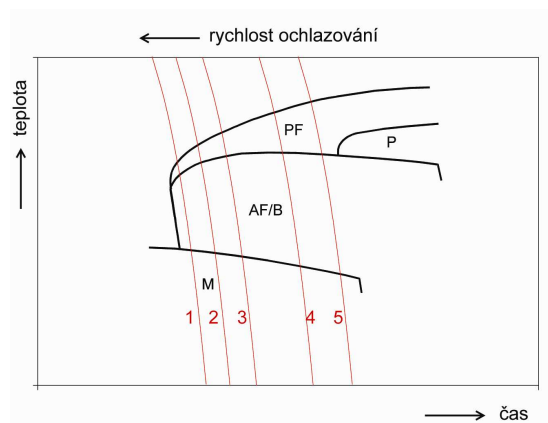
Oblast PF v diagramu označuje vnik fáze polygonálního feritu, čímž se rozumí ferit alotriomorfní a idiomorfní. Oblast AF/B značí oblast vzniku acikulárního feritu nebo bainitu. (obě fáze vznikají stejným, difuzním smykovým, mechanismem růstu). [20]

Anizotermický rozpad austenitu na AF nastane v rozmezí křivek 1 až 5. Výskyt alotriomorfního feritu je potlačen při rychlosti ochlazování nad křivkou 1. Perlit se ve struktuře nevyskytuje nad ochlazovací křivkou 2. Při ochlazování podle křivky 2 bude na hranicích původních austenitických zrn tenká vrstva alotriomorfního feritu. Ta potlačí vznik bainitu na hranicích austenitických zrn a nepřímo tak přispěje ke nukleaci zárodků AF uvnitř zrna. Při rychlosti ochlazování v rozmezí křivek 1 a 2 bude tedy mikrostruktura převážně acikulárně feritická. V tomto rozmezí ochlazovacích rychlostí neskončí rozpad austenitu nikdy nad teplotou martenzit start, což způsobuje výskyt malého množství martenzitu v mikrostruktuře při pozdější fázi ochlazování. Naproti tomu při ochlazování podle křivky 3 je podíl martenzitu ve výsledné mikrostruktuře snížen, roste podíl alotriomorfního feritu a objevuje se nepatrný podíl perlitu. Při ochlazování podle křivky 4 je výsledná mikrostruktura tvořena AF a významným množstvím alotriomorfního feritu a perlitu. Po ochlazování rychlostí nižší než udává křivka pět bude vznikat směs alotriomorfního feritu a perlitu. V rozmezí křivek 2 až 5 je výsledná struktura převážně AF.



Obr. 37, 38, 39 [14] Mikrostruktury vzorků MO nelegované Mo, které jsou řízeně ochlazovány různou rychlostí ochlazování.

Obr. 37 podle křivky 2, obr 38 podle křivky 5 a obr 39 podle křivky 6.



Obr. 40 Schematický diagram ARA pro středně uhlíkovou MO legovanou Mo

Na křivky ARA diagramu má výrazný vliv Mo. Posouvá oblast perlitické přeměny k delším časům. Oblast AF/B transformace je posunuta k nižším ochlazovacím rychlostem a lehce vyšším teplotám. Mo zpomaluje vznik alotriomorfního feritu. Na rozdíl od ocelí bez přísady Mo však není tento úbytek alotriomorfního feritu doprovázen přechodem, kdy namísto AF začne vznikat bainit. Ve srovnání s nemolybdenovou ocelí je dominantního podílu AF ve výsledné struktuře dosahováno v rozmezí podstatně nižších ochlazovacích rychlostech. Mo ale také zvyšuje podíl martenzitu ve výsledné struktuře. [14]

Pro srovnání jsou v diagramu vyneseny ochlazovací křivky z horního diagramu pro bezmolybdenovou ocel.

Uvedení MO řízeně ochlazovaných na AF strukturu do průmyslové výroby je podmíněno použitím MO odolných proti vzniku bainitu. Zároveň je potřeba použít oceli, u kterých k docílení AF struktury stačí ochlazovací rychlost, dosažitelná a opakovatelná při hromadné výrobě. To umožňuje přísada Mo, která ale zároveň způsobuje výskyt martenzitu ve struktuře. Zamezit vzniku martenzitu lze buď použitím dvoustupňového řízeného ochlazování, nebo izotermickým tepelným zpracováním.

### 3.3 Vliv deformace na strukturu a na vlastnosti MO

Silovým působením na kov dochází nejprve k vratné, elastické, při dalším zatěžování k nevratné, plastické deformaci. Společnými vnějšími činiteli, které modifikují proces plastické deformace, jsou teplota a rychlost deformace.

#### 3.3.1 Plastická deformace kovů

Podle druhu působícího napětí, může být tahové a smykové, rozlišujeme deformaci tahovou a smykovou. [1]

Deformace mohou nastat buď na hranicích, nebo uvnitř zm. Existují proto jen dva mechanismy plastické deformace. Jsou to skluz a dvojitě. Převažujícím mechanismem u ocelí je skluz. [18]

Ke skluzu (smyku), nedochází porušováním vazeb současně v celé rovině skluzu, ale pohybem poruch krystalové mřížky, dislokací, pod účinkem smykového napětí.

Skluz obvykle nastává v rovinách s největší hustotou atomů. Směr skluzu je rovněž totožný se směrem nejlépe obsazeným atomy. Z možných skluzových rovin a směrů se uplatní (jsou aktivní) ty, v nichž má skluzové napětí maximální hodnotu. Maximální skluz nastává, když maximální skluzové napětí dosáhne kritické hodnoty. [18]

Dvojitěním dochází k příznivější orientaci skluzových systémů vzhledem ke skluzovým napětím, což napomáhá k uskutečnění skluzu. Jedna část mřížky se natočí vůči druhé kolem osy symetrie a vytvoří tak její zrcadlový obraz [18]

Pro vznik a rozvoj plastické deformace v zatíženém tělese musí být napětí na tělese prostřednictvím vnějších sil větší než jeho deformační odpor. Deformační odpor můžeme definovat jako součet všech vnitřních napětí, které je při jeho tváření potřeba překonat. [17]

Napětí, při kterém je deformační odpor překonán, napětí při kterém dosáhneme hromadného pohybu dislokací, je označováno jako kritické skluzové napětí. K pohybu dislokací dojde v nejdříve v těch zrnech polykrystalického materiálu, jejichž mřížka je nejlépe orientována vzhledem k působícímu maximálnímu smykovému napětí. Následně v důsledku spojitosti zachování kontinua dojde k natáčení sousedních zm do orientací vhodných pro skluz. [5]

K pokračování další deformace je potřeba stále vyšší deformační napětí v důsledku deformačního zpevnění. Za deformační zpevnění je zodpovědná především hustota dislokací, která během plastické deformace vzrůstá. Zpevnění se projevuje narůstajícím odporem materiálu proti přetvoření. Intenzita deformačního zpevnění kovů je závislá na tvářeném materiálu a teplotě deformace. [17]

S rostoucí velikostí plastické deformace souvisí i vrůst pevnosti, tvrdosti a meze kluzu materiálu [5]. Současně klesá vrubová houževnatost, zmenšuje se tažnost a kontrakce materiálu [5].

Deformační zpevnění u ocelí se uplatňuje především u nízkouhlíkových ocelí a při teplotě nižší než je teplota rekrytalizace.

Kování probíhá za teplot vyšších než je teplota rekrytalizace. Současně s deformací probíhá primární rekrytalizace. Opakované obnovování tvaru zrna umožňuje prakticky neomezené přetvoření. [18]

#### Průběh plastické deformace MO při kování

1. Musí být splněna podmínka výskytu volných dislokací. Jinak by ocel nebyla vařitelná.
2. Deformační odpor roste s deformací do určité velikosti, kdy nastane uzdravování a deformační odpor se již nemění. Dochází k dynamickému zotavení. Deformační odpor roste

s deformací do určité velikosti, kdy nastane pokles deformačního odporu na ustálený plastický tok. Dochází k dynamické rekrytalizaci.

3. Růst zrna. Má dvě období. V prvním zrna rostou do určité velikosti prakticky neroste. Po dosažení určité teploty začne enormně růst. Ve druhém období zrna rostou mezi prvním a druhým úderem lisu.

### 3.3.2 Způsoby zpevnování materiálu [5]

Odpor materiálu proti vzniku a rozvoji plastické deformace je možno zvýšit tím, že se zhorší podmínky pro generování a pohyb dislokací [5]. Napětí potřebné k plastické deformaci reálného kovového materiálu závisí na druhu, množství a rozdělení překážek pro pohyb dislokací [5].

Dislokační segmeny je možno zakotvit tím, že se na nich vytvoří Cottrellovi, popř. Maxwellovy anebo Suzukiho atmosféry.

Proti pohybu dislokací v procesu plastické deformace efektivně působí dislokační sítě, nepohyblivé dislokační smyčky, hranice zrna a subzrna, dutiny, dispersně vyloučené částice sekundární fáze, zpevnění tuhého roztoku vytvořením napěťových polí okolo atomů přísadových prvků.

#### Složky zpevnění [5]

Dislokační zpevnění. Charakterizuje interakci volných dislokací s dislokacemi v nepohyblivých konfiguracích, dislokačních sítích, shlucích, dislokačním lese. Zpevnění hranicemi zrna nebo subzrna. Zpevnění přítomností perlitu. Závisí na vzdálenosti lamel a procentuálním objemu perlitu. Zpevnění substitučními atomy. Je způsobeno prvky, které vytváří substituční tuhý roztok. Závisí na obsahu prvku přísady. Zpevnění intersticiálními atomy. Zpevnění precipitací. Závisí na disperznosti částic, jejich typu, charakteru i na druhu interakce dislokace s částicemi.

Výsledné pevnostní vlastnosti materiálu jsou funkcí všech složek zpevnění.

#### Zpevnování kovů precipitačním vytvrzováním

Za precipitační vytvrzování MO jsou zodpovědné karbidické částice, precipitáty. Základní faktory ovlivňující mechanické vlastnosti těchto ocelí jsou průměrná velikost, objemový podíl a rozložení karbidických precipitátů.

Precipitace je rozpad přesyceného tuhého roztoku při ohřevu na teplotu nad křivkou změny rozpustnosti v tuhém stavu pro danou slitinu. Hlavní podmínkou vzniku precipitace je existence přesyceného tuhého roztoku, který se při zvýšených teplotách začne rozpadat. Z přesyceného roztoku se začne vylučovat ta fáze, která bude bohatší na prvek, kterým je původní fáze přesycena.

Podoba této precipitující fáze se může vytvářet přímo, nebo nepřímo přes několik mezistupňů, jejichž struktura se postupně přibližuje struktuře konečné rovnovážné fáze, přes takzvané GP zóny

Další podmínkou je ohřev, rozpouštěcí žhán, jde o ohřev na vhodnou rozpouštěcí teplotu, výdrž na této teplotě podobu nutnou k převedení jedné nebo více intermetalických fází do tuhého roztoku. U kování je tento proces realizován ohřevem na kovací teplotu, austenitizací. Následovat by mělo ochlazení rychlostí potřebnou ke získání přesyceného tuhého roztoku.

V ocelích nastává precipitace v tuhých roztocích oceli, feritu, austenitu a martenzitu, které se stávají přesycenými v průběhu teplotních změn.



Bezprostředně po ochlazení zůstávají atomy intersticiálních prvků rozloženy statisticky náhodně, ve feritu je dostatek volných dislokací atomy C a N neobsazených, a proto ocel nevykazuje výraznou mez kluzu. [2]

Kontinuální precipitace začíná i za pokojové teploty difuzí atomů C a N. Z nehomogenního tuhého roztoku se vylučují koherentní precipitáty přechodných intersticiálních, bohatých C a N. V tomto stadiu vzrůstá mez kluzu, tvrdost, snižuje se tažnost a kontrakce, klesá vrubová houževnatost, zvyšuje se tranzitní teplota. [2]

Jev je označován jako stárnutí oceli a jeho nepříznivé výsledky jsou výrazné zejména u nízkouhlíkových ocelí s obsahem uhlíku do 0,2 %. Při vyšším obsahu uhlíku jsou změny vlastností feritu překryty účinkem perlitu. V dalším průběhu se z koherentního precipitátu stává nekoherentní a průběh má opačný charakter. [2]

Základním předpokladem pro zabránění stárnutí nízkouhlíkových ocelí, tzv. nestárnoucích ocelí, je buď podstatné snížení obsahu dusíku a uhlíku ve feritu, čehož lze dosáhnout buď výrazným snížením těchto prvků, anebo jejich vazbou na stabilní sloučeniny. Vazby zejména dusíku na stabilní sloučeniny dosáhneme přidáním nitridotvorných prvků Al, Ti, Nb do oceli. [2]

Tyto prvky, navíc s V, se používají jako mikrolegující přísady do mikrolegovaných ocelí. Mikrolegované oceli jsou tedy významným představitelem nestárnoucích ocelí.

### 3.3.4 Vliv přísadových prvků na deformační charakteristiky MO [5]

Přítomnost atomů přísady v tuhém roztoku vyvolává deformaci mřížky základního kovu, a tím o napěťové pole, které se superponuje s polem napětí vznikajícím v okolí každé dislokace. Pohyb dislokací je brzděn a podle toho zda přísada vytváří substituční nebo intersticiální tuhý roztok se brzdící efekt vysvětluje jinak.

Jsou-li atomy intersticiální přísady rozloženy v tuhém roztoku uspořádaně na krátkou vzdálenost, je jejich brzdící efekt větší než při náhodném uspořádání.

Přísady tvořící substituční tuhé roztoky způsobují, že skluzové napětí potřebné k udržení dislokace do pohybu je větší než napětí potřebné k uvedení dislokace do pohybu. Zpevňující účinek substitučních atomů bývá většinou malý.

Na deformační chování mají vliv i jemné dispergované částice jiné fáze v základním kovu.

Nikl zvyšuje tvrdost i pevnost feritu, avšak méně než mangan. Měď v malém množství má jen vliv na mikrostrukturu uhlíkových ocelí a nepůsobí na rozměry zrna. Chrom nepůsobí na pevnost feritu, ale způsobuje větší disperzitu struktury. Hliník vytváří velmi dispersní částičky ALN a Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Příznivě tak působí na houževnatost [6]

Molybden má výrazný vliv na polohu křivek přeměn v ARA diagramu MO. Molybden podporuje vznik AF, ale zároveň zvyšuje i obsah martenzitu ve výsledné struktuře.

Křemík je silný feritotvorný a nekarbidotvorný prvek, je rozpuštěn ve feritu a výrazně zvyšuje mez kluzu a mez pevnosti oceli. Zvyšuje rovněž významně rychlost precipitace tak, že kompletní precipitace nastane při dalším stárnutí během několika dalších minut.

Mangan sám o sobě zpevnění nezpůsobuje, ale má synergický účinek v kombinaci s Ti nebo Nb, který je připisován jeho vlivu na snižování teploty při společnémustenitické přeměny a precipitace. Mangan oproti křemíku urychluje precipitaci méně. [21] [22]

Titan rozpuštěný v austenitu zpomaluje přeměnu austenitu. Již malé množství se váže na dusík na TiN a spolehlivě brání stárnutí oceli. Nitrid TiN je stabilní při teplotách nad 1250°C a brání při těchto teplotách růstu zrna. Karbid TiC výrazně zpevňuje feritickou strukturu ale při kování zpomaluje rekrystalizaci. Kromě jemné disperzní fáze TiN dochází však

v ocelích také ke vzniku hrubých TiN, které jsou spojovány se počátkem štěpení při poškození oceli křehkým lomem.

Niob vytváří karbidy, které se vylučují jako velmi jemná disperse a výrazně ovlivňují vlastnosti oceli. Karbid NbC je stabilní do teplot 1035 až 1100 °C. Karbonitridy do 1100 až 1200 °C [2]

Vanad se používá samostatně nebo v kombinaci s jinými prvky. Vytváří karbonitridy, které se intenzivně vylučují při teplotách 600 až 750 °C. Karbid VC je stabilní do teplot 780 až 830 °C, nitrid VN do 890 až 920 °C. [2]

### 3.3.4.1 Mikrolegování a jeho význam v MO [31]

Mikrolegování lze využít u ocelí v rozsahu od velmi nízkého obsahu uhlíku až po eutektoidní složení.

Působení mikrolegujících prvků, dále MP na zjemnění zrna a precipitační zpevnění MO se často zvyšuje podporováním tvorby nitridů. Precipitáty MP(N); popř. MP(N,C), jsou stálejší než karbidy a jsou zvláště účinné v případě kování oceli ve vysokoteplotní oblasti

Popisovaný způsob vysokoteplotního kování umožňuje obejít problémy, se kterými se můžeme setkat při řízeném kování za nižších teplot (výrazný nárůst deformačního odporu a tím související nízká produktivita spojená s vysokým opotřebením strojů i nástrojů) a je zvláště vhodný pro kování zápusťkových výkovků.

Kování za vysokých teplot, popř. rekrytalizačně řízené kování, dále RŘK je zvláště výhodné v kombinaci s řízeným (zrychleným) ochlazením. Řízené ochlazení přispívá k dalšímu zjemnění zrna a také k vyššímu přírůstku precipitačního zpevnění.

Cílem řízeného kování, někdy se používá i pojem termomechanické kování TMK, je využití vlivu plastické deformace a podmínek kování na mikrostrukturu austenitu takovým způsobem, aby se po transformaci vytvořila optimální mikrostruktura.

Obvykle označujeme tento stav „za přípravu“ austenitu deformací na jeho transformaci.

Při řízeném kování, dále ŘT, může plastická deformace probíhat buď nad, nebo pod teplotou rekrytalizace austenitu. Kování ve dvoufázové oblasti je deformován i proeutektoidní ferit.

V závislosti na rychlosti ochlazení a obsahu legur v oceli může být ocel po transformaci tvořena strukturální složkami feritu, bainitu a martensitu a jejich fázemi.

### 3.3.4.2 Mikrolegující prvky a jejich úloha v MO [31]

1. Zjemnit feritické zmo
2. Přispět k precipitačnímu zpevnění.

V perlitických ocelích mikrolegování rovněž ovlivňuje mezilamelární vzdálenost. Mikrolegování zahrnuje malý přídavek, většinou méně než 0,1%, silně karbido a nitridotvorných prvků Nb, Ti nebo vanadu V, a to buď samostatně nebo ve vzájemné kombinaci. Od míry obsahu těchto prvků v oceli je odvozen i jejich název.

#### Příprava austenitu

Jde o soubor opatření, která zajistí v procesu TMK jemné austenitické a tím i jemnější feritické zmo. Při "přípravě" austenitu v průběhu termomechanického zpracování mohou tyto mikrolegury vykonávat jednu nebo více funkcí

1. Udržovat jemné zmo austenitu při ohřevu
2. Zpomalovat růst rekrystalizovaných zrn kotvením hranic těchto zm
3. Brzdit nebo potlačovat rekrystalizaci.

Vliv MP jak na kinetiku rekrystalizace, tak i na pohyb hranic zm je především důsledkem precipitace. Precipitáty s obsahem mikrolegury jsou buď přítomny v austenitu, nebo se vylučují při ochlazení v důsledku růstu přesycení. Rychlost precipitace je značně zvyšována plastickou deformací (deformačně indukovaná precipitace).

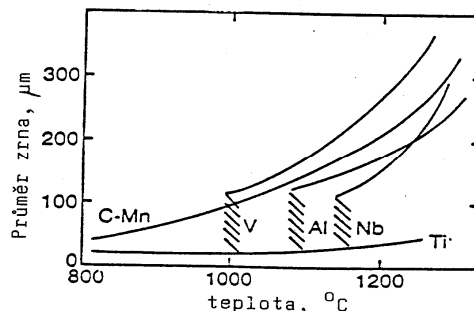
Účinek precipitátů mikrolegur závisí na jejich objemovém podílu, stupni disperzity a na jejich stabilitě.

#### Řízení velikosti zrn austenitu při ohřevu [31]

Dobře známou schopností MP je schopnost bránit růstu austenitického zrna. Tato jejich vlastnost se nazývá Zenerův pinnig, nebo používáme i termínu „kotvení“. Jedná se o účinek velmi jemných stabilních precipitátů Ti, Nb a V vyloučených na hranicích austenitických zm. Tyto precipitáty jsou schopny vázat zmo MO ocelí i po dosažení teplot, při kterých zrno nelegovaných ocelí již prudce roste.

Nejlepší „pinnig efekt“, neboli schopnost „kotvit“ zrno austenitu má nitrid titanu TiN. Silný „pinnig efekt“ má rovněž karbonitrid Nb. Schopnost vázat zrno je u Nb způsobena jeho nízkou rozpustností v austenitu za vysokých teplot. Nejslabším precipitátem při vázání zrna je karbonitrid V. Nicméně jeho efektivita v této oblasti se dá zvýšit zvýšením obsahu N v MO.

Při dosažení určité teploty se mění i rozložení částic podle velikosti. S rostoucí teplotou začnou jako první hrubnout částice karbonitridu V menší než 10 nm a následně se rozpuští. Tento průběh vede ke ztrátě zpevňující síly na hranicích austenitických zm.



Obr. 40 Vliv vanadu a titanu na náchylnost k růstu zrna austenitu

Kotvení hranic zrn precipitovanými částicemi je daleko účinnější než brzdění pohybu rozpuštěnými. Z tohoto důvodu hraje při určování účinnosti přídatku mikrolegury nejvýznamnější roli povaha precipitované fáze.

#### Precipitační zpevnění karbonitridy V a Nb

Zvýšení pevnosti MO závisí na obsahu perlitu a feritu, popřípadě dalších strukturálních složek jako AF, bainitu i martenzitu. Zejména ale závisí na uskupení jemných karbonitridických precipitátů, dále KN precipitátů.[20]

Účinněji z dvojice prvků Nb a V přispívá k precipitačnímu zpevnění Nb. Karbonitridy Nb mají menší rozpustnost v austenitu i ve feritu, než V. Proto při určité teplotě, je hnací síla

pro precipitaci karbonitridů Nb podstatně větší než pro karbonitridy vanadu[20]. Proto je Nb i při nižší koncentraci mnohem efektivnější při precipitačním zpevnění než V.

### Karbonitridy Nb a V

Studie na transmisiím elektronovém mikroskopu, dále TEM, ukázaly, že efektivně zpevňují matici MO jemné karbonitridické precipitáty, velikosti 10 nm a menší, rovnoměrně rozložené zejména ve feritických zmech. [20]

Můžeme je rozdělit do tří skupin [20]

1. Náhodně rozložené precipitáty
2. Mezifázové precipitáty
3. Precipitáty na dislokacích

Roli v precipitačním vytvrzování MO hrají především KN precipitující na mezifázové rozhraní gama/alfa a náhodně vysegregované precipitáty z přesycené feritické matrice.[20]

Chování KN vanadu i Nb je stejné. Při následujícím popisu jsou tedy uváděny jen KN vanadu.



Obr. 45,46,47 BF TEM [20]

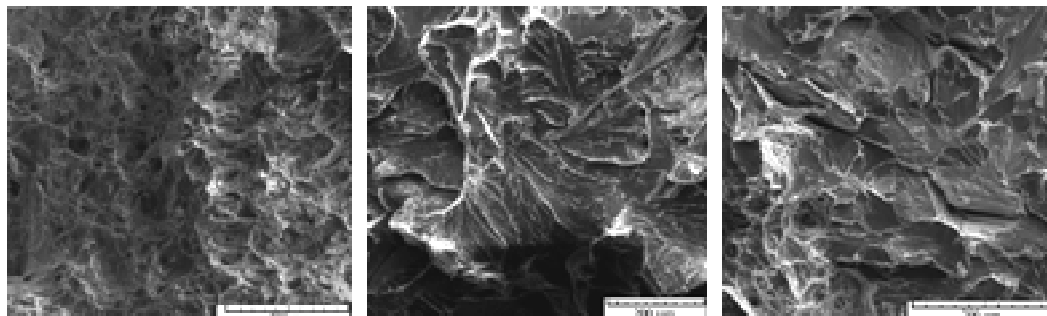
Obr. 45 Nepravidelné precipitáty. Jemné precipitáty karbidy vanadu rozložené nepravidelně.

Obr. 46 Mezifázové precipitáty. Paralelní pásy obsahující jemné precipitáty karbidu vanadu vznikající opakovaně s pravidelnými rozesupy.

Obr. 47 Precipitáty na dislokacích. Precipitáty jemných karbidů na dislokacích

Pro precipitáty je energeticky výhodnější heterogenní nukleace na dislokacích. Redukují tak napětové pole, které vzniká z rozdílu parametru mřížky mezi precipitátem a feritem. V důsledku tohoto jevu mohou KN zakotvit dislokaci, což vede ke snížení v jejich mobility. MO jsou pak citlivé na okamžité zatížení, rázy. [20]

## Lomové chování niobových a vanadových feriticko perlitických MO



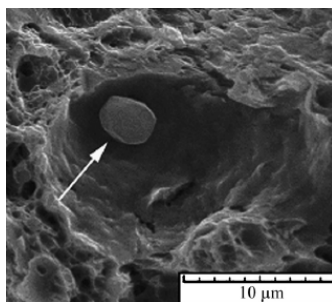
Obr. 48, 49, 50 [20] SEM lomová plocha po zkoušce rázem v ohybu provedené za pokojových teplot

Obr. 48 Nelegovaná ocel.

Obr. 49 MO mikrolegovaná V. Obsah ostatních prvků je stejný jako v nelegované oceli.

Obr. 50 MO mikrolegovaná Nb. Obsah ostatních prvků je stejný jako v nelegované oceli.

Nelegovaná ocel je poškozena tvárným lomem, za který jsou zodpovědné vměstky MnS.



Obr. 51 [20] SEM, Vměstek MnS v lomové ploše.

Původně se myslelo, že za zkřehnutí MO mohou být zodpovědné částice, jako hrubé TiN. Po provedení mnoha studií však vyšlo najevo, že žádná z těchto částic nemůže být s určitostí označena za místo iniciace štěpení [20].

Zdá se, že křehký lom v MO spouští i jemné precipitáty mikrolegujících prvků, které heterogenně nukleují na dislokacích podél hrubých feritických zrn a perlitických kolonií. [20]

Dále příznivé podmínky pro šíření trhliny poskytují hrubá zrna feritu. Klesá počet zm, kterými musí trhlina při šíření proběhnout. Jinými slovy, i když jsou heterogenní precipitáty hlavním důvodem pro zhoršení lomové houževnatosti, hrubá zrna feritu také přispívají ke zkřehnutí, usnadňováním šíření trhliny. [20]

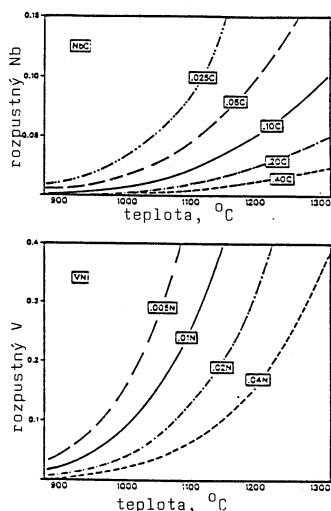
### Závislost MP na teplotě [31]

Druhou funkcí kromě "přípravy" austenitu je u mikrolegování dosažení precipitačního zpevnění. Podle typu mikrolegujícího prvku a podmínek kování pouze část rozpuštěné mikrolegury precipituje v austenitu. Zbytek zůstává v tuhém roztoku a precipituje v průběhu přeměny nebo až po ní.

Účinnost precipitace mikrolegur, a to jak v austenitu, tak i ve feritu, závisí na velikosti a stabilitě vyloučených částic. Oba tyto parametry jsou lepší u fází s nižší rozpustností.

Uvedené tři mikrolegující prvky, to je Nb, Ti a V se výrazně navzájem odlišují svou afinitou k uhlíku a dusíku. Zvláště pak součiny rozpustnosti nitridů titanu a vanadu jsou podstatně nižší než karbidy těchto prvků

Nižší rozpustnost nitridů ve srovnání s karbidy se odráží v jejich větší odolnosti proti hrubnutí. Například VN a V(C+N) jsou odolnější proti koagulaci a zachovávají si vyšší stupeň disperzity než VC. Z tohoto důvodu se považuje u mnoha jakostí MO dusík za hodnotný legující prvek.

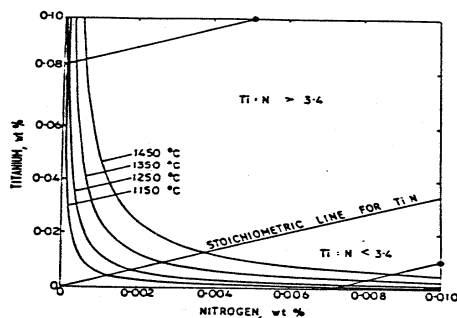


Obr. 41 Rozpustnost karbidu niobu (NbC) a nitridu vanadu (VN) v austenitu.

Požadovaná nízká rozpustnost precipitátů mikrolegury musí být ovšem v souladu s teplotou ohřevu. To je, aby byl daný mikrolegující prvek schopný precipitovat, musí být při použité teplotě ohřevu zcela rozpuštěn v austenitu. Tento aspekt je zvláště důležitý s ohledem na trend snižovat teploty ohřevu při kování na 1150 °C nebo i níže. V ocelích s obsahem vanadu a dusíku (jak ukazuje obr. 3) jsou tyto podmínky plněny běžně. V oceli s obsahem 0,2 % V a 0,02 % N se nitridy vanadu rozpouštějí v austenitu při teplotě 1150 °C, a to nezávisle na obsahu uhlíku v oceli.

Při stejné teplotě se v oceli s 0,20 % C rozpustí pouze 0,02 % niobu, přítomného v podobě NbC.

Za přítomnosti dusíku se rozpustnost Nb(C+N) ještě dále snižuje. To je důvodem, proč se u středně a vysokouhlíkových ocelí dává z mikrolegujících prvků přednost vanadu. Z uvedených tří mikrolegujících prvků je nejstabilnější nitrid titanu (TiN), který má nejnižší rozpustnost v austenitu (obr. 4). Aby se zabránilo tvorbě TiN při teplotách blízkých teplotě tuhnutí oceli, musí být obsah titanu nízký - pod 0,02 %. Aby se navíc zabránilo koagulaci částic a zachovala jemná disperze precipitátů TiN, musí být rychlost tuhnutí dostatečně vysoká. Toho lze dosáhnout u plynule odlévané oceli, ne však u velkých ingotů. Jak je vidět z obr. 4, je závislost teploty rozpouštění TiN na obsahu dusíku celkem slabá. (při nízkém obsahu titanu v oceli - pod 0,02 %).



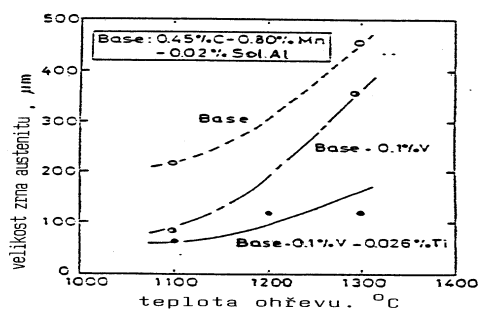
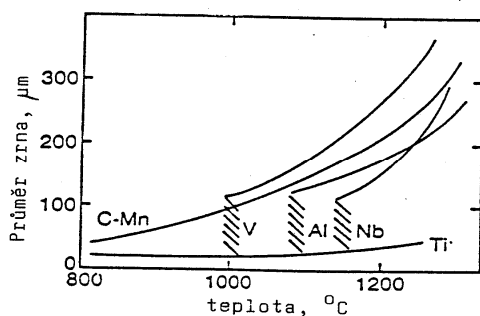
Obr. 42 Rozpustnost nitridu titanu v austenitu

Ocel pak může obsahovat vysoké procento dusíku nad stechiometrický poměr, aniž by byla výrazně ovlivněna disperze TiN. Přebytečný N nevázaný s Ti může být využit pro spojení s jiným nitridotvorným mikrolegujícím prvkem, například V.

Jemně rozptýlené precipitáty stabilního nitridu titanu v oceli mají několik výhod.

Teplota hrubnutí zrna je zvýšena, tj. i při teplotách ohřevu 1150°C i vyšších se zachovává jemnozrná struktura austenitu.

Při kování za tepla nedochází k hrubnutí rekrystalizovaných zrn austenitu. To umožňuje dosažení jemné, plně rekrystalizované austenitické struktury při poměrně vysokých dokovacích teplotách.



Obr. 43 Vliv různých mikrolegujících prvků na náchylnost k hrubnutí zrna

Obr. 44 Vliv vanadu a titanu na náchylnost k růstu zrna austenitu

Vliv jednotlivých přísadových prvků na deformační charakteristiky MO

### 3.4 Odpevňovací procesy deformačně zpevněného kovu

Odpevnění je buď částečné, nebo úplné odstranění příčin zpevnění závisí na teplotě a na čase [18]. Může probíhat současně se zpevňováním s určitým časovým zpožděním, nebo následně po uskutečnění ohřevu po tváření [18].

Při teplotách větších než 0,7 násobek teploty tavení je podíl odpevnění tak významný, že se fyzikální vlastnosti kovů v průběhu tváření za tepla v podstatě nemění [18].

Rekrystalizaci členíme na zotavení, primární rekrystalizaci, růst zrna a sekundární rekrystalizaci. Ostrá hranice mezi těmito dílčími procesy neexistuje. Procesy na sebe navazují a vzájemně se ovlivňují. Hnací silou těchto odpevňovacích dějů je uložená deformační energie. [1]

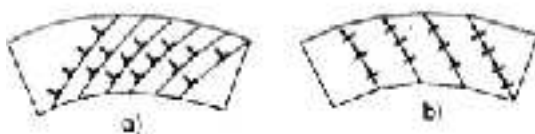
Rozlišujeme statickou rekrytalizaci probíhající při následném ohřevu tvářeného kovu a dynamickou rekrytalizaci probíhající během tváření za zvýšené teploty.

### 3.4.1 Statické odpevňování

#### Zotavení

Odehrává se při teplotách 0,25 až 0,30 teploty tavení. Dochází k zanikání bodových krystalové mřížky, k uvolňování, přemísťování a anihilaci některých dislokací [1]. Zotavení vyvolá částečné odpevňování, které se projeví malým snížením tvrdosti a pevnosti, ale podstatným snížením zbytkových napětí. [18]

Za určitých podmínek se může uskutečnit takzvaná polygonizace, při níž dochází k uspořádání uvolněných dislokací do stěn [1]. Uvnitř původních deformačně zpevněných zrn vznikají poměrně dokonalá mnohoúhelníková subzrna, polygony, oddělená malouhlovými dislokačními hranicemi. [5]



Obr 52. Uspořádání dislokací před a po polygonizaci [5]

#### Primární rekrytalizace

K primární rekrytalizaci dochází při teplotách 0,35 až 0,45 teploty tavení. Je to děj při kterém dochází k migraci velkouhlových hranic. Vznikají zárodky nových nedeformovaných zrn těžce krystalické mřížky, které postupně rostou na úkor tvářené matrice. Tyto rekrytalizační zárodky vznikají v nejvíce deformovaných oblastech, protože s rostoucí plastickou deformací dochází k aktivaci většího počtu skluzových systémů a tím vzniká i více vhodných míst pro nukleaci zárodků nových zrn. [1] [5]

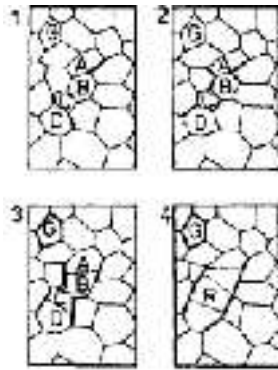
Poruchovost mřížky se snížila na hodnotu vyžádaného stavu. Děje se tak výrazným snížením hustoty dislokací, které jsou pohlcovány posunujícími se velkouhlovými hranicemi rostoucích rekrytalizovaných zrn. [18]

#### Sekundární rekrytalizace

Sekundární rekrytalizace se uplatní, ponecháme-li kov na rekrytalizační teplotě po ukončení primárního děje. Je výrazná při vyšších stupních přetvoření a vyšší rekrytalizační teplotě. Při určitém stupni přetvoření, u uhlíkových ocelí v rozmezí 5-12% , a při ohřevu na určité teploty zhrubne zrna a nastává kritická rekrytalizace. [18]

Hranice zrn se napřimují, malá zrna se zmenšují a velká rostou. Zrna narůstají několika způsoby. Jednotlivá zrna rostou na úkor zrn ostatních. Zrna srůstají se sjednocením orientace mřížek a natočení zrn. Zrna srůstají s větším posuvem hranic. [5]





Obr 53. mizení malouhlových hranic



Obr54. natáčení subzm

Křehkost hrubozrnné struktury je způsobena vylučováním takových fází, které se v kovu při uvažované teplotě nerozpouští, oxidy, karbidy, nitridy, karbonitridy.

Kinetika statické rekrytalizace závisí na hustotě nukleárních míst, hnací síle pro růst zm, mobilitě hranic zm [22].

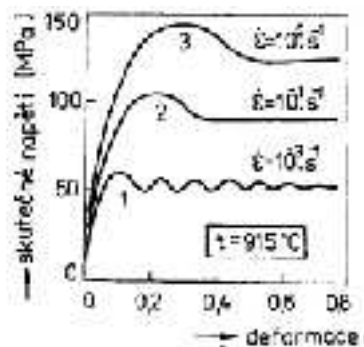
### 3.4.2 Dynamické odpevnování

Jeli nedostatek času pro konvenční rekrytalizaci uskuteční se odpevnovací pochod v průběhu deformace. Jde o pochody dynamického zotavení a dynamické rekrytalizace. [18]

Tato alternativní forma rekrytalizace zahrnuje nukleaci a růst nových zrn během deformace a ne až po ní, jak je tomu v případech statické rekrytalizace. To vyžaduje akumulaci dostatečného množství deformace umožňující kompletní rekrytalizaci mikrostruktury v celém průřezu.

Výrazně závisí teplotě a na velikosti a rychlosti deformace. Proces je podobný jak o u statického odpevnování jen v případě dynamického zotavení jsou subzrna méně dokonalá a v případě dynamické rekrytalizace je rozdílná kinetika procesu. [18]

Při kování je rychlost plastické deformace vůči rychlosti rekrytalizace velká. Po zpevnovacím a uzdravovacím pochodu nastává po určité kritické deformaci odpevnování dynamickou rekrytalizací. Poté dojde k rovnováze mezi oběma pochody a další deformace probíhá plynule. Křivky 2 a 3 v obrázku. Je li rychlost deformace oproti rychlosti rekrytalizace malá stačí kov po určité dílčí deformaci, která poskytne dostatečnou hybnou sílu pro rekrytalizaci odpevnit. Materiál tedy střídavě deformačně zpevňuje a rekrytalizací odpevňuje, křivka 1 na obrázku. [18]



Obr. 55 Závislost skutečného napětí na deformaci pro při různých teplotách deformace [5]

Při kování za tepla rekrytalizace probíhá téměř okamžitě. Proto je kov při tváření za tepla stále tvárný a nepevněje se.

### 3.5 Termomechanické zpracování [22] [2]

Vývoj mikrolegovaných ocelí je svázán s postupy termomechanického zpracování, dále TMZ.

Jedná se o cílevědomě řízenou kombinaci tváření a tepelného zpracování, resp. fázové transformace.

TMZ ovlivňujeme teplotu procesu, deformaci oceli a deformační rychlost. Kromě těchto veličin má na TMZ oceli vliv chemické složení, struktura, dislokace a vakance.

Účinkem plastické deformace se dosahuje vysokých mechanických vlastností. Zejména díky zjemnění zrna, zvýšení hustoty dislokací a účinkem zpevňujících mechanismů, uplatňujících se při fázové přeměně, mezi které patří i precipitační vytvrzování.

Úkolem TMZ je definovat strukturu, kterou chceme dostat s tím, že předpokládáme, že tato struktura bude mít požadované vlastnosti, jako jsou pevnost, tvrdost, houževnatost a podobně.

Dalším úkolem TMZ je stanovit cestu jak k této struktuře dojít. V konečném důsledku musíme tedy vědět, co chceme, jaká musí být struktura a jak k ní dojít.

Provádíme-li řízené tváření je smyslem TMZ předem si stanovit, jaká musí být výchozí struktura po řízeném tváření tj. velikost a napětový stav austenitického zrna tak, abychom při řízeném ochlazení tohoto modifikovaného austenitu dosáhli předem definovaných mechanických vlastností výkovku.

Řízeným tvářením, dále ŘT, můžeme ovlivnit dislokační skluz, rekrytalizaci, růst zrna, precipitaci, hrubnutí částic. Řízeným ochlazením rekrytalizaci.

V našem případě chceme TMZ výkovků dosáhnout zjemnění zrna pro zvýšení pevnosti a houževnatosti výkovku tak, abychom je nemuseli dále zušlechťovat.

Mezi nejznámější postupy TMZ spadá i vysokoteplotní mechanické zpracování, dále VT-MZ. Při VT-MZ se ocel tváří v oblasti stabilního austenitu, přičemž se stupeň deformace pohybuje v rozmezí 40-90 % [2]. Limitujícím faktorem pro zlepšení vlastností je rekrytalizace [2]. Úplná rekrytalizace je nežádoucí, protože by došlo ke ztrátě deformačního zpevnění [2].

Důležité teploty při TMZ oceli [22]

Teplota nulové rekrytalizace,  $T_{nr}$ . Je to teplota, pod kterou už neprobíhá rekrytalizace materiálu. Nb zvyšuje teplotu nulové rekrytalizace.

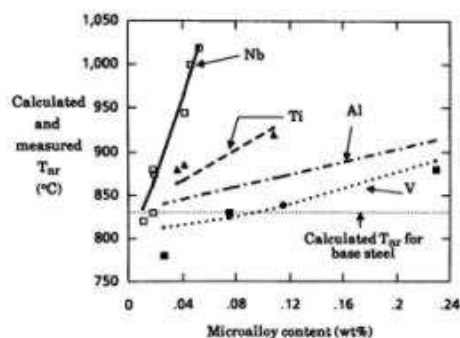
Teplota  $Ar_3$  je teplota počátku přeměny austenitu na ferit. Jelikož je ferit měkčí fáze než austenit, zmenší se deformační odpor. U feritu rekrytalizace, neprobíhá, probíhá pouze zotavování.

Teplota  $Ar_1$  je teplota konce transformace austenitu na ferit. Zbytek austenitu se při izotermické reakci přemění na perlit.

Vliv jednotlivých prvků na teplotu nulové rekrytalizace,  $T_{nr}$ , a na polohu křivky  $Ar_3$

$$T_{nr} = 887 + 464C + (6445Nb - 644\sqrt{Nb}) + (732V - 230\sqrt{V}) + 890Ti + 363Al - 357Si$$

$$Ar_3 = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 80Mo + 0,35(t - 8)$$



Obr. 56 Vliv jednotlivých prvků na teplotu nulové rekystalizace

Působení jednotlivých doprovodných při TMZ [22]

C - Z hlediska dobré svařitelnosti je C max. 0,20 %. Uhlík zvyšuje především pevnost, méně ovlivňuje mez kluzu. Tranzitní teploty zvyšuje.

Mn - Snižuje transformační teploty, tím přispívá ke zjemnění zma. Nejčastější rozmezí je 1,3 až 1,6 % Mn. Při vyšších obsazích podporuje tvorbu bainitu.

Si - Doporučuje max. 0,5 až 0,6 %. Do uvedeného obsahu nemá ještě podstatný na zvýšení tranzitních teplot.

Mo - Za přítomnosti Mn nad 1,60 % se při obsahu Mo do 0,5 % získá jako základní strukturní složka acikulární ferit, zajišťující dobrou kombinaci pevnostních a plastických vlastností. Optimální přísada Mo: 0,2 až 0,3 %.

S - Do 0,010 %, pro speciální použití (teploty do -60 °C, snížená anizotropie) max. 0,004 až 0,005 %.

Al - Pro dokonalou dezoxidaci je v kombinaci s křemíkem optimální rozmezí 0,02 až 0,05 % Al.

Nb - Do 0,04 % má výrazný vliv na zjemnění zma a tím i zvýšení meze kluzu a snížení tranzitních teplot. Při obsahu Nb nad 0,04 % je další zvýšení meze kluzu způsobeno precipitací Nb(CN) za současného zvýšení tranzitních teplot (obr. 211). Optimální obsah Nb 0,04 %, max. 0,005 %.

V - Na zjemnění má malý vliv, zvyšuje pevnostní vlastnosti především precipitací (> Re, ale současně > TTR). Doporučované rozmezí: 0,10 až 0,15 % V.

### 3.5.1 Technologie zápusťkového kování

Jedná o VT-MZ. Oproti válcování není zatím u kování zvládnut proces řízení tváření. V tomto případě by se jednalo o technologii rekrytalizačně řízeného kování, kde by tváření probíhalo nad teplotou nulové rekrytalizace.

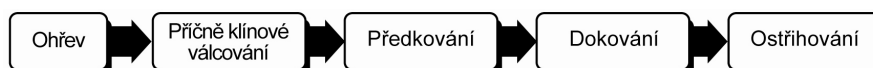
U kování není ještě zvládnuta zpětná vazba nastavení stupně deformace v závislosti na výsledcích dosažené struktury. V rámci „přípravy“ austenitického zma před ŘO je tedy řízena především velikostí teploty při ohřevu.

Při zápusťkovém kování je tok kovu je výrazně omezován bočními stěnami formy, zápusťky, kde je kovový polotovár ve fázi krytalizace tvářen za tepla s úplnou rekrytalizací.

Tvářením austenitu může dojít k podstatnému zjemnění jeho zrna a také produktů jeho následujících fázových přeměn. Dalším důsledkem tváření je zvýšená hustota dislokací v austenitu, které přecházejí do produktů přeměny austenitu. [17]

Zápustkové kování se vyznačuje se malým počtem operací.

Sled operací zápustkového kování



Rozsah a nastavení kovacích teplot

Interval kovacích teplot se odvíjí od chemického složení materiálu, zejména obsahu uhlíku. Při VTM, horní hranice intervalu kovacích teplot nesmí překročit mez, kdy v materiálu dochází k natavování nízko tavitelných strukturálních složek [17]. Dolní hranice je dána teplotou, při které již pevnost materiálu vzroste natolik, že se deformační odpor neúměrně zvýší.

Za kovací teplotu se považuje teplota austenitizace. Teplota austenitizace a setrvání na této teplotě musí být dostatečně vysoká pro úplné pro úplné rozpuštění karbidů, zároveň však taková aby nedošlo k výraznému růstu austenitického zrna. V případě MO je to teplota, při které je deformační odpor co nejnižší ale ještě při ní nedochází ke ztrátě Zenerova pinningu. To znamená rozpuštění zejména jemných nitridů titanu.

Pro samotný ohřev je důležité, aby bylo dosaženo austenitické struktury co možná celém průřezu dílce. Na chemicky homogenní austenit je nutné setrvat na teplotě delší dobu. Delší doba, ale vystavuje povrch materiálu oxidaci a oduhličení, kde oduhličená vrstva nedosahuje požadované tvrdosti. [17]

Vysoká  $T$  usnadňuje difuzi a tím jak strukturální tak i chemickou homogenizaci, je zlepšena tvařitelnost, přetvárný odpor je nižší, opotřebení lisů a zápustek menší. Naproti tomu se zvyšuje velikost austenitického zrna, což má za následek pokles houževnatosti materiálu. [17]

Ohřev na kovací teplotu, austenitizace, se u zápustkového kování realizuje indukčním ohřevem.

Indukční ohřev [17]

Při indukčním ohřevu vzniká teplo účinkem indukovaných vířivých proudů přímo v ohřívaném materiálu na základě jeho ohmického odporu [17].

Hloubka vniku dosáhne při ohřevu magnetické oceli nejprve jen několika málo milimetrů. S rostoucí vzdáleností od povrchu směrem do materiálu hustota proudu klesá. Teprve při dosažení nemagnetického stavu oceli začne hloubka vniku vlivem klesající permeability vzrůstat.

V hloubce vniku je tedy materiál polotovaru ohříván odporově. Pod hloubkou vniku je přenos tepla, ohřev realizován vedením.

Doba ohřevu, musí být stanovena tak, aby došlo k prohřátí materiálu v celém průřezu ohřívaného polotovaru. Jedná-li se o rychlý způsob ohřevu, lze předpokládat plnou austenitickou přeměnu jen v malé povrchové vrstvě, která bude zpočátku shodná s hloubkou vniku.

Lze předpokládat, že výsledná struktura ohřátého polotovaru v okamžiku před tváře-

ním bude směrem ke středu polotovaru nerovnoměrně rozloženou směsí strukturálních složek feritu a perlitu v austenitu.

Je-li doba ohřevu dlouhá, dochází k oduhličení povrchové vrstvy.

Svislé kovací lisy [19]

Svislé kovací lisy se stavějí o síle 6,3 do 100 MN. Mají nízkou pracovní rychlost, která se pohybuje v rozmezí 0,5 až 0,8 m/s. Vyznačují se nerázovým charakter kování, vázaným pohyb smýkadla, stálá velikostí zdvihu a přesně vymezenou spodní polohou smýkadla a vyhazovače, jimiž se samočinně uvolňují polotovary a výkovky. [19]

Omezený tok kovu do spodní horního dílu zápustky, klade vyšší nároky na předkování [19].

Otevřená zápustka

Horní i dolní dutina zápustky má tvar odpovídající části negativu požadovaného výkovku. Okraje dělicí roviny zápustky jsou lemované úzkou plochou, můstkem. Za můstkem je v okolí kovací dutiny drážka pro výronek. Můstek brzdí tvářený materiál a zpomaluje tok materiálu v dělicí rovině, čímž je dosaženo lepší vyplnění kovací dutiny. Do výronkové drážky vytéká přebytečný materiál. [17]



Obr. 57 Polovina kovací zápustky

Vliv obsluhy stroje [17]

Způsob obsluhy kovacího stroje a dalšího zařízení může velmi výrazně ovlivnit dosažené výsledky. Stačí málo odlišné přístupy například zpožděnému odebrání ohřátého polotovaru, nesprávné zakládání polotovaru do kovacích zápustek, nerovnoměrné mazání kovacích dutin a mezi shodnými výkovky jsou potom i výkovky neshodné, vykazující různé odchylky od zadaných požadavků.

Příčně klínové válcování

Hlavním cílem příčně klínového válcování je redistribuce materiálu, jeho příprava pro následující operaci tváření. Současně probíhá i odstranění okují z povrchu materiálu, aby později nebyly do povrchu materiálu zalisovány.

Zalisované okuje způsobují povrchové vady a při magnetoskopické zkoušce by mohly být vyhodnoceny jako trhliny

## Předkování

Při předkování je materiál nejvíce tvářen. Je vykován tvar podobný požadovanému výkovku. V rovině kování jsou rozměry o 5% menší, v rovině rovnoběžné se směrem kování jsou rozměry o 10-15% větší, než je požadovaný rozměr dokončeného výkovku. [17]

## Dokování

Dokončení tvářecího procesu je provedeno v dutině kovací zápustky. Dochází už jen k velmi malé deformaci povrchových vrstev. Dutina má výsledný tvar výkovku a je připravena tak, aby jeho rozměry po vychlazení byly ve shodě s rozměry uvedenými na výkrese výkovku. [17]

## Ostřihování

Přebytečný materiál, který při tvářecích operacích vytekl do výronkové dutiny musí být odstraněn. Odstranění výronku se provádí na ostřihovacím lisu. Střížník je tvarován dle tvaru výkovku. [17]

## 4. Experimentální část

### 4.1 Experimentální materiál

Experimentálním materiálem je kovárenská mikrolegovaná ocel 30 MnVS6.

Ocel je dodávána ve formě hutního polotovaru, tyče o délce 4 až 6 m a o průměru 48 mm. Ocel je vakuově desoxidovaná. Je vyráběna kontilitím. Z krystalizátoru je vytahován kontislitek kruhového, nebo čtvercového průřezu, sochor, který chladne na teplotu okolí. Následně je ohříván na teplotu 1250 až 1300 °C a poté rozválcován na požadovaný kruhový průřez o daném rozměru.

V experimentu byly použity celkem dvě tavby, dále označovány jako tavba 1 a tavba 2. Materiálové atesty použitých taveb dodané výrobcem

#### Tavba 1

Chemická analýza tavby

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cu</b>	<b>Cr</b>
0.31	1.52	0.57	0.023	0.032	0.05	0.19
<b>Ni</b>	<b>Al</b>	<b>N</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Ti</b>	
0.03	0.02	0.0122	0.007	0.101	0.0263	

Mikročistota

podle ASTM E45

<b>typ A</b> tenký	Hrubý	<b>typ B</b> tenký	hrubý	<b>typ C</b> tenký	hrubý	<b>typ D</b> tenký	hrubý
1,5	0,9	0,3	0,1	0,0	0,0	1,0	0,5

podle DIN 50 602

K4	sulfidy 0,0	oxidy 0,66	celkem 1
----	----------------	---------------	-------------

Velikost zrna podle ASTM E112  
8

Tavba 2

Chemická analýza tavby

<b>C</b>	<b>Mn</b>	<b>Si</b>	<b>P</b>	<b>S</b>	<b>Cu</b>	<b>Cr</b>
0.29	1.35	0.38	0.020	0.025	0.02	0.06
<b>Ni</b>	<b>Al</b>	<b>N</b>	<b>Mo</b>	<b>V</b>	<b>Ti</b>	
0.02	0.021	0.0131	0.007	0.114	0.0228	

Mikročistota

podle ASTM E 45

typ A tenký	Hrubý	typ B tenký	hrubý	typ C tenký	hrubý	typ D tenký	hrubý
1,5	1,0	0,1	0,0	0,0	0,0	1,0	0,5

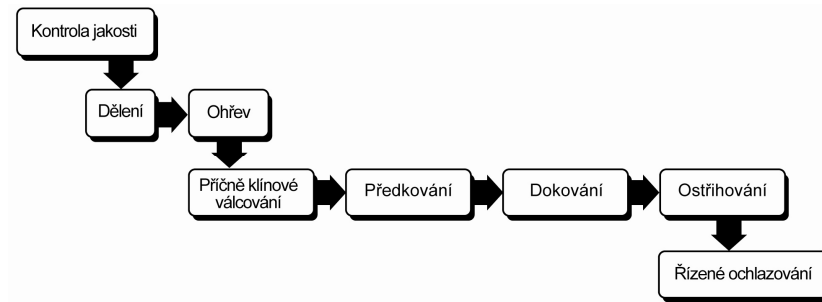
podle DIN 50 602

K4	sulfidy 0,0	oxidy 0,56	celkem 1
----	----------------	---------------	-------------

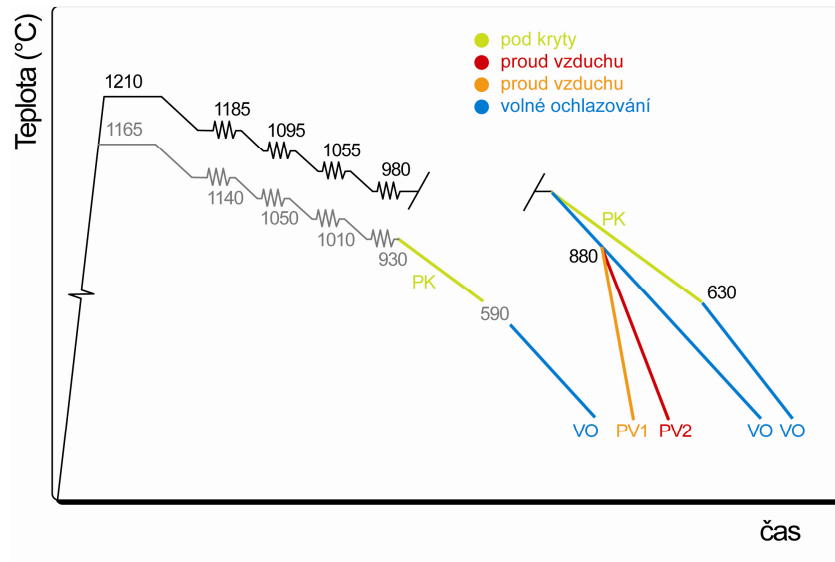
Velikost zrna podle ASTM E 8

## 4.2 Metodická část experimentální práce

### 4.2.1 Technologický postup výroby výkovku

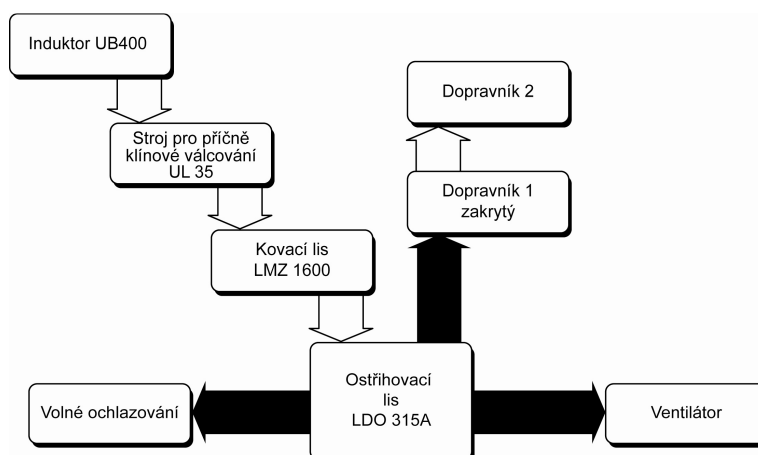


### Teplotní schéma postupu materiálu





## Schéma výrobní linky na které probíhá experiment



### Kontrola jakosti

Je prováděna kontrola chemického složení dodaného materiálu. Nalézá shodu mezi materiálovým atestem dodané tavby, aby nedošlo k nechtěné záměně materiálu ať dodavatele, ocelárny, nebo i zákazníka, kovárny.

Kontrola jakosti je provedena prostřednictvím mobilního jiskrového spektrometru Belec compact port, vybaveného argonovou odjiskřovací pistolí umožňující rychlé třídění materiálu. Kromě zjištění obsahu doprovodných prvků jako P, S, N a O, je přístroj schopen z dostatečnou přesností určit zda se jedná o materiál s avizovaným složením.

### Kontrola tavby 2

C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Cu	V	Al	Ti
0,294	1,411	0,452	0,056	0,012	0,001	0,024	0,114	0,017	0,020

### Dělení

Zkontrolovaný materiál je založen do, nůžek pro dělení materiálu za studena TNS 63 a stříhem nadělen na požadovanou délku, která při dodaném průřezu respektuje nutný technologicky předepsaný objem nutný pro daný výkovek.

### Indukční ohřev

Nadělený materiál, nástřih, je převezen k induktoru a založen do podavače. Ohřev na kovací teplotu probíhá v toleranci teplot  $\pm 25^{\circ}\text{C}$ . Teplota je kontrolována čidlem, které snímá teplotu čela nástřihu. V případě odchylky naměřené teploty od zadaných hodnot je takový polotovár z procesu vyřazen.

V experimentu byly použity dvě různé kovací teploty.

#### Nižší kovací teplota

Nižší kovací teplota, dále NKT, se pohybuje v intervalu teplot 1150-1195 °C, přičemž naměřené teploty se pohybují spíše u spodní hranice intervalu.

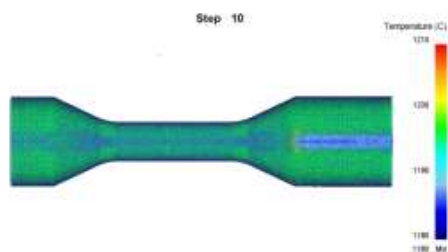
#### Vyšší kovací teplota

Vyšší kovací teplota, dále VKT, je v intervalu teplot 1195-1240 °C. Je to horní hranice teplotního intervalu doporučená výrobcem. Tento rozsah teplot je momentálně používán při sériové výrobě výkovku experimentu. Splňuje zatím nejlépe všechny dosavadní požadavky z hlediska technologie tváření. Přitom splňuje ve výsledku všechny požadavky na rozměrovou přesnost, stálost i mechanické vlastnosti předepsané zákazníkem.

#### Příčně klínové válcování

Teploty naměřené na výstupu z induktoru: NKT 1165 °C, VKT 1210 °C.

Indukčně ohřátý ( austenitizovaný ) materiál putuje samospádem na stanoviště příčně klínového válcování.



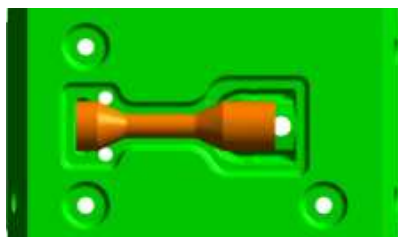
Obr. 58 Jeden krok ze simulace rozložení teplot v materiálu při postupovém tváření

#### Předkování

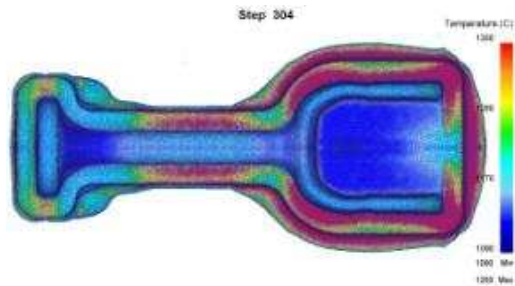
Po válcování přijede rozvalek na dopravním pásu ke svislému kovacímu lisu, kde je obsluhou kovacího lisu ustaven do dutiny otevřené zápustky.

U sledovaných kusů byly po válcování, tzn. před předkováním, naměřeny teploty: NKT 1140 °C a VKT 1185 °C.

Měření teplot po válcování bylo spíše orientační, kvůli omezené možnosti teploměru a poměrně vysoké rychlosti kusu na dopravníku.



Obr. 59 Usazení předvalku v předkovací zápustce



Obr. 60 Jeden krok ze simulace rozložení teplot v materiálu při postupovém tváření

#### Dokování

Po předkování je výkovek obsluhou lisu usazen do dokovací zápustky. Teploty naměřené před dokováním: NKT 1050 °C, VKT 1095 °C.

#### Ostřihování

Po dokování je výkovek obsluhou kovacího lisu vložen na dopravník, který ho přesune k obsluze ostřihovacího lisu

Teploty naměřené před ostřihem: NKT 1010 °C, VKT 1075 °C.

Teploty naměřené po ostřihu: NKT 930 °C, VKT 980 °C



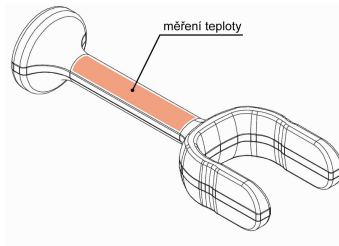
Obr. 61 Dokončený výkovek po otryskání

#### Řízené ochlazování

Řízené ochlazování výkovku je prováděno v několika variantách. Variantou se rozumí rychlost ochlazování.

Teplotní průběh chladnutí byl měřen na povrchu výkovku ve vyznačeném místě. Teplota byla snímána infračerveným bezkontaktním teploměrem IR-1600A a zaznamenávána v půlminutových intervalech. IR-1600A je jedno pásmový jasový pyrometr.

Naměřené teploty jsou jen orientační, vzhledem k použitému vybavení a místě měření. Výkovek musí být dobře očištěn od okují, které měření znemožňují. Čištění zabere čas a snižuje tak teploty, od kterých se dá rychlost ochlazování měřit.



Obr. 62 Místo měření teploty během ochlazování

#### 4.2.2 Jednotlivé varianty experimentu

##### V proudu vzduchu

Výkovek je ihned po dokončení tváření přesunut na několik metrů vzdálený rošt, pod kterým je umístěno těleso ventilátoru. Přesun výkovku rovněž způsobuje snížení teploty, od kterých se dá rychlost ochlazování měřit. Spolu s následným čištěním se už jedná o významný pokles.

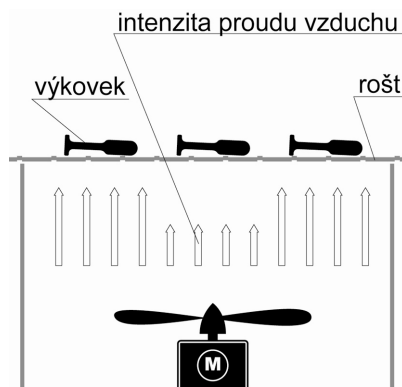
Experiment byl proveden ve dvou variantách s označením PV1 a PV2

##### PV1

Výkovek je položen do místa, kde je proud vzduchu intenzivnější, rychlost ochlazování je vyšší. Při této variantě byl použit pro výrobu výkovku materiál z tavby 1. Ve všech ostatních variantách byla pro výrobu použita tavba 2.

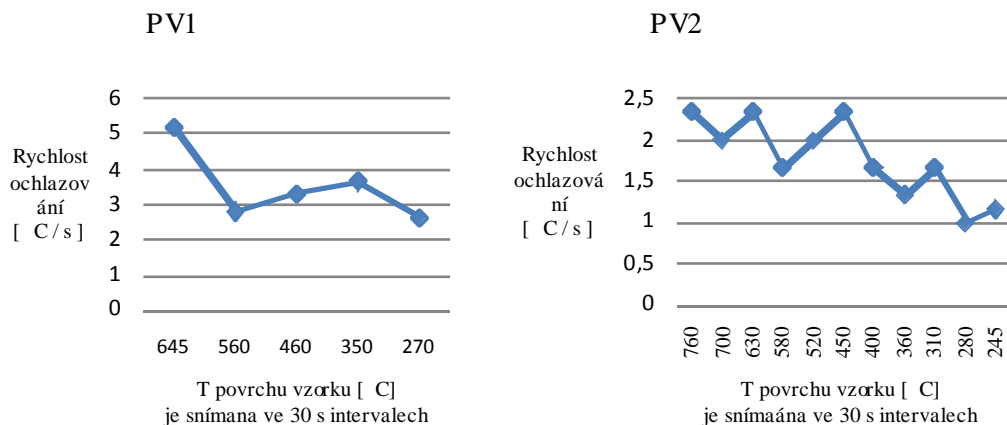
##### PV2

Výkovek je položen do místa s intenzitou proudu vzduchu nižší, rychlost ochlazování je nižší.



Obr. 63 Rošt s ventilátorem, rozložení intenzity proudu vzduchu

## Rychlost ochlazování povrchu výkovku v proudu vzduchu



### Pod kryty

Výkovek je po tvářeni vložen na drátěný dopravníkový pás, který je přikryt plechovými kryty. Na výstupu přepadá na druhý, nezakrytý, dopravník, který ústí do přepravní palety.

Experiment měl opět dvě varianty. V první variantě byl řízeně ochlazován výkovek, který byl kován z vyšší kovací teploty, dále pod zkratkou VKT PK. Ve druhé variantě z nižší kovací teploty, dále pod zkratkou NKT PK.



Obr. 64 Výstup ze zakrytého dopravníku



Obr. 65 Zakládání výkovku po ostříhu na plechy zakrytý dopravník

Na obrázcích je vidět jiný než experimentální výkovek.

### Rychlost ochlazování povrchu výkovku chladnoucího pod kryty

Ochlazovací rychlost výkovků zakrytých plechy nešla samozřejmě měřit ve třicetisekundových intervalech. Byla tedy měřena teplota na začátku a na konci dopravníků a ochlazovací rychlost byla dopočítána z nastavené rychlosti posuvu dopravního pásu a vzdálenosti mezi místy snímání teploty.

Regulace křivky chladnutí je vyjádřena parametrem chladnutí.

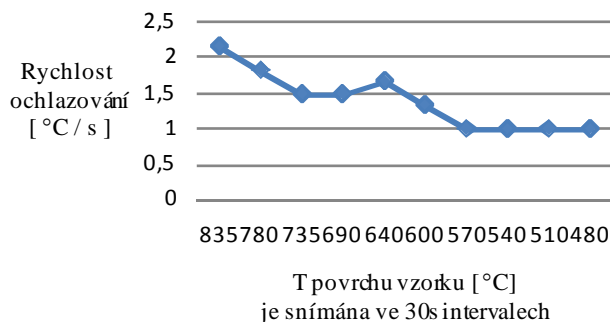
V případě VKT PK v rozmezí teplot 960 až 620 °C je parametr chladnutí  $t_{9,6/6,2} = 4 \text{ min a } 37 \text{ s}$

V případě NKT PK v rozmezí teplot 910 až 570 °C je  $t_{9,1/5,7} = 4 \text{ min a } 37 \text{ s}$

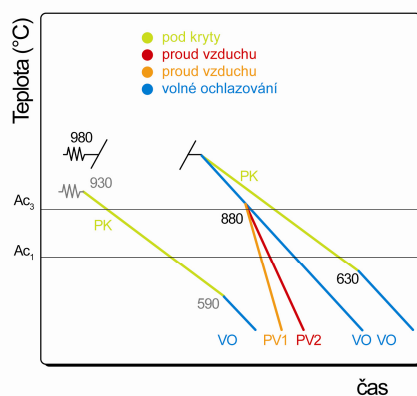
Volně

Po tváření je výkovek vložen do samostatné palety, jedna paleta pro každý jeden kus, kde chladne volně, na teplotu okolí. Rychlost ochlazování není nijak omezoována ani urychlována. Dále pod zkratkou VO.

Rychlost ochlazování povrchu výkovku na teplotu okolí



Grafické znázornění jednotlivých variant rychlostí ochlazování



Průměrná a navíc jen orientační rychlost ochlazování povrchu vzorku je pro výkovky ochlazované pod plechovými kryty v uvedených intervalech času a teplot 1,27 °C/s. Pro srovnání průměrná rychlost ochlazování povrchu vzorku pro podobný rozsah teplot je u volného ochlazování přibližně 1,57 °C/s. U ochlazování v proudě vzduchu při pomalejší variantě, PV2 je to 2,25 °C/s, při rychlejší, PV1 4 °C/s.

### 4.2.3 Mechanické zkoušky

Za účelem srovnání mechanických vlastností dosažených při použitých metodách byly provedeny mechanické zkoušky. Zkouška tahem, zkouška rázem v ohybu podle Charpyho, zkouška tvrdosti podle Rockwella.

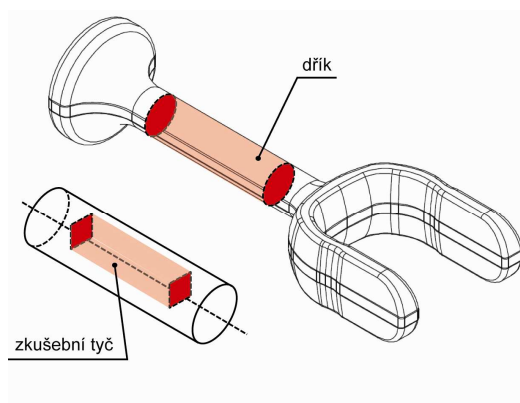
Zkouška pevnosti v tahu a zkouška rázem v ohybu byly provedeny nejprve provedeny společností Metalurgické laboratoře a zkušebny, ZPS SLÉVÁRNA, a.s.

V důsledku rozšíření experimentu o variantu ŘO NKT PK a z účelem doplnění dosavadních výsledků byly provedeny další zkoušky společností Bodycote Material Testing s.r.o.

#### 4.2.3.1 Odběr vzorků z výkovku pro provedení mechanických zkoušek

Do zkušeben byly dodány výřezy z výkovku nazvané dřívky.

Zkušební tyče byly z dřívku. V případě zkoušky rázem v ohybu podle Charpyho, frézováním, v případě zkoušky pevnosti v tahu soustružením.



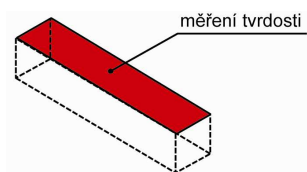
Obr. 66 Místo odběru vzorků

Zkouška tvrdosti podle Rockwella ČSN EN ISO 6508-1

Zkouška byla provedena na tvrdoměru značky LECO LR-720 metodou HRC.

Měření bylo provedeno na vyznačené ploše zkušební tyče pro zkoušku rázem v ohybu.

Zkouška byla provedena na vzorcích 13, 15, 26, 36, 46. Tři měření na každém vzorku.



Obr. 67 Měření tvrdosti

Označení vzorků pro provedení mechanických zkoušek

Jednotlivé varianty experimentu jsou označeny dvou číselným symbolem.

*Dvou číselný symbol XX*

První symbol značí variantu ochlazování X...

***V proudu vzduchu 1***

***Pod kryty***

NKT 2

VKT 4

***Volně 3***

Druhý symbol značí provedenou mechanickou zkoušku ...X

***Zkouška pevnosti v tahu***

PV1 1

PV2 8,9

PK

NKT 8,9

VKT 1,8,9

VO

***Zkouška rázem v ohybu podle Charpyho***

PV1 2-4

PV2 5-7

PK

NKT 2-7

VKT 2-7

VO 2,3,5-7

4.2.3.1 Provedení zkoušek

1. Metalurgické laboratoře a zkušebny, ZPS SLÉVÁRNA, a.s.

Zkouška tahem ČSN EN 10 002-1

Zkouška byla provedena na vzorcích č. 11,21,31

Zkušební stroj EDZ 40

Rozměr zkušební tyče  $d = 10 \text{ mm}$ ,  $l_0 = 50 \text{ mm}$

Zkouška rázem v ohybu podle Charpyho ČSN EN 10 045-1

Zkouška byla provedena na vzorcích č. 12,13,14,22,23,24,32,33

Tvar a rozměry zkušební tyče 10 x10x55mm

V-vrub, hloubka 2mm



Maximální energie rázu 300 J  
Zkušební stroj PS 30

2. Bodycote Material Testing s.r.o

Zkouška tahem BS EN 10 002-1 (01)

Byla provedena na vzorcích číslo 18,19,28,29,38,39,41,48,49

Rozměr zkušební tyče  
 $d = 5 \text{ mm}$ ,  $l_0 = 25 \text{ mm}$   
Zkušební stroj Instron

2. Zkouška rázem v ohybu podle Charpyho BS EN 10 045-1 (90)

Byla provedena na vzorcích číslo 15,16,17,25,26,27,35,36,37,42,43,44,45,46

Tvar a rozměry zkušební tyče 10 x10x55mm  
V-vrub, hloubka 2 mm  
Zkušební stroj MFL  
Maximální energie rázu 300 J

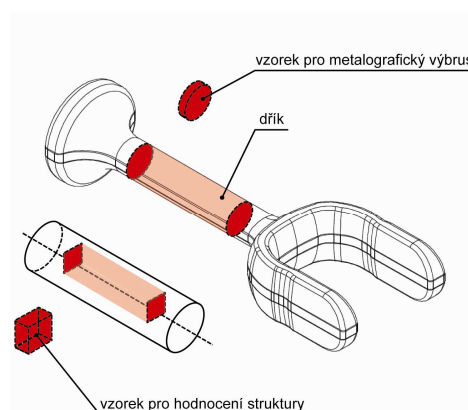
#### 4.2.4 Pozorování struktury

Pozorování připravených vzorků je realizováno pomocí světelného mikroskopu Olympus GX51 a na rastrovacím elektronovém mikroskopu Philips XL-30.

##### 4.2.4.1 Odběr vzorků pro pozorování struktury

Pro pozorování mikrostruktury dílčích výrobních produktů a jednotlivých variant ŘO byly odebrány vzorky pro pozorování na světelném mikroskopu a rastrovacím elektronovém mikroskopu.

Vzorky byly odebrány na metalografické řezačce Discotom -2 od firmy Struers. Z nástřihu hutního materiálů byl odebrán vzorek v podélném řezu. Z rozvalku byl odebrán příčný průřez z válcováním redukované oblasti. Z výkovku byl odebrán příčný průřez díčku.



Obr. 68 Místa odběru vzorků  
Příprava vzorků pro pozorování struktury

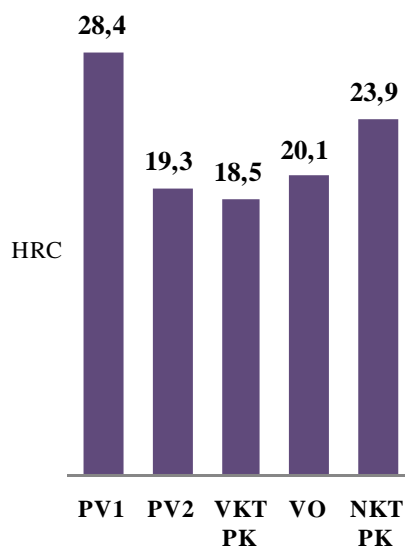
Příprava vzorků byla provedena standardním způsobem. To znamená broušení, leštění a leptání 2% roztokem nitalu. Pro pozorování na REM musí být povrch sledované plochy navíc nauhličený.

### 4.3 Výsledky experimentu

#### 4.3.1 Výsledky mechanických zkoušek

Zkouška tvrdosti podle Rockwella

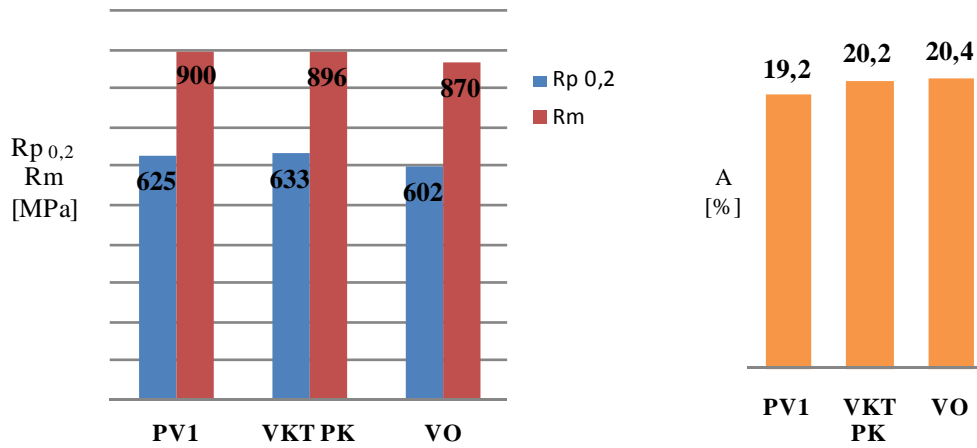
označení vzorku	HRC	průměrná hodnota HRC	Označení experimentu
13	27,5	28,4	PV1
	28,7		
	28,9		
15	19,1	19,3	PV2
	18,1		
	20,7		
26	18,3	18,5	VKTPK
	18,5		
	18,8		
36	20	20,1	VO
	20,3		
	19,9		
46	23,8	23,9	NKTPK
	24,2		
	23,7		



Metalurgické laboratoře a zkušebny, ZPS SLÉVÁRNA, a.s.

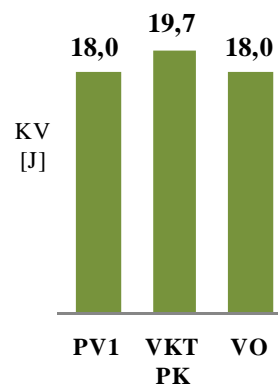
Zkouška tahem

označení vzorku	Rp <sub>0,2</sub> [MPa]	Rm [MPa]	A[%]	Označení experimentu
11	900	625	19,2	PV1
21	896	633	20,2	VKT PK
31	870	602	20,4	VO



Zkouška rázem v ohybu podle Charpyho

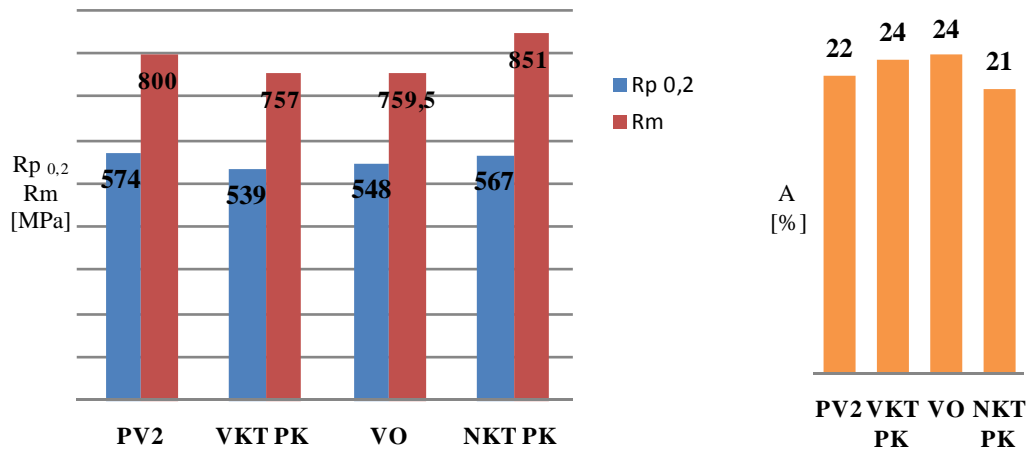
označení vzorku	KV [J]	průměrná hodnota KV [J]	Označení experimentu
12	14		
13	21		
14	19	18,0	PV1
22	19		
23	22		
24	18	19,7	VKTPK
32	17		
33	19	18,0	VO



Bodycote Material Testing s.r.o.

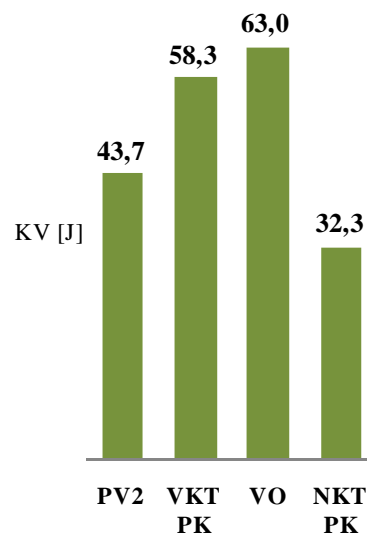
Zkouška tahem

označení vzorku	Rp 0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A%	průměrná hodnota			Označení experimentu
				Rp 0,2 [MPa]	Rm [MPa]	A [%]	
18	577	802	23				
19	570	798	21,5	573,5	800,0	22,3	PV2
28	536	750	24,5				
29	541	764	22,5	538,5	757,0	23,5	VKTPK
38	541	753	23				
39	555	766	24,5	548,0	759,5	23,8	VO
41	599	853	21,5				
48	587	848	21	567,0	850,5	21,3	NKTPK



Zkouška rázem v ohybu podle Charpyho

označení vzorku	KV [J]	průměrná hodnota KV [J]	Označení experimentu
15	44		
16	37		
17	50	43,7	PV2
25	51		
26	62		
27	62	58,3	VKT PK
35	80		
36	61		
37	48	63,0	VO
45	37		
46	33		
47	27	32,3	NKT PK

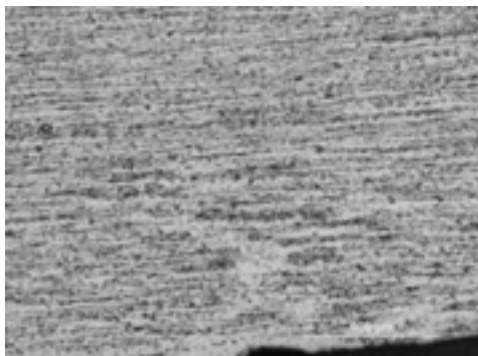


## 4.3.2 Výsledky pozorování struktury

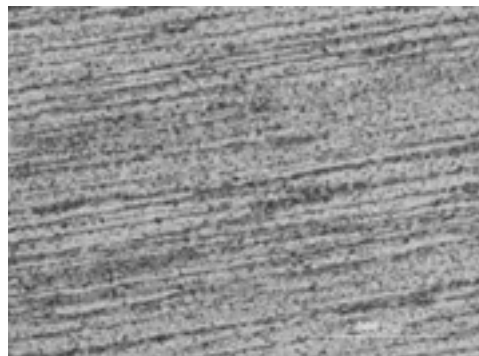
### 4.3.2.1 Pozorování změn v rozložení struktury po jednotlivých výrobních operacích

Uváděné mikrostruktury jsou pozorovány na světelném mikroskopu při zvětšení 50x, není li uvedeno jiné zvětšení.

Podélný řez tyčí hutního polotovaru

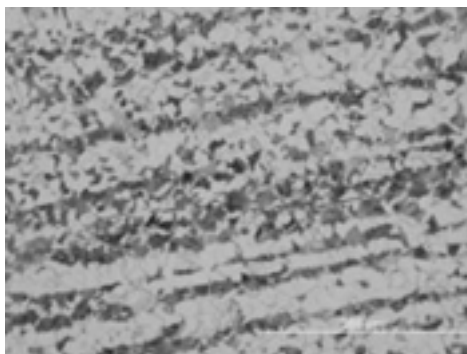


vnější okraj



střed

Struktura polotovaru je v důsledku tváření vyřádkovaná. Na okrajích je jemnější, směrem ke středu hrubší.

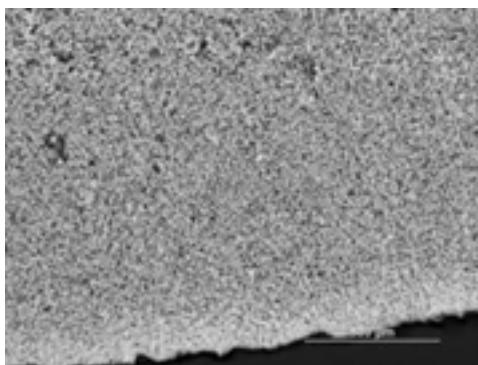


zv. 200x Oblast mezi okrajem a středem

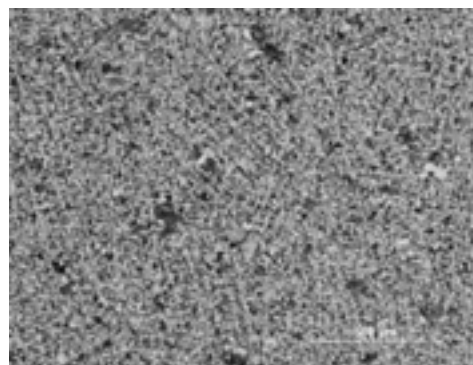
Při větším zvětšení vidíme, že zrna jsou rovnoosá. Jsou to zrna vzniklá rekrytalizací v objemu zm deformovaných po tváření. Ve struktuře jsou vidět protažené, rozválcované, vměstky MnS II. typu.

Hrubá zrna buď zůstala v materiálu po kontilitě a nejsou dostatečně protvářena při válcování, nebo mohou být výsledkem sekundární rekrytalizace.

### Příčný řez nástřihu hutního polotovaru po indukčním ohřevu



Vnější okraj

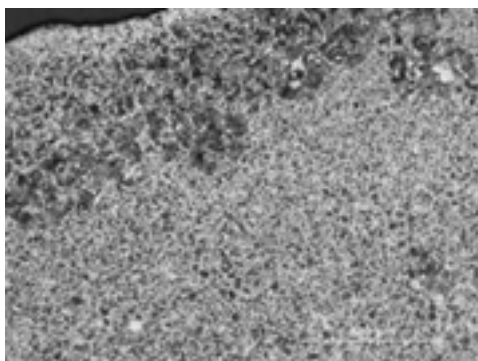


Oblast mezi okrajem a středem

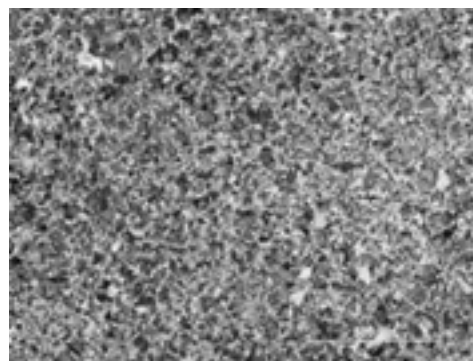
Mikrostruktura průřezu austenitizovaného polotovaru po volném ochlazení kopíruje texturu vzniklou při prvovýrobě.

Povrch vzorku je oduhlíčen do tloušťky jedné až dvou desetín milimetru.

### Příčný řez rozvalku po příčně klínovém válcování



vnější okraj



střed

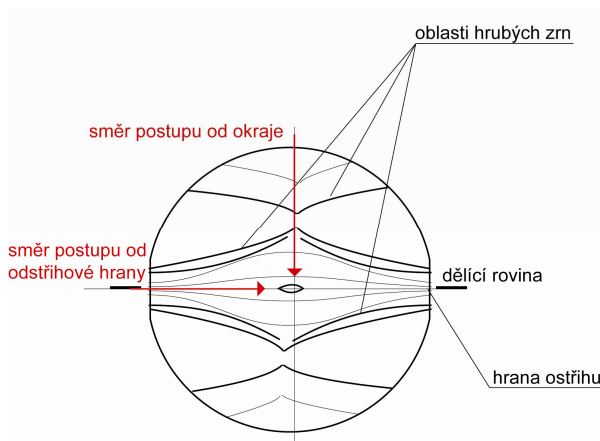
Těsně pod povrchem je souvislé hrubozrné pásmo tvořené politickými zmy. Následuje jemnozrná oblast. S rostoucí vzdáleností od okraje zrnopostupně hrubne. Ve středové oblasti je jeho velikost stejná jako na okraji.

Hrubá zrna mohou pocházet z prvovýroby a vlivem příčně klínového válcování být redistribuována do výše uvedených oblastí. Mohou ale také být produktem sekundární rekrystalizace, vlivem špatně nastavené hodnoty deformační síly nebo teploty, eventuálně příliš dlouhé prodlevy před dalším zpracováním (pozdě odebrány obsluhou kovacího lisu z dopravního pásu). Sekundární rekrystalizace je funkcí všech tří veličin.

### Příčný řez dokončeného výkovku po volném ochlazení

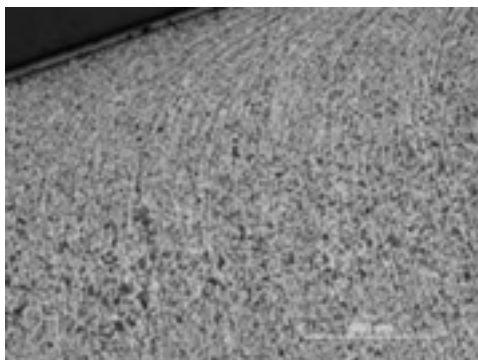
Při pozorování výbrusu vzorku je pouhým okem patrná textura vzniklá při tváření. Při mikroskopickém pozorování je vidět, že textura je tvořena převážně hrubými zrny perlitu. Hrubozrné oblasti jsou patrně shluky hrubých zrn z předchozí operace, válcování, vytvářející texturu

jako důsledek plastického toku materiálu při tváření. Mimo tyto oblasti je struktura vyřádkovaná, jemnozrná.



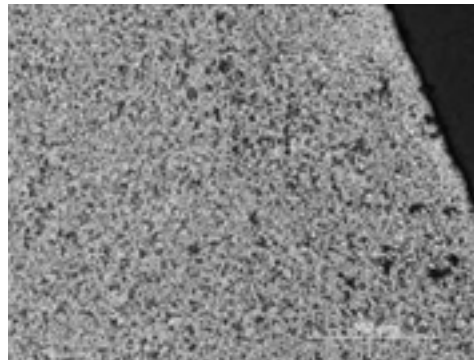
Obr. 69 Textura v řezu dříkem

Postup od hrany ostříhu směrem ke středu

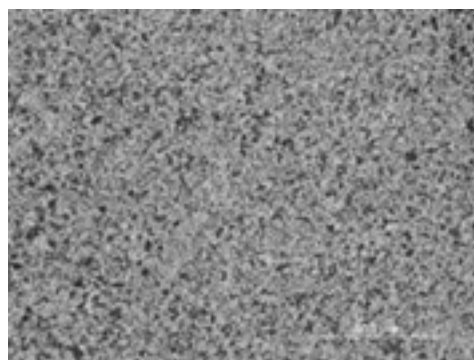
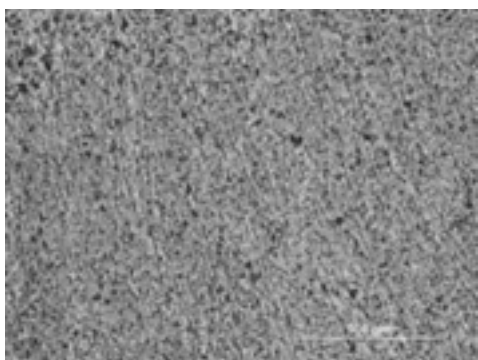


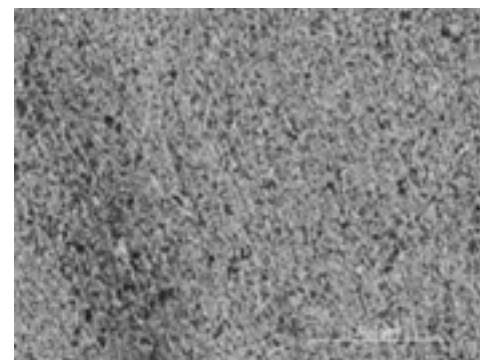
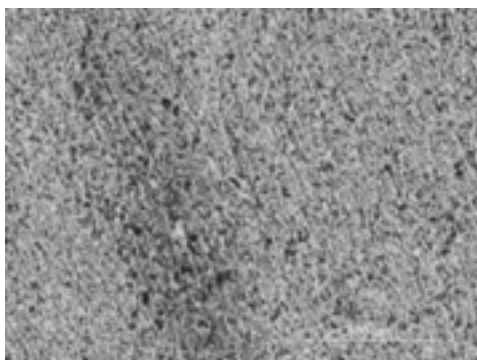
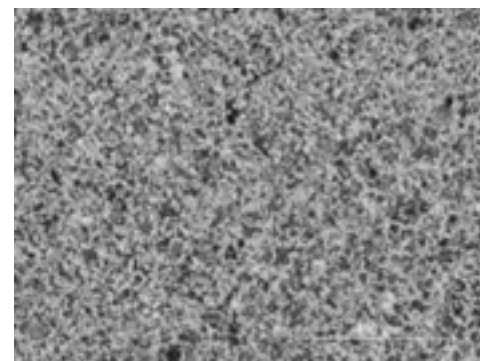
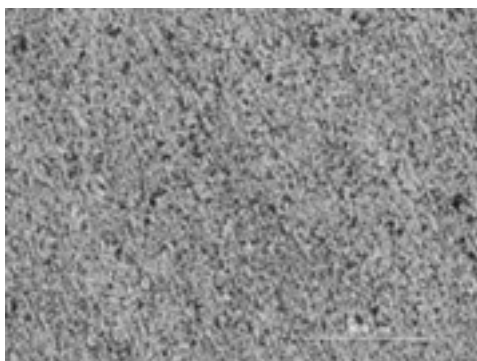
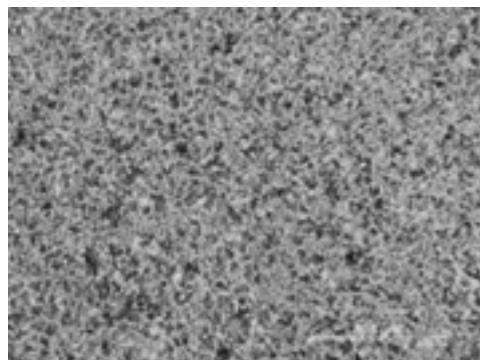
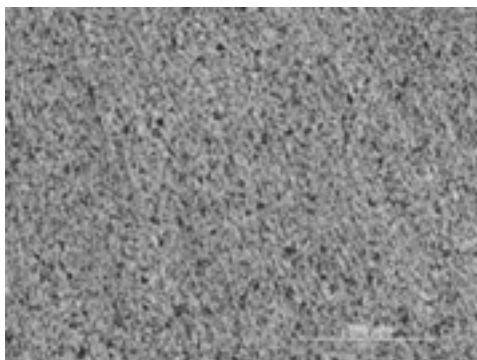
hrana ostříhu

Postup od okraje do středu



vnější okraj





střed

střed



#### 4.3.2.2 Pozorování jednotlivých variant experimentů

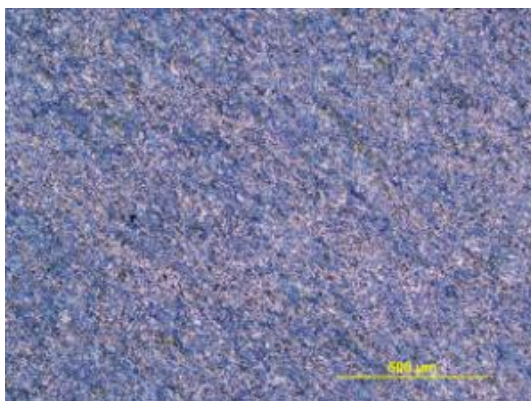
Vzorky metalografických výbrusů jsou sledovány na SM

Vzorky lomových ploch jsou sledovány na REM

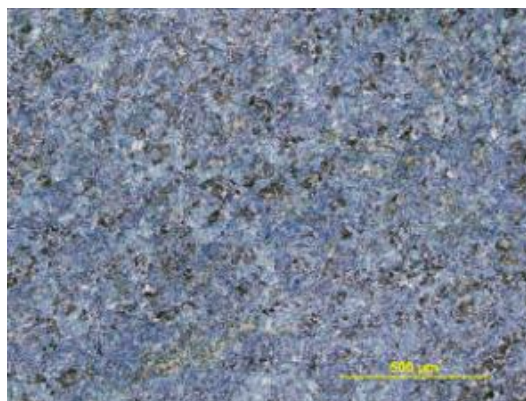
Varianta experimentu PV1

Metalografický výbrus

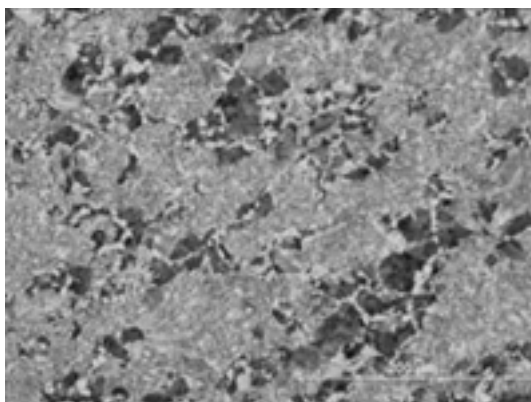
vzorek č. 13



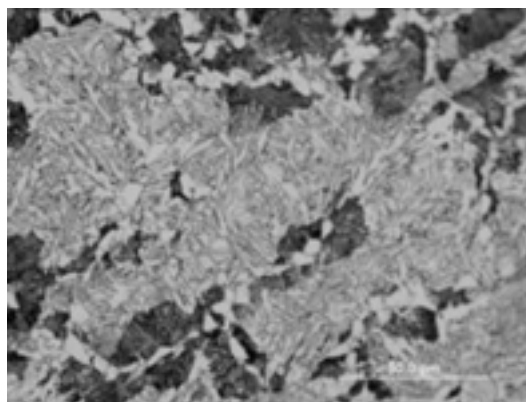
zv. 50x jemnozrná oblast



zv. 50x hrubozrná oblast



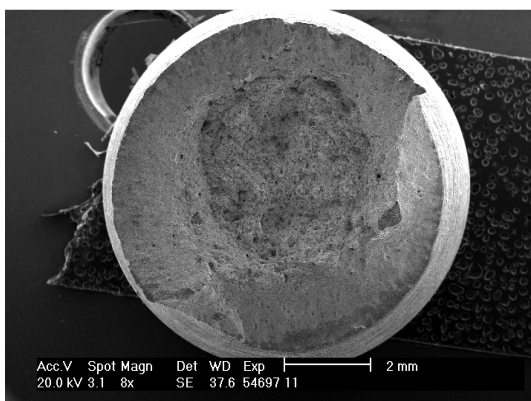
zv. 200x



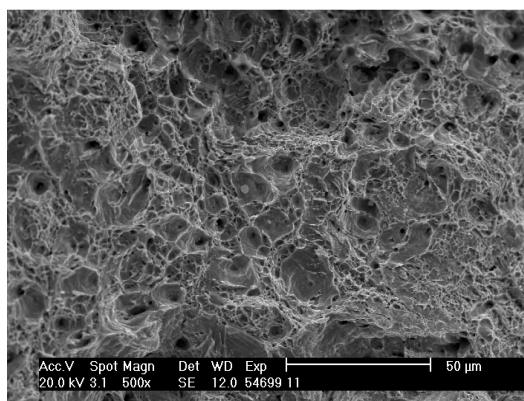
zv. 500x

Ve struktuře je přítomen perlit, Widmanstattenův a acikulární ferit a alotriomorfní ferit. V hrubozrné oblasti je alotriomorfní ferit vyložen jednak po hranicích původních austenitických zrn, ale i po hranicích austenitických zrn vzniklých při rekrytalizaci. Z tohoto síťoví místa vyrůstají jehlice Widmanstattenova feritu. Acikulární ferit vytváří spleť svou strukturu uvnitř rekrytalizovaných zrn austenitu. Perlit se vyskytuje především v okolí hranic původních zrn austenitu, ale místy sleduje i hranice zrn austenitu vniklé při rekrytalizaci.

Lomová plocha vzorku po zkoušce tahem  
vzorek č. 11



zv. 8x

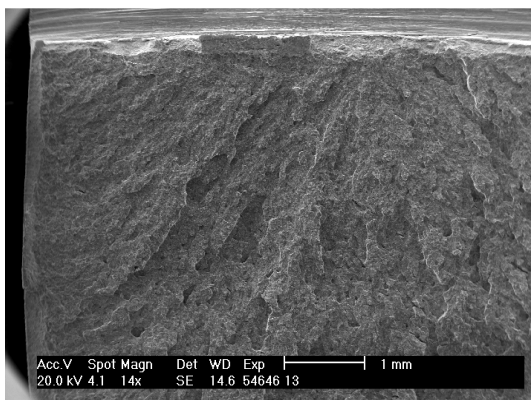


zv. 500x

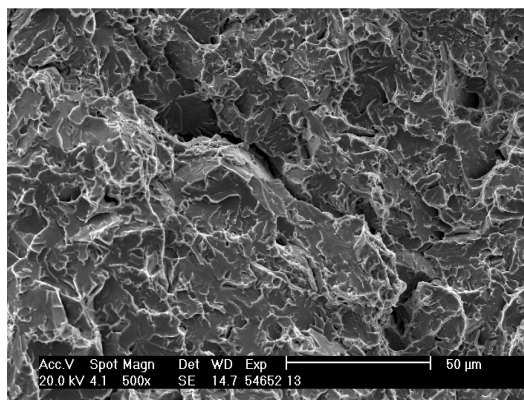
Jde o čířkový lom s nepravidelnou hlubokou čířkou a nerovnoměrně vláknitou středovou oblastí. Středová oblast je porušena transkrystalickým tvárným lomem s jamkovou morfologií. Rozměr důlkových útvarů ve středové oblasti je poměrně velký. Okrajová oblast je porušena smykem.

V lomové ploše je významný podíl smykového okraje vzhledem k houževnatému středu.

Lomová plocha vzorku po zkoušce rázem v ohybu  
vzorek č. 13



zv. 14x



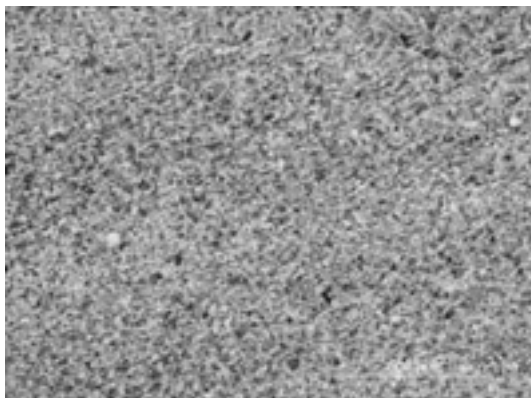
zv. 500x

Povrch lomu vykazuje štepovou morfologii s občasným výskytem velkých sekundárních trhlin. Jedná se o transkrystalický štepový lom s výraznými nerovnostmi.

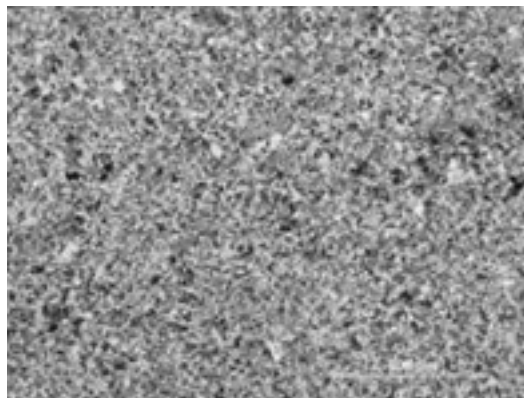
V okrajových oblastech je velmi malý podíl transkrystalického tvárního porušení.

Varianta experimentu PV2

Metalografický výbrus  
Vzorek č. 15



zv. 50x jemnozrná oblast



zv. 50x hrubozrná oblast



zv. 500x



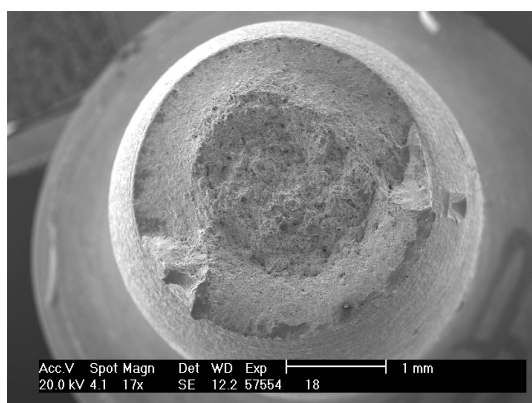
zv. 500x



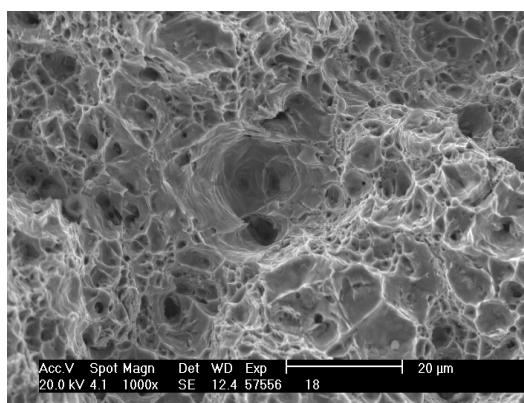
zv. 500x

Struktura je tvořena směsí feritu a perlitu s občasným výskytem Widmanstattenova a acikulárního feritu.

Lomová plocha vzorku po zkoušce tahem  
vzorek č. 18



zv. 17x

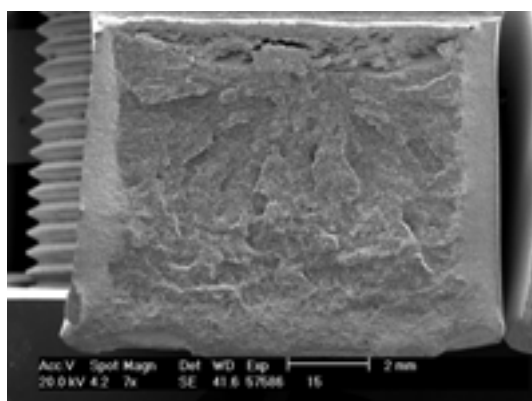


zv. 1000x

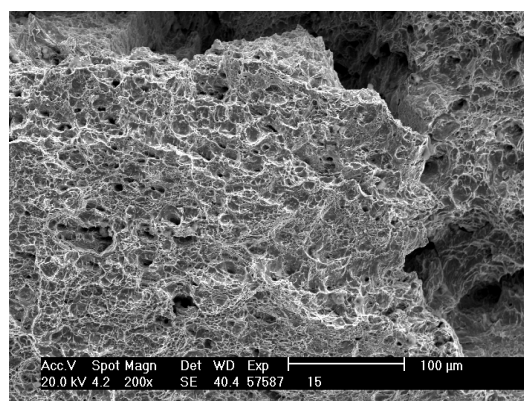
Je vidět opět číškový lom s nepravidelnou hlubokou číškou a nerovnoměrně vláknitou středovou oblastí. Středová oblast je porušena transkrystalickým tvárným lomem. Rozměr důlkových útvarů ve středové oblasti je menší než v případě PVI. Okrajová oblast je porušena smykem.

V lomové ploše je významný podíl smykového okraje vzhledem k houževnatému středu, který je však o něco menší než v případě PVI

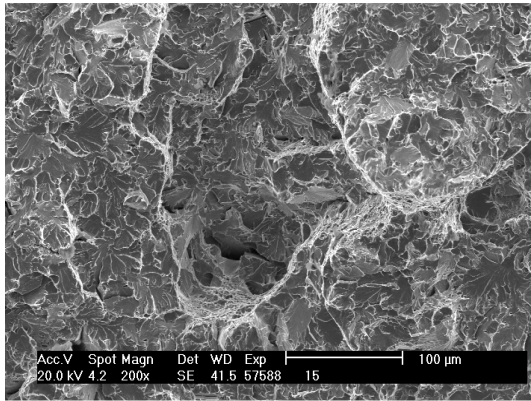
Lomová plocha vzorku po zkoušce rázem v ohybu  
vzorek č. 15



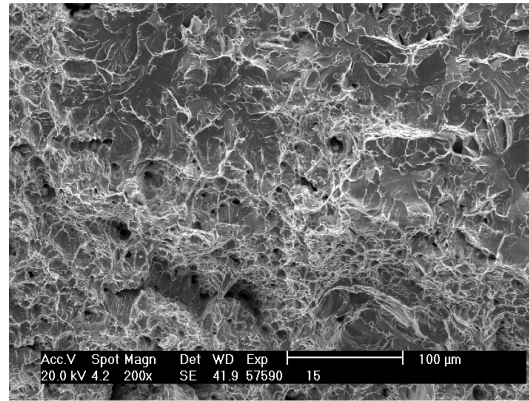
zv. 7x



zv. 200x



zv. 200x



zv. 200x

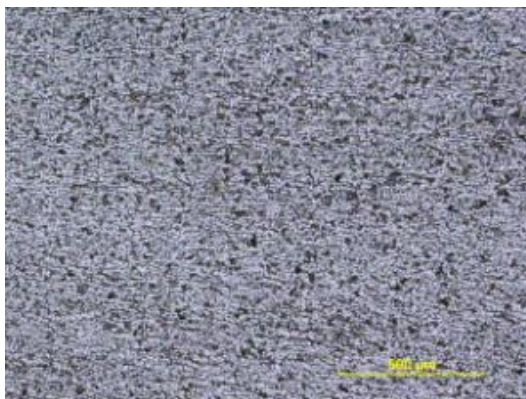
Pod kořenem vrubu je místo výskytu sekundárních trhlin a povrch lomu zde vykazuje jamkovou morfoloii. Lom se začíná šířit transkrystalickým tvárným porušením. Dále je povrch lomové plochy tvořen štěpnými fazetami. Lom pokračuje transkrystalickým štěpením.

V okrajových oblastech se vyskytuje transkrystalické tvárné porušení ve větší míře než v případě PVI.

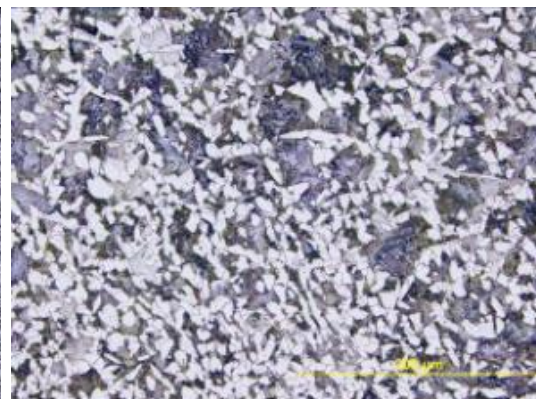
#### Varianta experimentu VKT PK

#### Metalografický výbrus

vzorek č. 26



zv 50x

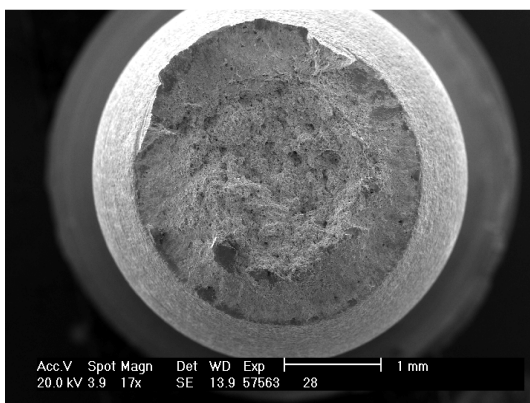


zv 200x

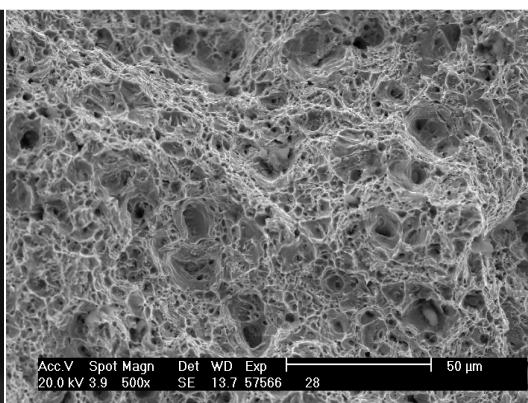
přechod mezi hrubozmou a jemnozmnou oblastí

Struktura je feriticko perlitická.

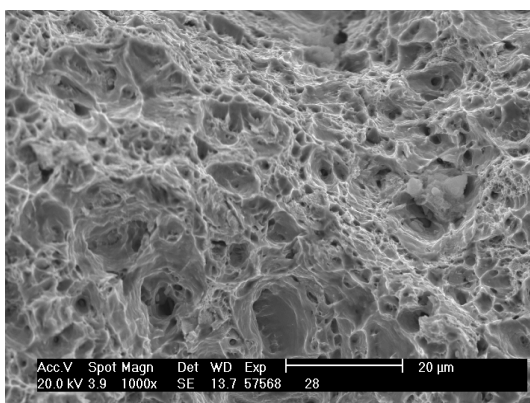
Lomová plocha vzorku po zkoušce tahem  
vzorek č. 28



zv. 200x



zv. 500x

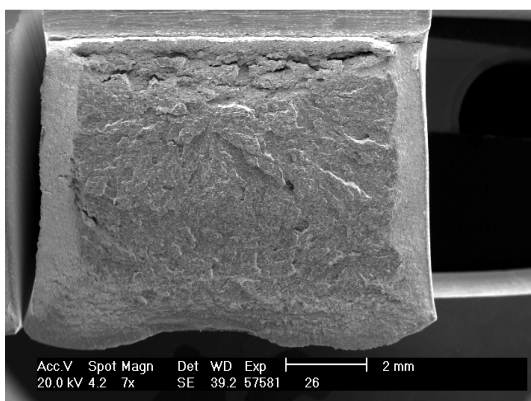


zv. 1000x

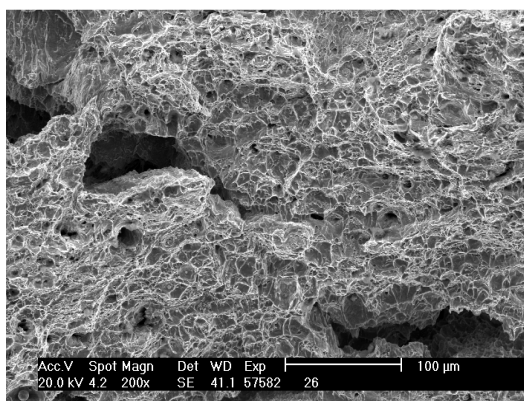
Čířkový lom s nepravidelnou hlubokou čířkou a nerovnoměrně vláknitou středovou oblastí. Středová oblast je porušena transkrystalickým tvárným lomem s jamkovou morfológií. Rozměr důlkových útvarů ve středové oblasti je poměrně velký. Okrajová oblast je porušena smykem.

Podíl smykového okraje vzhledem k houževnatému středu je nižší než v předešlých případech PV1 a PV2.

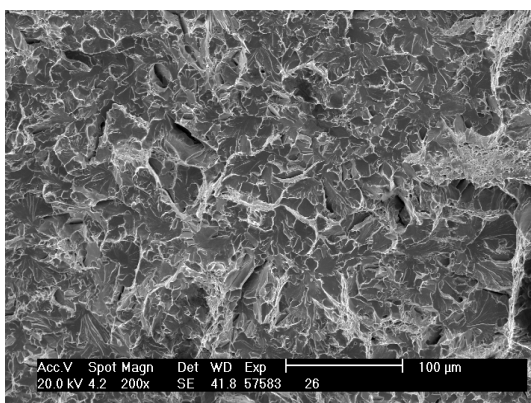
Lomová plocha vzorku po zkoušce rázem v ohybu  
vzorek č. 26



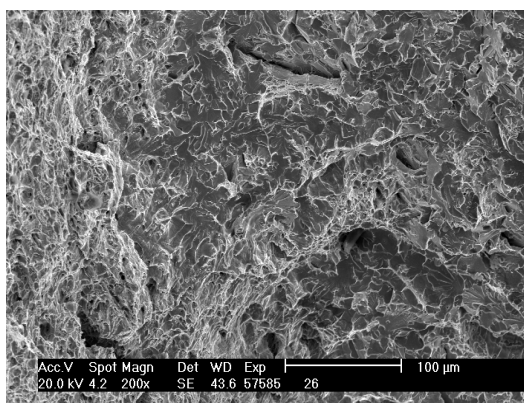
zv. 7x



zv. 200x



zv. 200x



zv. 200x

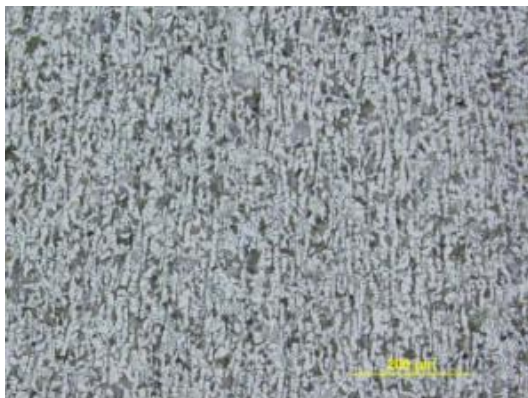
Plocha pod vrubem je místem četného výskytu velkých sekundárních trhlin. Oblast je porušena tvárným lomem.

Dále povrch lomu vykazuje šupňovou morfolonii s častým výskytem sekundárních trhlin. Jedná se tedy o transkrystalický šupňový lom.

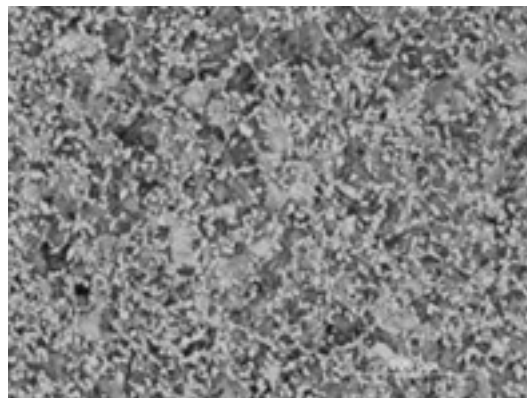
V okrajových částech se vyskytuje větší oblast transkrystalického tvárného porušení, která je větší než v obou předcházejících případech PV1 a PV2

Varianta ochlazování VO

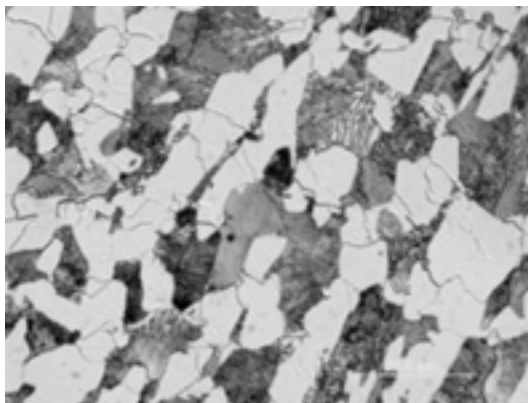
Metalografický výbrus  
vzorek č. 36



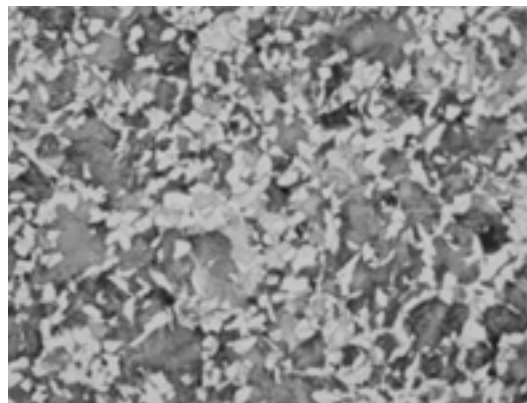
zv. 100x jemnozrná oblast



zv. 100x hrubozrná oblast



zv. 1000x

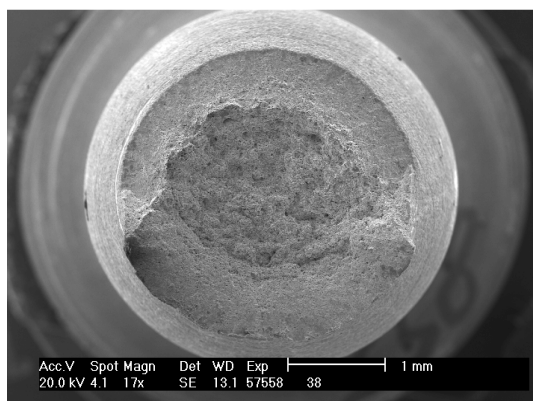


zv. 200x

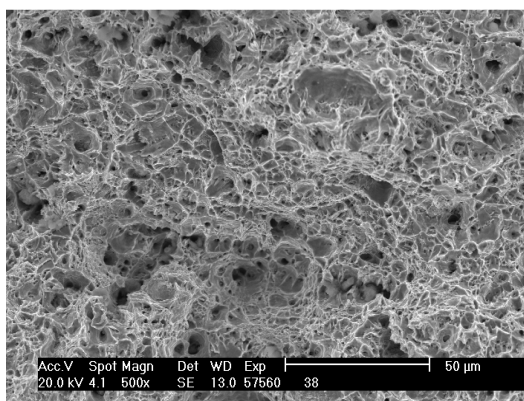
Hrubozrná struktura je tvořena perlitem a síťovým alotriomorfním feritem. Jemnozrná struktura je výsledkem plastického toku materiálu při tváření. Je tvořena usměřenými rekrytalizovanými zrnky.



Lomová plocha vzorku po zkoušce tahem  
Vzorek č. 38



zv. 17x

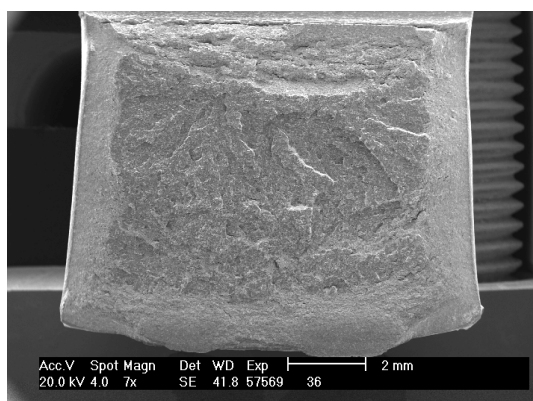


zv. 500x

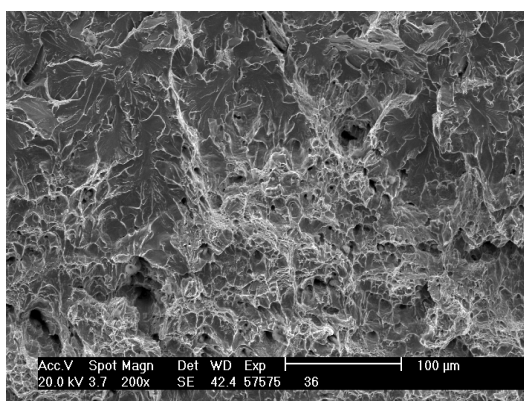
Čířkový lom s nepravidelnou hlubokou čířkou a nerovnoměrně vláknitou středovou oblastí. Středová oblast je porušena transkrystalickým tvárným lomem s jamkovou morfológií. Rozměr důlkových útvarů ve středové oblasti je poměrně malý. Okrajová oblast je porušena smykem.

Podíl smykového okraje vzhledem k matnému houževnatému středu je větší než v případě NKT PK a větší než v případech PV1 a PV2

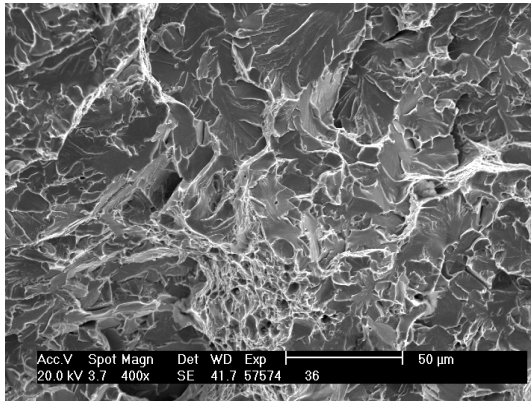
Lomová plocha vzorku po zkoušce rázem v ohybu  
Vzorek č. 36



zv. 7x



zv. 200x



zv. 400x

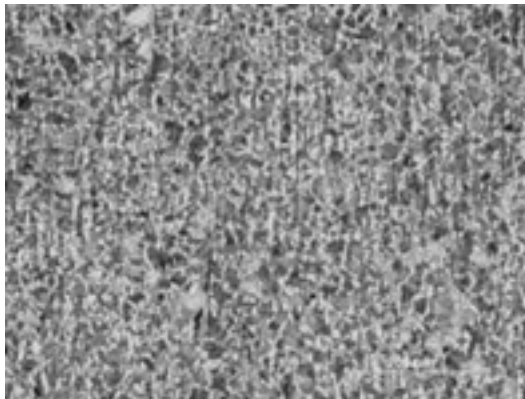
Pod vrubem je výskyt tvámého porušení a sekundárních trhlin. Dále je lomová plocha tvořena štěpnými fazetami, mezi kterými se nachází izolované ostrůvky s jamkovou morfológií. Je pozorován i výskyt sekundárních trhlin. Jedná se o kombinaci tvámého i křehkého transkrystalického poškození. Podíl křehkého transkrystalického poškození je však velmi malý.

V okrajových částech je oblast transkrystalického tvámého porušení, které má ve srovnání s ostatními případy největší velikost.

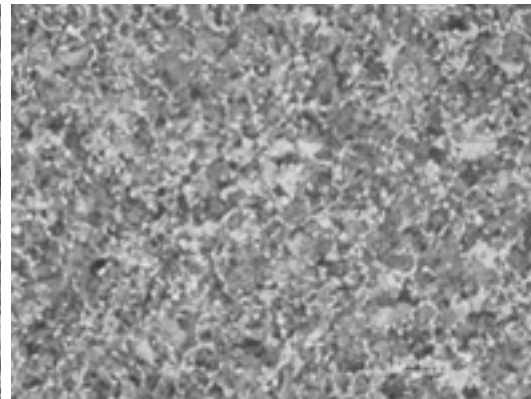
#### Varianta ochlazování NKT PK

Metalografický výbrus.

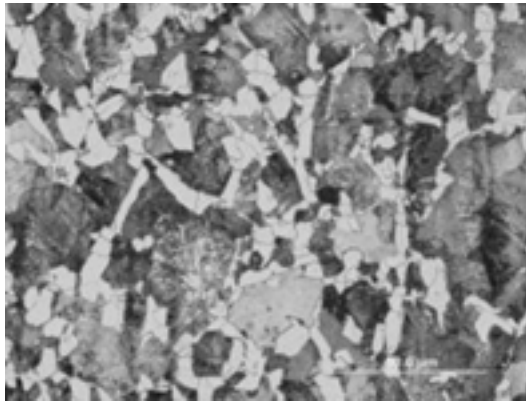
Vzorek č. 46



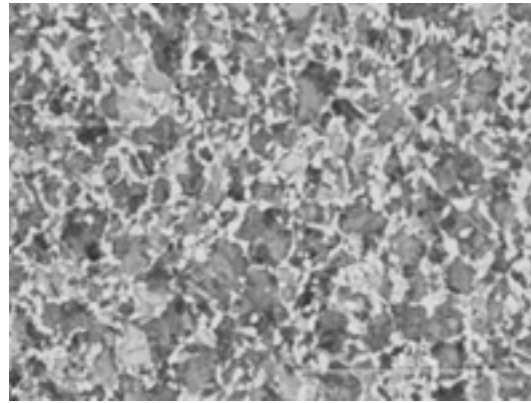
zv. 100x jemnozrná oblast



zv. 100x hrubozrná oblast



zv. 500x

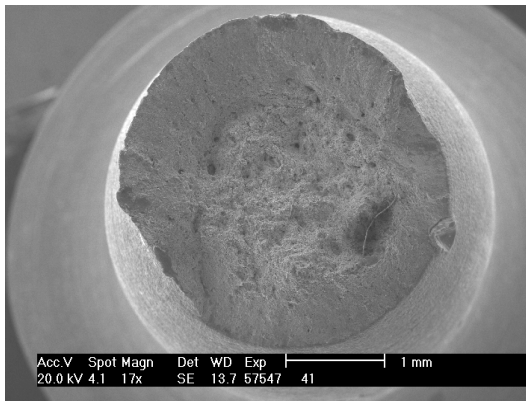


zv. 200x

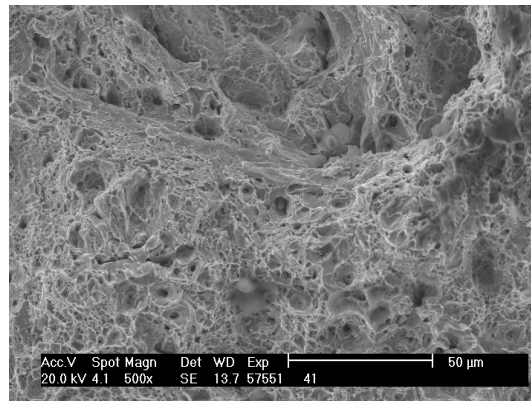
Struktura v hrubozrné oblasti je tvořena perlitem a sítovým alotriomorfním feritu po hranicích původních austenitických zrn.

Jemnozrná struktura je výsledkem plastického toku materiálu při tváření. Je tvořena rekrytalizovanými zrnky vzniklými v objemech deformací usměrněných původních austenitických zrn.

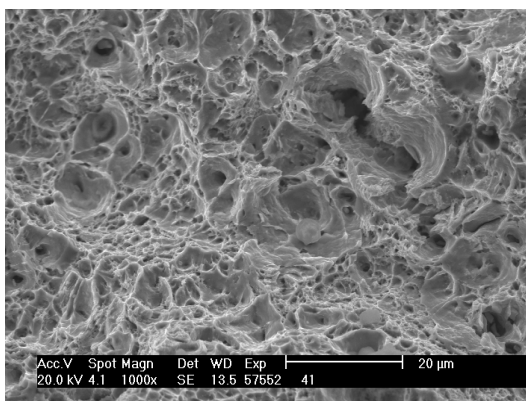
Lomová plocha vzorku po zkoušce tahem  
Vzorek č. 41



zv. 17x



zv. 500x

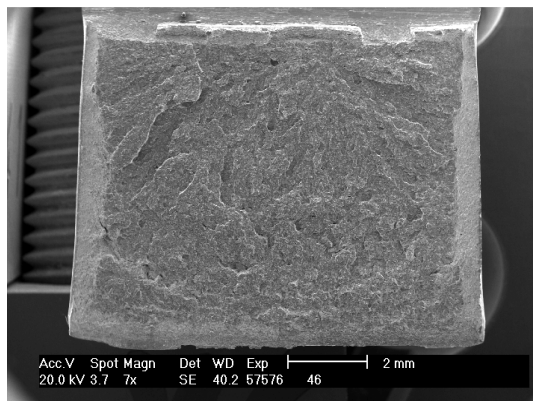


zv. 1000x

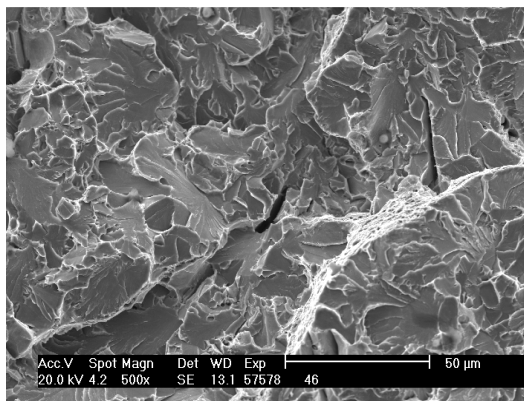
Je pozorován čířkový lom s nepravidelnou hlubokou čířkou a nerovnoměrně vláknitou středovou oblastí. Středová oblast je porušena transkrystalickým tvárným lomem s jamkovou morfologií. V této oblasti bylo pozorováno propojování důlkových útvarů. Okrajová oblast je porušena smykem.

Podíl smykového okraje vzhledem k houževnatému středu je jako v případě PV2.

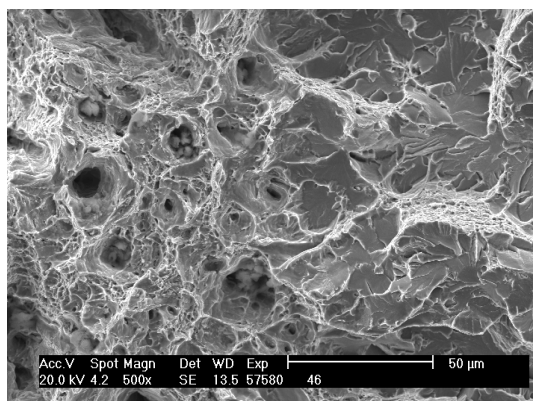
Lomová plocha vzorku po zkoušce rázem v ohybu. Vzorek č. 46



zv. 7x



zv. 500x



zv. 500x

Povrch lomu vykazuje štěpnou morfologii s občasným výskytem sekundárních trhlin. Jedná se o transkrystalický štěpný lom.

## 5. Diskuze výsledků

### 5.1 Diskuze výsledků mechanických zkoušek

Při porovnání hodnot výsledků původních mechanických zkoušek dodaných Metalurgickými laboratořemi a zkušebnami, ZPS SLÉVÁRNA, a.s. a výsledků později provedených zkoušek dodaných Bodycote Material Testing s.r.o, bylo zjištěno následující.

Na první pohled byla patrná neshoda mezi výsledky hodnot u stejných variant experimentu.

U hodnot výsledků ze ZPS nebyly patrné velké rozdíly u hodnot mezi jednotlivými variantami experimentu a to jak v případě zkoušky tahem tak i v případě zkoušky rázem v ohybu. Mezi hodnotami byly jen velmi malé rozdíly mezi jednotlivými variantami experimentu, dokonce i u hodnot nárazové práce. Naproti tomu výsledky z Bodycote dokládaly rozdíly mezi jednotlivými experimenty, u kterých byly pozorovány rozdíly ve struktuře.

Při hledání odpovědí na nastalý nesoulad mezi dodanými výsledky, byly kontaktovány obě laboratoře a ověřena poskytnutá data o provedení zkoušek. V metodice zkoušení nebyl nalezen žádný nesoulad.

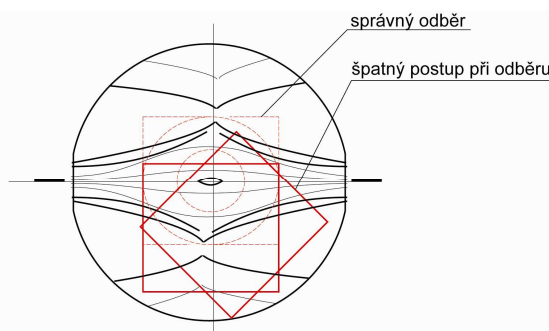
Pozornost byla následovně upřena na rozdíly v chemickém složení obou taveb, které ovšem neobjasňovaly tak velké rozdíly ve výsledcích zkoušek. U výsledků například pevnosti v tahu se jednalo o rozdíly vyšší než 15 % a výsledky hodnot nárazové práce se lišily dokonce i o 300 %.

Byl tedy sledován způsob odběru vzorku a jeho strukturní nehomogenita vznikající při výrobě. Na výbrusu vzorku je pouhým okem pozorovatelná textura vzniklá při deformaci, která sleduje plastický tok materiálu.

Při pohledu na vzorky odebrané ze zkušební tyče pro zkoušku rázem v ohybu zhotovenou jednou z laboratoří, bylo vidět, že vzorek není odebrán správným způsobem. Směr tečení materiálu, který by měl ve středové části být kolmý na hranu tyče, měl spíše diagonální směr. Dále při podrobném průzkumu textury výbrusu se v jeho středu nenacházela malá oblast hrubých zrn vymezující střed dřívku výkovku, což znamená, že vzorek byl odebrán jen z jedné poloviny průřezu dřívku.

Zdá se, že k ovlivnění výsledků zkoušek rázem v ohybu došlo při zhotovování zkušební tyče. Nebyla totiž zadána přesná specifikace odběru vzorku. U zkušební tyče pro zkoušku tahem již však toto vysvětlení nepostačuje. Zkušební tyče jsou soustruženy, takže střed průřezu dřívku výkovku je zpravidla identický ze středem zkušební tyče. Nicméně zkoušku tahem prováděla každá z laboratoří se zkušebními tyčemi rozdílných rozměrů. Oba rozměry zkušební tyče, ovšem podléhali normě. Jedna laboratoř použila tyč o průměru 5 mm, druhá tyč o průměru 10 mm.

Strukturální heterogenita výkovku projevující se výskytem hrubých zm je oblastně závislá. V průřezu tyče o menším průměru, tvoří patrně oblast hrubých zm vyšší podíl, než v průřezu tyče o větším průměru. To by mohlo vysvětlovat rozdíl ve výsledcích zkoušky tahem.



Obr. 70 Postup při odběru vzorku

Z těchto důvodů byly výsledky z jedné z laboratoří vyhodnoceny jako nepoužitelné. U vzorku PV1 tedy nejsou dostupné výsledky zkoušek pevnosti v tahu a rázem v ohybu.

## 5.2 Diskuze výsledků pozorování struktury

Lomové plochy jednotlivých variant experimentu po zkoušce tahem se liší výrazněji jen podílem smykového okraje vzhledem k matnému houževnatému středu. Rozměry důlkových útvarů vznikajících kolem vměstků také nevykazují velké odlišnosti, jen v případě varianty NKT PK s nižší kovací teplotou je pozorováno propojování důlků.

U lomových ploch po zkoušce rázem v ohybu je výsledek pozorování podobný. Lomové plochy jednotlivých variant experimentu se liší výrazněji jen poměrem tvárné a štěpné oblasti.

Dá se předpokládat, že porušení tedy závisí na obsahu a rozložení vměstků a charakteru výsledné morfologie mikrostruktury. Rozložení a množství vměstků však závisí na použité tavně a mělo by tedy být ve všech případech s výjimkou PV1 stejné.

Rozdíly jsou tedy připisovány především změnám ve výsledné morfologii mikrostruktury. Zejména na druhu a na rozložení vyločených strukturálních složek.

### PV1

Vzorek má mikrostrukturu tvořenou perlitem, Widmanstattenovým feritem, acikulárním feritem a alotriomorfním feritem. Alotriomorfní ferit je vyloučen jednak po hranicích původních austenitických zrn, ale i po hranicích austenitických zrn vzniklých při rekrytalizaci. Toto síťové je už natolik silné, že z něj místy v důsledku vyšší rychlosti ochlazování vyrůstají jehlice Widmanstattenova feritu. Díky tomuto síťoví je ovšem potlačen růst bainitu a nepřímo je tak upřednostněn růst acikulárního feritu. AF vytváří spleť mikrostrukturu uvnitř rekrytalizovaných zrn austenitu. Perlit se vyskytuje především v okolí hranic původních zrn austenitu, ale místy sleduje i hranice zrn austenitu vniklé při rekrytalizaci.

K této struktuře náleží lomová plocha po zkoušce tahem, která má nejvyšší podíl smykové oblasti ze všech provedených experimentů. Po zkoušce rázem v ohybu má lomová plocha zase nejvyšší oblast transkrystalického štěpení.

Těmto nálezům odpovídají nejvyšší naměřené hodnoty tvrdosti ze všech experimentů. Patrně díky vysokému obsahu jemné disperse částic mikrolegur vypreipitovaných ve větším množství díky vyšší ochlazovací rychlosti. Výsledky ostatních mechanických zkoušek nejsou bohužel použitelné.

### PV2

Struktura je tvořena směsí feritu a perlitu s občasným výskytem Widmanstattenova a acikulárního feritu. Malý podíl Widmanstattenova a acikulárního feritu je výsledkem ochlazovací rychlosti, která je nižší než u PV1, ale zároveň vyšší než v ostatních případech.

V lomové ploše po zkoušce tahem je významný podíl smykové oblasti, který je však o něco menší než v případě PV1. V okrajových oblastech po zkoušce rázem v ohybu se vyskytuje transkrystalické tvárné porušení větší než v případě PV1, ale menší než u ostatních experimentů.

Těmto nálezům odpovídají plastické vlastnosti. Tažnost 22 % a hodnota nárazové práce 40 J. Ta je sice vyšší než u varianty NKT PT ale, výrazně horší ve srovnání s metodami VKT PK a VO. Nižší hodnota je patrně způsobena podílem widmanstattenova feritu ve struktuře.

Pevnostní vlastnosti jsou v porovnání s ostatními vzorky poměrně vysoké. Mez pevnosti v tahu dosahuje hodnoty 800 MPa. Hodnota smluvní meze kluzu 574 MPa je vůbec nejvyšší ze všech použitelných výsledků experimentů.

Tyto velmi dobré výsledky pevností, při zachování akceptovatelné houževnatosti jsou připisovány především precipitačnímu vytvrzení hlavně karbonitridy Nb a V. Nezanedbatelný bude i vliv většího podílu perlitického feritu ve struktuře hlavně menší tloušťce jeho lamel.

Jedná se o důsledek použitého rozmezí ochlazovacích rychlostí. Za povšimnutí stojí i výrazný pokles tvrdosti oproti PV1.

#### VKT PK

Struktura je feriticko perlitická. Je výsledkem mírně zpomalené rychlosti ochlazování vůči okolí.

Tato varianta experimentu dosahuje spolu s VO nevyšších hodnot plastických vlastností. Tažnost 24 %, nárazové práce 58 J. Pevnostní vlastnosti jsou nejnižší ze všech výsledků experimentu, jsou však postačující. Mez pevnosti v tahu 757 MPa a smluvní meze kluzu 548 MPa. Nejnižší hodnotu mají rovněž hodnoty tvrdosti.

Na uvedené výsledky zkoušek bude mít vliv obsah perlitického feritu a tloušťka jeho lamel. Významný bude i pokles precipitačního zpevnění tuhého roztoku, které závisí na stupni přechlazení a rovněž na obsahu volného feritu. Nejeftivnější zpevnění totiž způsobují jemné precipitáty přítomné právě ve feritu.

V lomové ploše po zkoušce tahem je podíl smykového okraje vzhledem k houževnatému středu je nižší než v případě PV1 a PV2. Lomová plocha po zkoušce rázem v ohybu vykazuje největší oblasti transkrystalického tvárného porušení pod vrubem a v okrajových oblastech. Střed je opět porušen transkrystalickým šěpným lomem.

#### VO

Výkovek ochlazovaný volně na vzduch se od výkovku ochlazeného pod plechovými kryty, varianty VKT PK liší jen nepatrně. Struktura je shodná, plastické i pevnostní vlastnosti dosahují jen opravdu nepatrně vyšších hodnot.

Povrchy lomů jsou také velmi podobné. Jen mají o něco vyšší podíl tvárných oblastí.

Z těchto výsledků vyplývá, že zakrývání dopravníků kryty je spíše bezpečnostním opatření například proti vzniku průvanu v továrních hale a tím i výskytu nežádoucích strukturních složek jakými jsou Widmanstattenův ferit, nebo bainit ve výsledné struktuře.

#### NKT PK

Z nižší kovací teploty kovaný výkovek má strukturu tvořenou feritem a perlitem. Při pohledu na obě strukturní oblasti se zdá, že nižší kovací teplota má za následek větší podíl perlitu ve struktuře. To by mohlo být vysvětleno skutečností, že se snižující se teplotou tváření roste i deformační odpor materiálu a s rostoucí plastickou deformací potřebnou k jeho překonání roste i počet míst vhodných pro nukleaci zárodků feritu. Další faktorem ovlivňujícím podíl volného feritu ve struktuře je skutečnost, že proces tváření končí při nižší teplotě, která je sice pořád nad teplotou nulové rekrytalizace, nicméně odpevňující proces už zřejmě neprobíhá ve všech oblastech sledovaného průřezu výkovku dokonce.

Tyto důvody mají za následek poměrně vysoké hodnoty tvrdosti. Které při použité rychlosti ochlazování nelze připisovat vyššímu účinku precipitačního vytvrzování. Pevnostní

vlastnosti vykazují vůbec nejvyšší pevnostní charakteristiky, i když trochu překvapiví je nárůst rozdílu meze pevnosti a meze kluzu. Mez pevnosti 850 MPa je vyšší než u PV2 o 50 MPa, naproti tomu mez kluzu 567 MPa zůstává na přibližně stejné hodnotě jako v případě PV2. Naproti tomu plastické vlastnosti jsou zase nejhorší ze všech porovnatelných experimentů. Tažnost 21% a hodnota nárazové práce jen 32,3 J.

Tyto výsledky jsou zapříčiněny patrně větším podílem deformačního zpevnění, konec tváření zřejmě nastal již vtěsné blízkosti teploty nulové rekrytalizace v důsledku čeho již nestihlo dojít k úplnému odpevnění materiálu.

Úbytek plasticity je viditelný i na lomových plochách. Ty vykazují pokles houževnaté matné oblasti na úkor oblasti smykové. V případě lomové plochy po zkoušce pevnosti v tahu je pozorován úbytek oblasti transkrystalického tvárného porušení na úkor oblasti transkrystalického štěpení.

## 6. Závěr

Cílem práce bylo prověřit možnosti použití technologie řízeného ochlazování v provozních podmínkách kovárny.

Byly teoreticky prostudovány nové směry, kterými se tato technologie jako součást termomechanického zpracování ubírá. Její potenciál je především v kombinaci s použitím mikrolegovaných ocelí ochlazovaných na výslednou acikulárně feritickou strukturu. Acikulárně feritická struktura nabízí lepší poměr pevnosti a houževnatosti, než dosavadní výsledná struktura feriticko perlitická.

Jednotlivé varianty experimentu byly bohužel navrženy ještě před nastudováním tohoto vývoje. Výsledky jejich zkoumání nejsou proto velmi zajímavé. Nejlepších výsledků, dosáhl z toho důvodu v současné době používaný postup výroby s označením experimentu VKT PK.

U jediné varianty experimentu, která by mohla mít lepší vlastnosti, nejsou naneštěstí vlivem nesprávného odběru vzorku použitelné výsledky hodnot provedených mechanických zkoušek. Jedná se o variantu experimentu PV1, kde struktura výkovku má převážně acikulárně feritickou strukturu. Nemohl tedy potom být ověřen potenciálně lepší poměr pevnosti a houževnatosti této struktury ve srovnání s dosavadní nejlépe hodnocenou strukturou feriticko perlitickou.

Zkoumání acikulárně feritické struktury dosažené vlivem teploty a deformace je v průmyslových podmínkách obtížné. V průběhu běžícího stabilizovaného procesu je velmi komplikované měnit nastavené parametry, jako například kovací teplotu, nebo přesně sledovat rychlost ochlazování dokončeného výkovku při variantě experimentu v proudě vzduchu.

Pro aplikaci této struktury do hromadné výroby, by bylo nezbytné pokračovat ve vývoji v laboratorních podmínkách. Přesněji specifikovat podmínky vzniku této struktury a snažit se je ovlivnit změnou chemického složení oceli tak, aby se jich dalo opakovaně dosáhnout i v provozních podmínkách.



## 7. Seznam použitých zdrojů

- [1] PTÁČEK, L., a kol. *Nauka o materiálu I*. I. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., 2001. 505 s. ISBN 80-7204-193-2.
- [2] PTÁČEK, L., a kol. *Nauka o materiálu II*. 2. rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., 2003. 520 s. ISBN 80-7204-283-3.
- [3] PÍŠEK F., Jeníček L., Ryš P., *Nauka o materiálu I, Obecná nauka o kovech I*, Academia Praha, 1966
- [4] PTÁČEK, L., JUST, D., ŠVEJCAR J., *Fyzika kovů*, vyd. Vysoké učení technické v Brně, 1986. 226 s.
- [5] PLUHARĚ, J., PUŠKÁR, A., Koutský, J., MACEK, K., BENEŠ, V., *Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu*, Praha: SNTL, 1987, 418 s.
- [6] KOUTSKÝ, J., *Slitinové oceli pro energetické strojírenství*, Praha: SNTL, 1981, s. 337
- [7] BHADRESIA, H.K.D.H., HONEYCOMBE, R.W.K., *Steels microstructure and properties*, 3. vydání, vyd. Butterworth-Heinemann 2006, 344 str. ISBN-13: 978-0-750-68084-4
- [8] KVAPIL, D. Řízené ochlazování mikrolegovaných ocelí, *Kovárenství*, 2008, č.32, str. 48-51.
- [9] ZHANG, M.-X., KELLY, P. M., *The morphology and formation mechanism of pearlite in steels*, *Materials Characterization*, 2009, vol. 60, no.6, s. 545-565
- [10] BHADRESHIA H.K.D.H., The bainite transformation: unresolved issues, *Materials Science and Engineering A*, 1999, s. 58-65
- [11] RASOULI, D., KHAMENEH ASL., SH., AKBARZADEH, A., DANESHI, G.H., Effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of microalloyed forging steel, *Journal of materials processing technology*, 2008, vol. 206, s. 92-98
- [12] RASOULI, D., KHAMENEH ASL., SH., AKBARZADEH, A., DANESHI, G.H., Optimization of mechanical properties of a micro alloyed steel, *Materials and Design*, 2009, vol 30, s. 2167-2172.
- [13] DÍAZ-FUENTES, M., GUTIÉRREZ, I., Analysis of different acicular ferrite microstructures generated in a medium-carbon molybdenum steel. *Materials Science and Engineering A*, 2003, vol. 363, s. 316-324.
- [14] MADARIAGA, I., GUTIÉRREZ, I., Role of the particle-matrix interface on the nucleation of acicular ferrite in a medium carbon microalloyed steel. *Acta Materialia*, 1999, vol. 47, no. 3, s. 951-1960
- [15] WU, K.M., Three-dimensional analysis of acicular ferrite in a low-carbon steel containing titanium, *Scripta Materialia*, 2005, vol. 54, s. 569-574

- [16] GARCIA DE ANDRÉS, C., CAPADEVILA, C., MADRIAGA, I., GUTIÉRREZ, I., Role of Mo in AF formation under continuous cooling in medium carbon microalloyed steels, *Scripta Materialia*, 2001, vol. 45, s. 709-716
- [17] RAŠKOVÁ, D., *Zušlechťení výkovků z konstrukční oceli Cm 60 nekonvenční technologií*, Univerzita obrany, fakulta vojenských technologií, 2003, Ochlazování zápusťkových výkovků z dokovací eploty. Školitel doc. Ing. Jiří Oulehla Csc., str. 86
- [18] FOREJT, M., PÍŠKA, M., *Teorie obrábění, tváření a nástroje*, 2006, vyd. Bmo: Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., str. 225, ISBN 80-214-2374-9
- [19] ELFMARK, J. a kolektiv, *Tváření kovů*, SNTL, 1992, str. 524, ISBN 80-3-00651-1
- [20] HAMIDREZA NAJAFI, RASSIZADEHGHANI J., SIROOS A., As-cast mechanical properties of vanadium/niobium microalloyed steels, *Materials science and engineering A*, 2007, vol. 486, str. 1-7
- [21] GAWNE, D.T., LEWIS, G.M. H., Strengthening mechanism in high strength microalloyed steels, *Material Science and Technology*, March 1985, vol. 1
- [22] KLIBER, J., *Termomechanické tváření*, katedra tváření materialu, fakulta metalurgie a materiálového inženýrství, VŠB-TU Ostrava, 2004.
- [23] BALART, M.J., DAVIS, C.L., STRANGWOOD, M., Fracture behaviour in medium-carbon Ti-V-N and V-N microalloyed ferritic-pearlitic and bainitic forging steels with enhanced machinability, *Material Science and Engineering A*, 2001, vol. 328, s. 48-57
- [24] HUCHTEMANN, B., SCULLER, V., zvláštní separát z Thyssen Edelstahl Technische Berichte, *Úroveň vývoje PVFP ocelí*, 1990, vol. 1
- [25] KUZIAK, R., BOTD, T., YI-WEN CHENG, Microstructure Control of Ferrite-Pearlite High Strength Low Alloy Steels Utilizing Microalloying Additions, *Journal of Materials Processing Technology*, 1995, vol. 53
- [26] KOUTSKÝ, J., JANDOŠ, F., KAREL, V., *Slitinové oceli pro energetické spojování*, vyd. Praha: SNTL, 1976, 345 str.
- [27] SAN MARTIN, J. I., RODRIGUES, IB., J.M., Determination of energetic parameters controlling cleavage fracture in a Ti-V microalloyed ferrite-pearlite steel, *Scripta Materialia*, 1999, vol. 40, no. 4, s. 459-464
- [28] NAKASE, K., BERNSTEIN, I. M., The effect of alloying elements and microstructure on the strength and fracture resistance of pearlitic steel, *Metalurgical transactions A*, 1988, vol. 19A, s. 2819-2828
- [29] STRNADEL, B., HAUŠILD, P., Statistical scatter in the fracture toughness and Charpy impact energy of pearlitic steel, *Materials Science and Engineering A*, 2007, vol. 486, s. 208-214

[30] LINAZA, M. A., ROMERO, J. L., RODRIGUEZ-IBABE, J. M., URCOLA, J. J., Influence of microstructure on the fracture toughness and fracture mechanisms of forging steels microalloyed with titanium with ferrite-perlite structures, *Scripta Metalurgica et Materialia*, vol. 29, s. 451-456

[31] Jestříbek J., *Mikrolegované oceli a jejich možná aplikace při využití metod termomechanického zpracování*, interní materiál Kovárny VIVA Zlín.

## 8. Seznam použitých zkratk a symbolů

MO	mikrolegovaná ocel
PVPF	precipitačně vytvrzovaná feriticko perlitická ocel
SM	světelný mikroskop
REM	rastrovací elektronový mikroskop
TEM	transmisní elektronový mikroskop
SEM	scanovací elektronový mikroskop
GP zóny	Guinier – Prestonovy zóny
AF	acikulární ferit
WF	Widmanstättenův ferit
NKT	nižší kováčská teplota
VKT	vyšší kováčská teplota
VTMZ	Vysokoteplotní mechanické zpracování,
KN	karbonitridické
PV1 a PV2	Označení experimentu. Různé rychlosti ochlazování v proudu vzduchu.
T <sub>nr</sub>	teplota nulové rekrytalizace
ŘT	řízené tváření
MP	Mikrolegující prvky
RŘK	rekrytalizačně řízené kování

Zkratky použité pro označení jednotlivých variant experimentu

PV1	Výkovek ochlazovaný v intenzivním proudu vzduchu
PV2	Výkovek ochlazovaný v méně intenzivním proudu vzduchu
NKT PK	Výkovek kovaný z nižší teploty kování, ochlazovaný pod plechovými kryty
VKT PK	Výkovek kovaný z vyšší teploty kování, ochlazovaný pod plechovými kryty
VO	Výkovek chlazený na teplotu okolí