

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI
FAKULTA STROJNÍ

Studijní program: N2301 Strojní inženýrství
Studijní obor: Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

DIPLOMOVÁ PRÁCE

Ověření možnosti nekonvenční výroby otěruvzdorné Mn oceli

Autor: **Bc. Ivan Vorel**
Vedoucí práce: **Ing. Miroslav Hála, CSc.**

Akademický rok: 2012/2013

PROHLÁŠENÍ O AUTORSTVÍ

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

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

V Plzni dne:

.....
podpis autora

PODĚKOVÁNÍ

Autor děkuje Ing. Miroslavu Hálovi, CSc. za odborné vedení a pomoc při zpracování diplomové práce, Ing. Petru Urbánkovi a Ing. Vladimíru Žižkovi za odbornou pomoc a konzultaci v oblasti řešené problematiky, firmě Plzeňské slévárny s.r.o a jejím zaměstnancům za poskytnutí zařízení, výrobu vzorků a pomoc při provádění zkoušek, Ing. Jiřímu Šimečkovi za odbornou pomoc při přípravě vzorků, Doc.Dr.Ing. Antonínu Křížovi a Doc.Ing. Ludmile Kučerové, PhD. za poskytnutí přístupu k elektronovým mikroskopům, Doc.RNDr. Dagmar Jandové, PhD. a Doc.RNDr. Josefu Kaslovi, CSc. za odborné konzultace, Ing. Jiřímu Hájkovi, PhD. za odbornou pomoc v oblasti tepelného zpracování, Evě Hájkové a Marii Gruberové za pomoc při přípravě vzorků.

ANOTAČNÍ LIST DIPLOMOVÉ PRÁCE

AUTOR	Příjmení Vorel	Jméno Ivan	
STUDIJNÍ OBOR	3911T016 Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie		
VEDOUcí PRÁCE	Příjmení (včetně titulů) Ing. Hála, CSc.	Jméno Miroslav	
PRACOVISŤE	ZČU - FST - KMM		
DRUH PRÁCE	DIPLOMOVÁ	BAKALÁŘSKÁ	Nehodící se škrtněte
NÁZEV PRÁCE	Ověření možnosti nekonvenční výroby otěruvzdorné Mn oceli		

FAKULTA	strojí	KATEDRA	KMM	ROK ODEVZD.	2013
----------------	--------	----------------	-----	--------------------	------

POČET STRAN (A4 a ekvivalentů A4)

CELKEM	88	TEXTOVÁ ČÁST	64	GRAFICKÁ ČÁST	24
---------------	----	---------------------	----	----------------------	----

<p style="text-align: center;">STRUČNÝ POPIS (MAX 10 ŘÁDEK)</p> <p>ZAMĚŘENÍ, TÉMA, CÍL POZNATKY A PŘÍNOSY</p>	<p>Diplomová práce je zaměřena na prověření možnosti získání manganové austenitické oceli požadované struktury a vlastností, a to v litém stavu. Tento postup není dosud zřejmě na území ČR používán, přičemž k dosažení požadované struktury se používá tepelné zpracování. Tato metoda je sice spolehlivá, avšak přináší navýšení výrobních nákladů.</p>
<p style="text-align: center;">KLÍČOVÁ SLOVA</p> <p style="text-align: center;">ZPRAVIDLA JEDNOSLOVNÉ POJMY, KTERÉ VYSTIHUJÍ PODSTATU PRÁCE</p>	<p>austenit, karbidy, tepelné zpracování, molybden, titan, odlévání, křehnutí</p>

SUMMARY OF DIPLOMA SHEET

AUTHOR	Surname Vorel	Name Ivan	
FIELD OF STUDY	3911T016 Materials Engineering and Engineering Metallurgy		
SUPERVISOR	Surname (Inclusive of Degrees) Ing. Hála, CSc.	Name Miroslav	
INSTITUTION	ZČU - FST - KKS		
TYPE OF WORK	DIPLOMA	BACHELOR	Delete when not applicable
TITLE OF THE WORK	Verification of the possibility of unconventional fabrication of wear resistant Mn steel		

FACULTY	Mechanical Engineering	DEPARTMENT	KMM	SUBMITTED IN	2013
----------------	------------------------	-------------------	-----	---------------------	------

NUMBER OF PAGES (A4 and eq. A4)

TOTALLY	88	TEXT PART	64	GRAPHICAL PART	24
----------------	----	------------------	----	-----------------------	----

BRIEF DESCRIPTION TOPIC, GOAL, RESULTS AND CONTRIBUTIONS	Diploma work deals with the review of possibility obtaining the manganese austenitic steel with regular structure and properties only with the casting method. This procedure is probably not used in Czech Republic. To attainment of regular structure the heat treatment is used. This is reliable, however it brings increase of costs.
KEY WORDS	austenite, carbides, heat treatment, molybdenum, titanium, casting, embrittlement

SEZNAM ZKRATEK

SFE	Stacking Fault Energy = energie vrstvevné chyby
HCP	Hexagonal Close Packed = hexagonální těsně uspořádaný
M_s	Martenzite Start = martenzit start
Z	Zásaditost strusky
b_f	Součinitel tepelné akumulace formy
c	Měrné teplo formovací směsi
λ	Tepelná vodivost
ρ_v	Měrná hmotnost formovací směsi

OBSAH

1	Úvod	3
2	Charakteristika manganových austenitických ocelí	5
3	Tepelné zpracování manganových austenitických ocelí	6
4	Otěruvzdornost manganových austenitických ocelí	9
5	Nekonvenční manganová austenitická ocel	13
6	Vliv legur a doprovodných prvků na vlastnosti manganových ocelí	14
6.1	Vliv manganu	14
6.2	Vliv křemíku	16
6.3	Vliv niklu	16
6.4	Vliv vanadu	16
6.5	Vliv chrómu	17
6.6	Vliv molybdenu	18
6.7	Vliv titanu	19
6.8	Vliv fosforu	19
6.9	Vliv síry	20
7	Metalurgie oceli	21
7.1	Výroba manganových austenitických ocelí	21
7.1.1	Strusky v zásaditých pochodech	22
7.1.2	Tavba oceli	22
7.1.2.1	Tavení vsázky	22
7.1.2.2	Období oxidace	23
7.1.2.3	Období dokončení tavby	24
7.1.2.3.1	Odsiřování oceli	24
7.1.2.3.2	Desoxidace oceli	24
8	Odlévání manganových austenitických ocelí	25
9	Tuhnutí manganových austenitických ocelí	25
10	Experimentální část	30
10.1	Experimentální materiál	30
10.2	Příprava vzorků	31
10.3	Rázové zkoušky odlitků	32
10.3.1	Vyhodnocení rázových zkoušek tyčí Ø 30 mm	33
10.3.2	Vyhodnocení rázových zkoušek tyčí Ø 40 mm	36
10.3.3	Vyhodnocení rázových zkoušek tyčí Ø 50 mm	39
10.3.4	Vyhodnocení rázových zkoušek odlitků tlukadel	41
10.4	Ověření chemického složení	43
10.4.1	Ocel 42 2921 - litý stav	43
10.4.2	Ocel 42 2921 - stav po tepelném zpracování	43
10.4.3	Navrhovaná ocel - litý stav	44
10.4.4	Navrhovaná ocel - stav po tepelném zpracování	44
10.5	Hodnocení mikrostruktury	45
10.5.1	Světelná mikroskopie	45
10.5.1.1	Příprava vzorků	45
10.5.1.2	Hodnocení tyčí Ø 30 mm	46
10.5.1.3	Hodnocení tyčí Ø 50 mm	54
10.5.1.4	Hodnocení třmenů tlukadel	62
10.5.2	Řádkovací elektronová mikroskopie	70
10.5.2.1	Ocel 42 2921 - litý stav	70

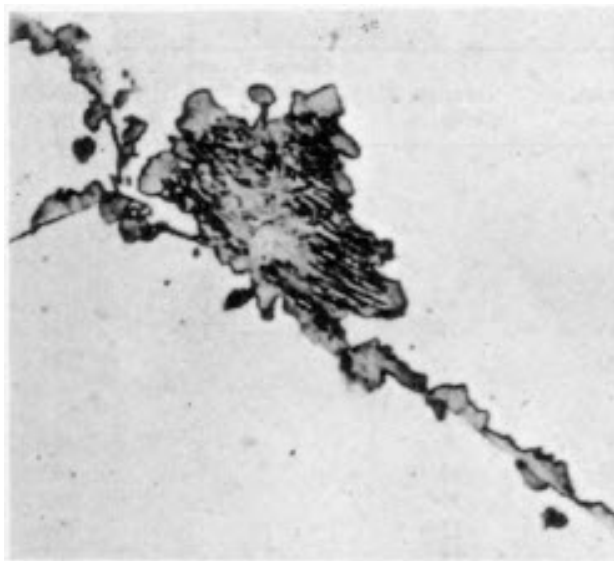
10.5.2.2	Navrhovaná ocel - litý stav	74
10.6	Hodnocení mikrotvrlosti dle Vickerse	79
11	Hodnocení velikosti zrna	80
12	Ekonomické hodnocení	82
12.1	Ekonomické hodnocení oceli 42 2921	82
12.2	Ekonomické hodnocení navrhované oceli	82
13	Diskuze výsledků	83
14	Závěr	86
	Použitá literatura	87
	Přílohy	88

1 Úvod

Zpracovatelský průmysl mnoha druhů výrobních odvětví vychází ze základního požadavku, kterým je přeměna vstupních surovin na dále zpracováváný polotovár. Vstupními surovinami mohou v daném případě být např. vytěžené minerály a rudy, horniny, uhlí, dřevo či odpad z výroby, které je třeba přeměnit na dále zpracovatelný produkt, a to například s ohledem na manipulovatelnost, skladovatelnost, další výrobu aj. V řadě případů je za tímto účelem využíváno mnoho strojů a zařízení, jejichž funkční části přicházejí do přímého kontaktu se zpracovávaným materiálem. Příkladem mohou být mlecí mlýny v hutnictví, důlní rypadla a drtiče nebo lžice nakladačů a bagrů. Společným znakem pracovních částí všech těchto zařízení je vysoké statické či dynamické zatížení funkčního povrchu, v jehož důsledku dochází k jeho opotřebování. Z tohoto důvodu hraje důležitou roli s ohledem na trvanlivost pracovních ploch, a to s přihlédnutím jednak na provozní, jednak na ekonomické hledisko, odolnost ploch proti opotřebení. Vysoká hodnota této materiálové charakteristiky zajišťuje základní předpoklad ke spolehlivému provozu. Nelze však předpokládat, že je podmínkou jedinou, neboť různé výrobní technologie často vyžadují určitou optimální kombinaci vlastností, kterými kromě odolnosti vůči opotřebení mohou být vysoká mez únavy, vysoká vrubová houževnatost nebo odolnost vůči porušení nestabilním křehkým lomem aj. Za příklad často využívaných strojírenských materiálů mohou sloužit např. bílé litiny, nízko či středně legované kalitelné oceli či manganové austenitické oceli, kterým je v práci věnována pozornost.

Manganová austenitická ocel byla patentována roku 1883 R. A. Hadfieldem. I když se jedná o patent více jak jedno století starý, má dnes „Hadfieldova“ ocel nezastupitelné místo v řadě aplikací, kde jiné materiály nevyhovují s ohledem na své vlastnosti nebo na vysoké náklady spojené s jejich výrobou. Ocel ve své podstatě spojuje vysokou odolnost vůči opotřebení povrchu s vysokou houževnatostí jádra. Tak mohou být součástí z tohoto materiálu provozovány při velkých rázových zatíženích, aniž by docházelo k jejich porušování.

Nevýhodou manganových austenitických ocelí je tvorba nežádoucích karbidických fází (*obr.1*), jenž mohou vznikat v průběhu jejich tuhnutí a jsou příčinou snížení plastických vlastností těchto ocelí.



Obr.1 Karbidické síťoví po hranicích austenitických zrn

Přítomnost karbidů ve zvýšeném měřítku ve struktuře oceli může způsobovat jejich křehké porušení, a to i při napětích často nižších, než jsou ta vyvolaná provozem. To, do jaké míry budou křehké karbické fáze v oceli zastoupeny, závisí na několika faktorech jako jsou chemické složení oceli, rychlost ochlazování nebo rozměry odlitku. Odstranění karbidických fází je třeba věnovat značnou pozornost. V současné době je prováděno pomocí tepelného zpracování, které však přináší další náklady na výrobu součástí, jednak s ohledem na spotřebovanou energii, jednak na spotřebovaný čas zařízení a práci obsluhy. Z tohoto důvodu je snahou získat součásti a nástroje s austenitickou strukturou s minimálním zastoupením karbidických fází a popřípadě jejich příznivějším tvarem a rozložením bez tepelného zpracování, čistě za použití odlévání.

Požadavek získání otěruvzdorné manganové oceli za použití odlévání bez tepelného zpracování vychází z podnětu firmy Plzeňské slévárny s.r.o, v jejíž spolupráci je diplomová práce řešena.

2 Charakteristika manganových austenitických ocelí

Austenitické manganové oceli jsou materiálem, který je charakteristický vysokou odolností povrchu vůči opotřebením a vysokou houževnatostí jádra. Struktura těchto ocelí je tvořena austenitem a komplexními karbidy, jejichž tvar a rozložení má rozhodující na spolehlivou funkci nástrojů a dílů z těchto ocelí vyrobených. Zmíněné karbidy tvoří po odlití oceli karbidické síťoví po hranicích austenitických zrn a/nebo masivní karbidické útvary v interdendritických polohách či jehlice uvnitř austenitických zrn [1]. Tím je značně snižována houževnatost těchto ocelí. Pro zajištění provozní spolehlivosti je nutné snížit množství a/nebo změnit morfologii vylučovaných karbidů, což je v současné době prováděno pomocí tepelného zpracování. Struktura oceli by poté měla být tvořena převážně austenitem.

Chemické složení manganových austenitických ocelí na odlitky, vyráběných v České republice je uvedeno v tab. 1. Pro doplnění je uvedeno původní patentované složení Hadfieldovy oceli.

ČSN	Chemické složení [%]					
	C	Mn	Cr	Si	P max.	S max.
42 2920	1,10-1,50	12-14	-	0,70	0,100	0,050
42 2921	1,10-1,50	12-14	0,70-1,20	0,70	0,100	0,050
Hadfieldova ocel	1,0-1,50	11,50-14,50	0,70-1,20	1,0	0,100	0,050

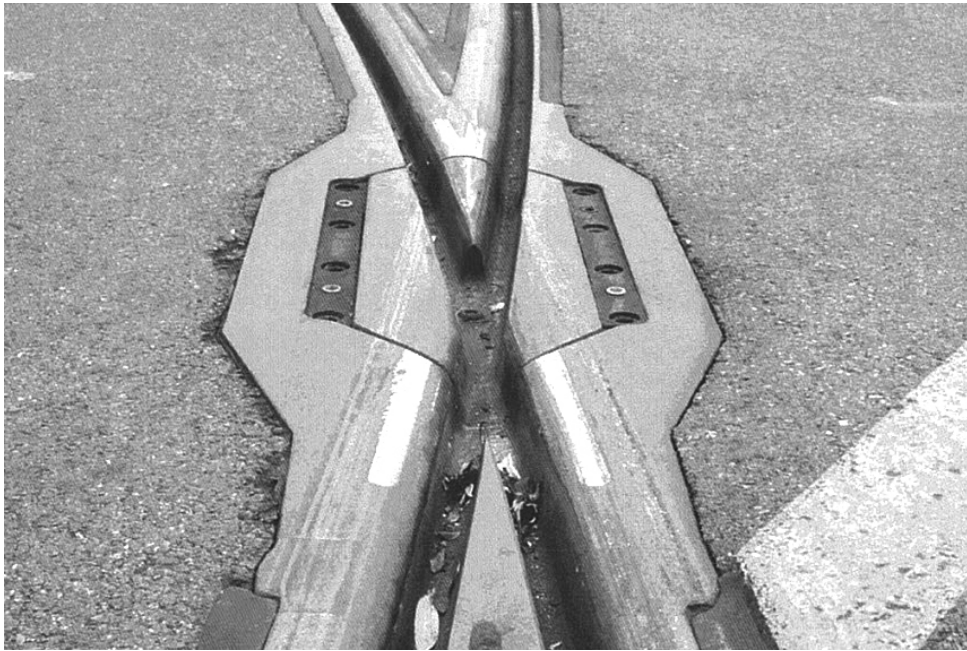
Tab.1 Chemické složení manganových austenitických ocelí na odlitky normalizovaných v ČR [1]

Svařitelnost manganových austenitických ocelí je velmi obtížná. To je způsobeno jednak vysokým obsahem uhlíku a manganu, dále pak nízkou tepelnou vodivostí. Je-li třeba tento materiál svařit, je nutné přísně dodržovat svařovací podmínky a důsledně sledovat teplotu. Je doporučeno provádět krátké svarové housenky v několika vrstvách. Po svaření musí vždy následovat tepelné zpracování. S ohledem na výše uvedené není v technické praxi častým jevem ani provádění návarů opotřebovaných ploch ani jejich oprav.

Obrobitelnost těchto ocelí je rovněž obtížná. Tento fakt je způsoben vysokou zpevňovací schopností manganových austenitických ocelí, která brání pronikání nástroje do materiálu a utváření třísek. Z tohoto důvodu se požadovaný tvar součást a nástrojů získává zejména odléváním, po němž může následovat dobroušení na konečný tvar.

Manganové austenitické oceli dosahují hodnoty meze kluzu přibližně 345 až 415 MPa, meze pevnosti 800 až 900 MPa a tažnosti 35 až 50 %. Používají se na výrobu strojních dílů, které jsou vystavovány vysokým tlakům a rázovému zatěžování [2]. Jedná se například o mlecí desky a tlukadla v provozech, které zpracovávají uhlí, dále pak o lžice bagrů či čelisti drtičů nebo srdcovky kolejnic (obr. 2.1). Dle americké normy A128 se tyto oceli používají zejména jako nemagnetické a jako oceli pro kryogenní aplikace. To lze odůvodnit zejména vyšší cenou, která je oproti Cr-Ni ocelím výrazně nižší.

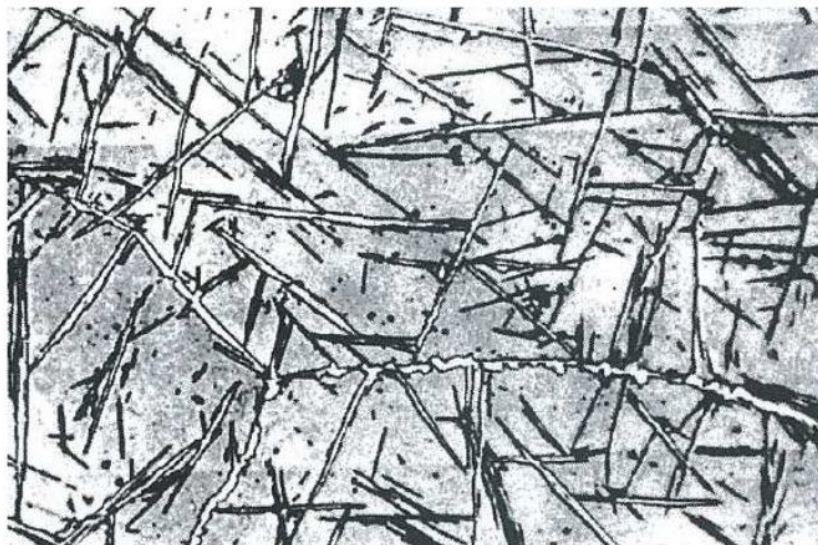
Pro úplnost lze doplnit, že kromě často vyráběných ocelí na odlitky ČSN 42 2920 a 42 2921 je možné se na území ČR setkat s tvářenými manganovými austenitickými oceli ČSN 17 427 a ČSN 17 618, kterým však v práci není věnována pozornost.



Obr. 2.1 Srdcovka s vložkou z manganové austenitické oceli [2]

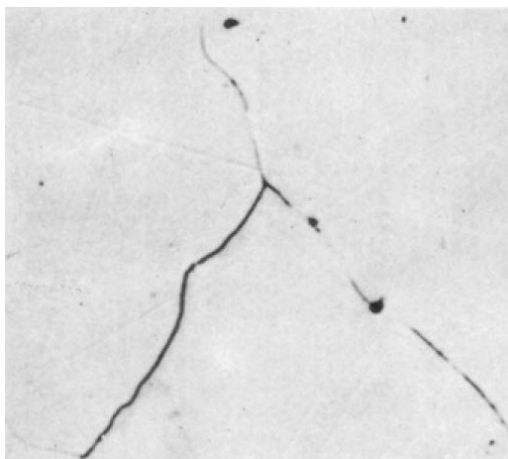
3 Tepelné zpracování manganových austenitických ocelí

Podmínkou spolehlivého provozu je, aby struktura těchto ocelí byla tvořena austenitem s minimálním podílem vyloučených karbidů, jež způsobují jejich křehkost. Protože u nás normalizované manganové austenitické oceli na odlitky mají vždy sklon k vytváření karbidických fází při tuhnutí viz *obr 3.1*, je nutné je podrobovat tepelnému zpracování.

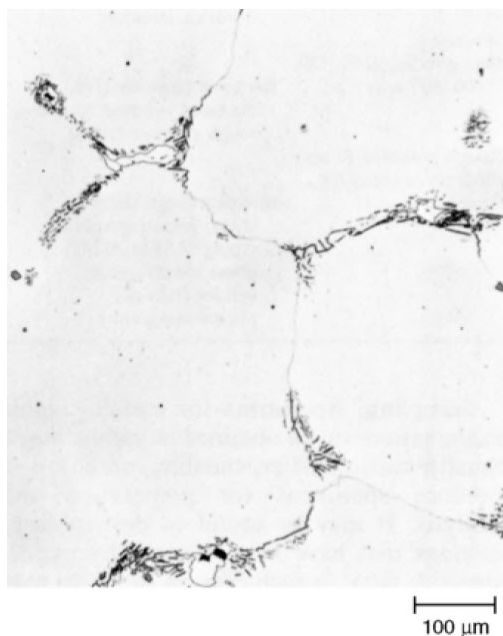


*Obr. 3.1 Karbidické jehlice uvnitř austenitu a obálky karbidů po hranicích [1]
austenitických zrn - litá ocel*

Tepelné zpracování manganových austenitických ocelí spočívá obvykle v rozpouštěcím žíhání při teplotě kolem 1050 °C a následném prudkém ochlazení zpracovávaného předmětu. Vzhledem k houževnatosti austenitické struktury nedochází při ochlazování k vzniku trhlin. Výdrž na teplotě 1050 °C je volena s ohledem na rozměry předmětů. U malých součástí se doba výdrže pohybuje kolem 1 hodiny. Protože mají tyto oceli poměrně nízkou hodnotu tepelné vodivosti, je nutné volit vhodnou rychlost ohřevu tak, aby v ohřívaném předmětu nevznikala nežádoucí vnitřní napětí. Proto se užívá rychlost ohřevu kolem 100 °C/hod. U rozměrnějších výrobků je rychlost ohřevu ještě nižší. Pro vyrovnání teploty v průřezu výrobků se často při ohřevu používá prodlevy v oblasti teplot kolem 630 °C. Doba výdrže je závislá od tvaru a rozměrů zpracovávaných součástí [2,3]. Výslednou strukturou by měl být austenit (obr. 3.2)

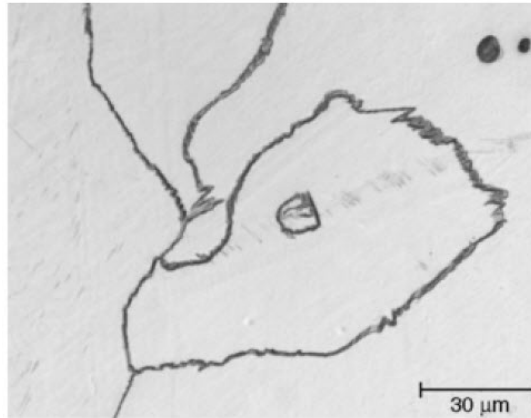


Obr. 3.2 Mikrostruktura oceli s 1,12 %C a 14%Mn - austenit
žíháno na 1120°C, ochlazeno ve vodě, tl. 76mm, zvětšeno 500x [2]



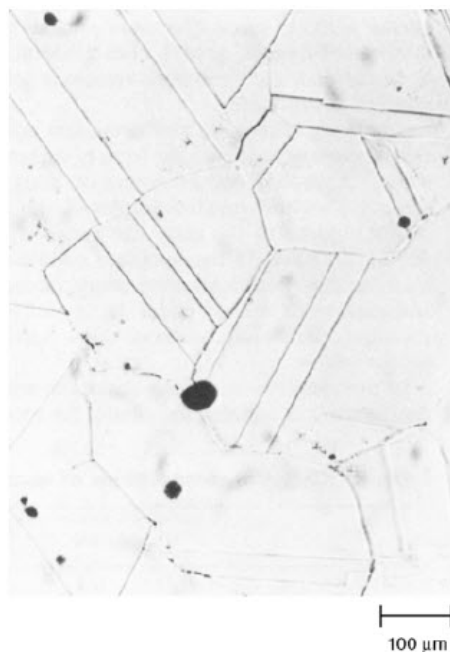
Obr. 3.3 Mikrostruktura oceli s 1,2 % C, 12,5 % Mn a 1,96 % Cr - nerozpuštěné karbidy
po hranicích austenitických zrn, žíháno při 1075 °C/2h, ochlazeno ve vodě, zvětšeno 100x [3]

Manganové oceli, které obsahují chróm či vanad je nutné podrobovat rozpouštěcímu žihání za teplot až 1180 °C. Důvodem je pozitivní vliv těchto prvků na stabilitu karbidů přítomných v oceli po odlití. Při běžně užívaných teplotách rozpouštěcího žihání viz výše proto nedochází k úplnému rozpuštění karbidů a tyto posléze zůstávají po ochlazení zachovány v oceli viz obr. 3.3 a 3.4.



Obr. 3.4 Mikrostruktura oceli s 1,2 % C, 12,5 % Mn a 1,96 % Cr
-nerozpuštěné karbidické obálky na hranicích austenitických zrn, žiháno při 1090°C,
ochlazeno ve vodě [3]

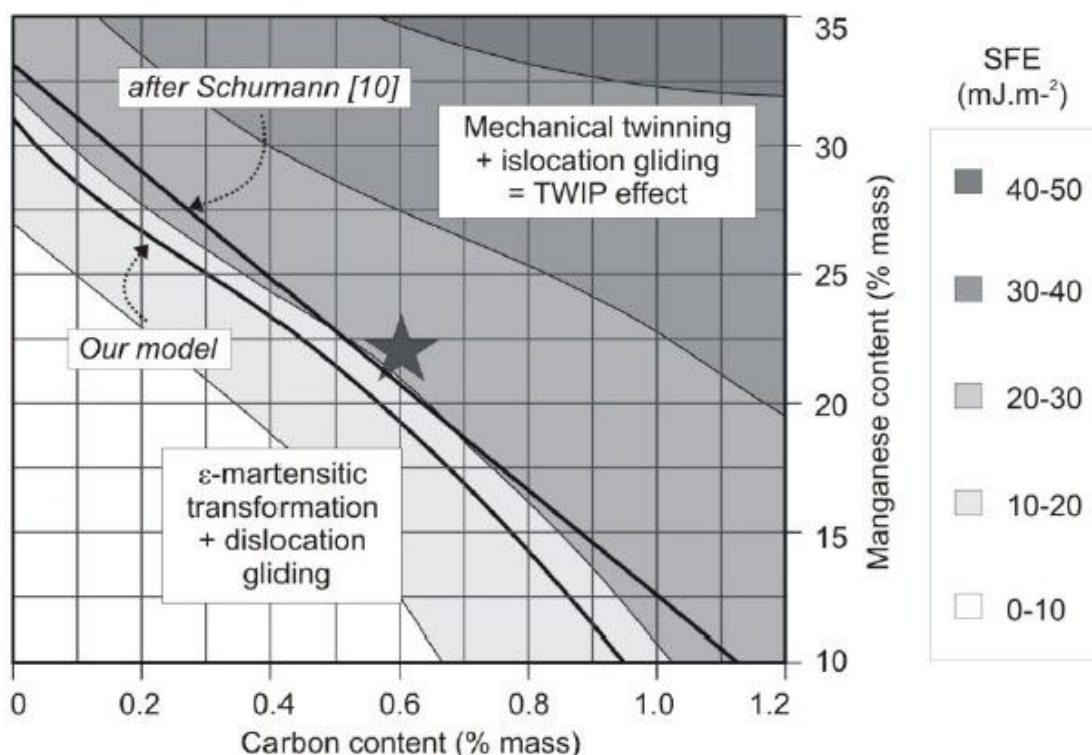
Mezi tepelné zpracování manganových ocelí lze zařadit i tzv. perlitizační žihání. Tento postup byl dříve využíván k zvýšení odolnosti vůči opotřebení. Ocel se po rozpouštěcím žihání a ochlazení ve vodě žihala při teplotách 450 až 750 °C po dobu několika hodin. Tím došlo k částečnému rozpadu austenitu na perlit. Poté následovalo rozpouštěcí žihání při teplotách kolem 1050 °C a prudké ochlazení do vody. Při tomto pochodu došlo k růstu austenitických zrn z perlitických kolonií, která posléze obsahovala žihací dvojčata (obr. 3.5), jež působila příznivě na zvýšení odolnosti vůči opotřebení.



Obr. 3.5 Žihací dvojčata v austenitických zrnech - ocel s 1,76%C, 10,5%Mn a 0,7% Cr [3]

4 Otěruvzdornost manganových austenitických ocelí

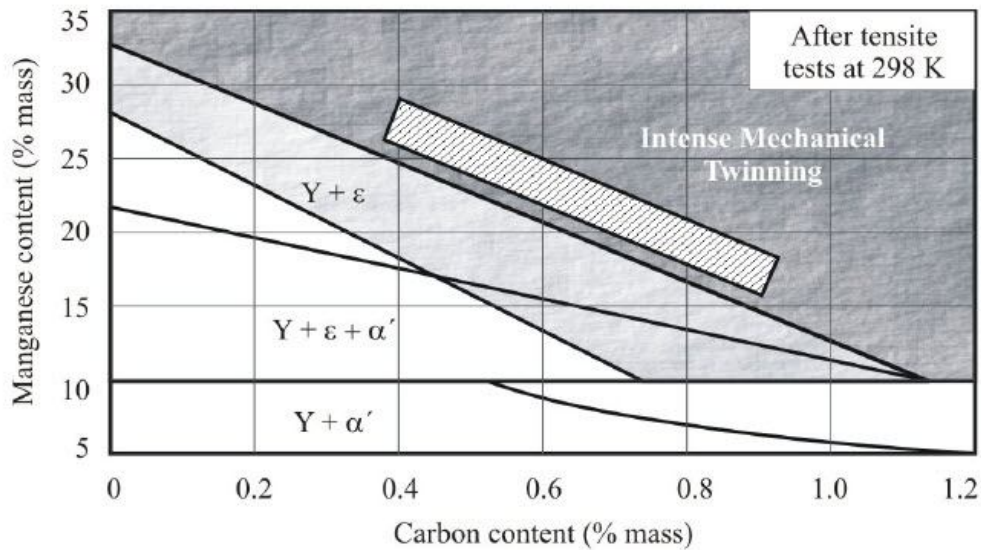
Manganové austenitické oceli jsou charakteristické vysokým zpevněním povrchu, pak-li že je tento povrch namáhán velkými rázy a tlaky. Je-li však materiál namáhán bez rázů a vysokých tlaků, je odolnost vůči otěru těchto ocelí nízká. Pro vytvoření zpevněného povrchu a sním spojené otěruvzdornosti hraje významnou roli energie vrstevné chyby - *SFE* (*Stacking Fault Energy*) [4]. Ta vychází z chemického složení oceli, čímž je možné do jisté míry její hodnotu ovlivnit. Významný vliv na hodnotu *SFE* má zejména přítomnost manganu a uhlíku respektive jejich obsah v oceli viz obr. 4.1.



Obr. 4.1 Energie vrstevné chyby *SFE* v závislosti na obsahu uhlíku a manganu [4]

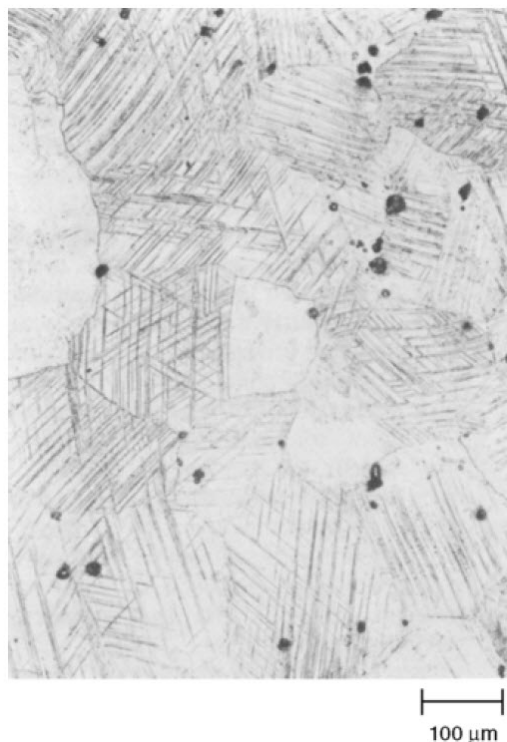
V průběhu namáhání konstrukčních dílů a nástrojů z manganových austenitických ocelí může k požadovanému zpevnění dojít dvěma mechanismy. Jedná se o dvojčatění a deformačně indukovanou martenzitickou transformaci. Hlavním kritériem uskutečnění toho kterého mechanismu je velikost vrstevné chyby, respektive její hodnota 18 mJ.m^{-2} . Nutno však na místě podotknout, že se oba mechanismy mohou uplatnit současně, a to v případě kdy energie vrstevné chyby kolísá kolem výše uvedené hodnoty.

Mechanismus dvojčatění se uplatňuje u manganových ocelí s vyšším obsahem manganu a uhlíku, kdy je $SFE > 18 \text{ mJ.m}^{-2}$. V tomto případě je však nutné volit chemické složení oceli tak, aby uhlík zůstal přítomen v tuhém roztoku a výchozí austenit dosahoval požadované stability viz obr. 4.2. Precipitace karbidů způsobuje ochuzení austenitu o uhlík, což má za následek snížení hodnoty *SFE*. V závislosti na množství vyloučených karbidů může být proto mechanismus dvojčatění z části nebo úplně nahrazen deformačně indukovanou martenzitickou transformací. Proto je nutné provádět tepelné zpracování, aby k tvorbě karbidů nedocházelo. Vlastní mechanická dvojčata vznikají vlivem skluzu parciálních dislokací $a/6 \langle 112 \rangle$ podél roviny $\{111\}$. Krystalografická struktura je typem orientace shodná se základním austenitem.



Obr. 4.2 Diagram stability fází v soustavě Fe-C-Mn při 298 K [4]

V závislosti na stupni deformace narůstá rovněž počet mechanických dvojčat (obr. 4.3). Tím dochází ke zpevňování, neboť dvojčata jsou bariérou pohybu dislokací, takže napětí potřebné k další plastické deformaci vzrůstá.



Obr. 4.3 Deformační dvojčata uvnitř austenitických zrn -ocel s 1,15% C, 12,8% Mn [3]

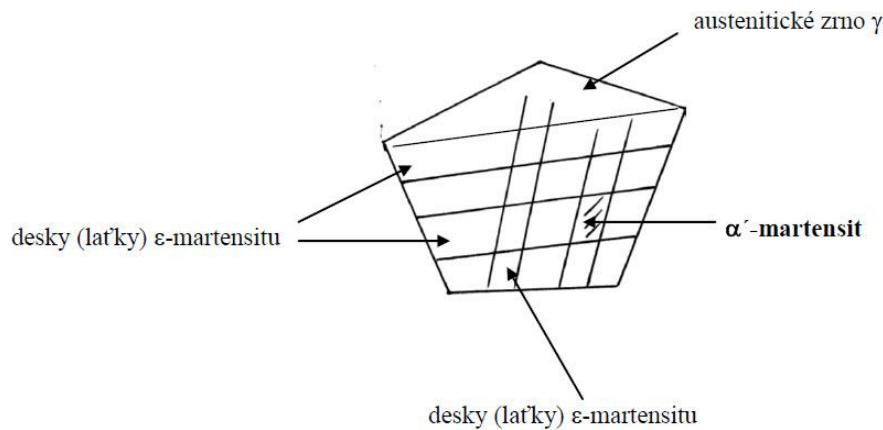
Deformačně indukovaná martenzitická transformace je charakteristická pro manganové oceli s nižším obsahem uhlíku a manganu. V tomto případě je energie vrstevné chyby $SFE < 18 \text{ mJ.m}^{-2}$. Podstata zpevňování je spojena s transformací austenitu na martenzit v důsledku přiváděné energie, jejímž původem často bývá samotný provoz nástroje či součásti, avšak nutno dodat, že tato energie může být přivedena ještě před uvedením nástroje do provozu, jako je tomu např. při cíleném zpevňování povrchu výbuchem. Vlivem narůstající

deformace austenitických zrn vzrůstá jejich energie, což má za následek vyvolání martenzické transformace. Austenit transformuje na přechodový ϵ martenzit s *HCP* mřížkou.



Obr. 4.4 Martenzit v austenitických zrnech - ocel s 0,9% C a 13% Mn, zvětšeno 500x [5]

Vznik ϵ martenzitu je vyvolán dislokačním pokluzem, stejně tak jako tomu bylo v případě dvojčatění. Rozdílem však je fakt, že deformace je uskutečňována na každé druhé rovině. Tím jsou vytvářeny charakteristické laťky martenzitu. Vzdávající zatížení vyvolává další nárůst látek ϵ martenzitu, které se posléze začnou protínat. V místě protnutí respektive interakce dochází k transformaci ϵ martenzitu na α' martenzit, jak ilustruje obr. 4.5. K tomuto procesu dochází až do úplného vyčerpání plasticity.



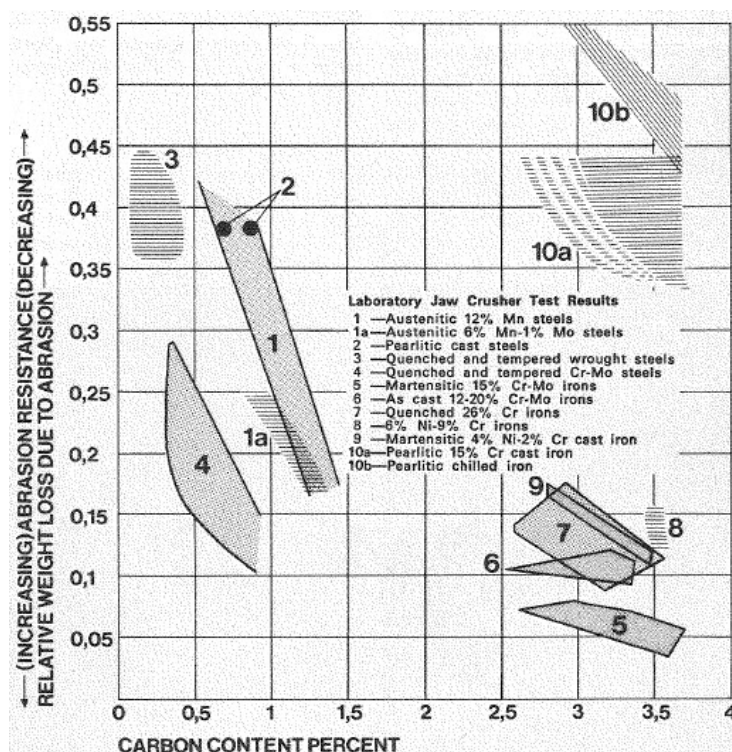
Obr. 4.5 Vznik α' martenzitu interakcí látek ϵ martenzitu [4]

Manganové austenitické oceli mají nižší ořezávací sílu než martenzické oceli s vysokým obsahem uhlíku a martenzické bílé litiny, na straně druhé mají srovnatelnou nebo vyšší ořezávací sílu než perlitické bílé litiny a oceli [2]. S ohledem na houževnatost však manganové austenitické oceli dosahují z těchto materiálů nejpříznivějších hodnot. Porovnání ořezávací síly a houževnatosti vybraných materiálů je uvedeno v tab. 4.1. Hodnocení bylo

prováděno na mlecích koulích průměru 127 mm. Jiné srovnání otěrvzdornosti vybraných materiálů je uvedeno na obr. 4.6.

Material	Nominal composition, %					Hardness, HB	Relative wear rate	Order of toughness
	C	Mn	Cr	Mo	Ni			
Martensitic Cr-Mo white iron	2.8	1.0	15.0	2.0	...	740	89	7
Martensitic high-chromium white iron	2.7	1.0	26.0	705	98	8
Martensitic high-carbon Cr-Mo steel (type 3)	1.0	0.8	6.0	1.0	...	615	100	6
Martensitic high-carbon Cr-Mo Steel (type 2)	0.7	0.7	2.0	0.4	...	560	110	5
Martensitic Ni-Cr white iron	3.2	0.8	2.0	...	4.0	650	112	9
Austenitic 6Mn-1Mo steel	0.9	6.0	...	1.0	...	490	114	3
Martensitic medium-carbon Cr-Mo steel (type 1)	0.4	1.5	0.8	0.4	...	560	120	2
Pearlitic high-carbon Cr-Mo steel (type A)	0.8	0.8	2.5	0.4	...	380	127	4
Austenitic 12% Mn steel	1.2	12.0	410	138	1

Tab. 4.1 Porovnání otěrvzdornosti vybraných materiálů [2]
hardness-tvrdość, wear rate-míra opotřebení, order of toughness-pořadí houževnatosti



Obr. 4.6 Porovnání relativní ztráty hmotnosti vybraných materiálů za podmínek erozivního opotřebení [6]

Manganové oceli vykazují vysokou odolnost vůči opotřebení v případě kontaktu kov-kov. Příkladem mohou být řemenice, jeřábová kola. Střední odolnost vůči otěru za středních tlaků a napětí jako tomu například u tyčových vložek mlýnů (obr.4.7). Poměrně nízkou odolnost vůči otěru při nízkých tlacích a napětích. Příkladem jsou nástroje pro manipulaci se sypkým pískem nebo pískovými kaly [2].



Obr. 4.7 Opatřebení desky uhelného mlýnu z oceli 42 2921 po půl roce provozu

5 Nekonvenční manganová austenitická ocel

Struktura odlitků z normalizovaných manganovým austenitických ocelí je po vychladnutí a vytržení z formy tvořena austenitem s určitým podílem karbidů, které tvoří obálky, obepínající austenitická zrna, masivní útvary v interdendritických polohách, popřípadě ostré jehlice uvnitř zrn austenitu. Přítomnost karbidů ve struktuře oceli je dána zejména rychlostí ochlazování, relativní tloušťkou odlitku a chemickým složením.

Přínosem v řešení problematiky přítomnosti karbidických fází v těchto ocelích se stal patent Třineckých oceláren, který vycházel z myšlenky získání oceli s austenitickou strukturou s minimálním zastoupením karbidů a zlepšením jejich morfologie, a to s ohledem na snížení výrobních nákladů a současně zachování mechanických charakteristik oceli. Patent spočíval v modifikaci chemického složení oceli [7]. Základní odlišností od manganových austenitických ocelí uvedených v normě ČSN se stal snížený obsah uhlíku, který se dle hmotnosti odlitků pohyboval v rozmezí 0,5 až 1 % hm. Podstatným pro výsledné vlastnosti oceli se stal přídavek titanu v rozmezí 0,01 až 0,5% hm. a molybdenu 0,4 až 1 % hm.. Přísada molybdenu působila příznivě na snížení množství vylučovaných karbidických fází. Příznivý vliv molybdenu byl sledován rovněž s ohledem na morfologii karbidů, která se z původního síťoví po hranicích zrn změnila na ostrůvkovité útvary. Přísada titanu do manganové austenitické oceli způsobila zjemnění austenitického zrna. Tím se zvýšila mez kluzu a pevnosti oceli a rovněž odolnost oceli vůči kontaktní únavě. Fosfor přítomný v oceli dosahoval maximální hodnoty 0,05 % hm.. Tímto se snížil sklon k praskání odlitků a bylo dosaženo lepších plastických vlastností.

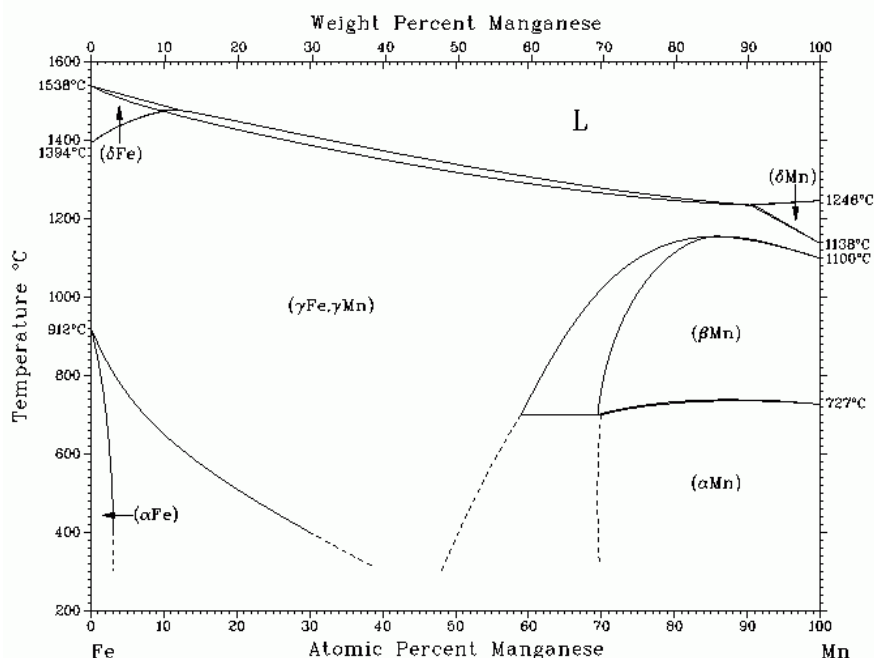
Austenitická manganová ocel se sníženým obsahem uhlíku (viz výše) a přídavkem titanu, byla použita pro výrobu kolejových podkladnic o tloušťce stěny 20 mm. Odlitky z této oceli dosahovaly téměř austenitické struktury, přičemž karbidy se vyskytovaly pouze místně v globulární podobě. Pro odlitky o relativní tloušťce stěny větší jak 20 mm byla do oceli přidávána navíc přísada 0,5 až 2 % hm. molybdenu. Odlitky z této oceli dosahovaly rovněž převážně austenitické struktury s minimálním podílem vyloučených karbidů. Houževnatost odlitků při rázových zkouškách byla pro provoz plně postačující. Z tohoto důvodu nebylo nutné vyrobené odlitky tepelně zpracovávat, což významně snížilo náklady na jejich výrobu. Protože takto modifikovaná ocel obsahovala nižší množství uhlíku než konvenčně vyráběné manganové austenitické oceli, bylo možno provádět opravy odlitků navařováním, bez nebezpečí vzniku trhlin nebo deformací.

6 Vliv legur a doprovodných prvků na vlastnosti manganových ocelí

Legující prvky jsou do oceli přidávány záměrně za účelem zlepšení jejich vlastností, tak aby bylo dosaženo požadovaných užitečných hodnot, které jsou v provozu vyžadovány. Prvky doprovodné pocházejí z výrobních pochodů, svou přítomností často vlastnosti ocelí zhoršují. V následujících kapitolách je uvedeno, jakým způsobem ten který prvek ovlivňuje vlastnosti manganových austenitických ocelí, s ohledem na praktické využití.

6.1 Vliv manganu

Mangan je základním legujícím prvkem přidávaným do oceli. Je prvkem, který zvyšuje stabilitu austenitu. Svou přítomností v základní matici způsobuje pokles teploty A_1 a zvýšení



Obr. 6.1 Binární diagram Fe-Mn [10]

teploty A_4 . Tím dochází s narůstajícím obsahem manganu k rozšiřování oblasti fáze $\text{Fe} - \gamma$ na úkor fáze $\text{Fe} - \alpha$ (obr. 6.1).

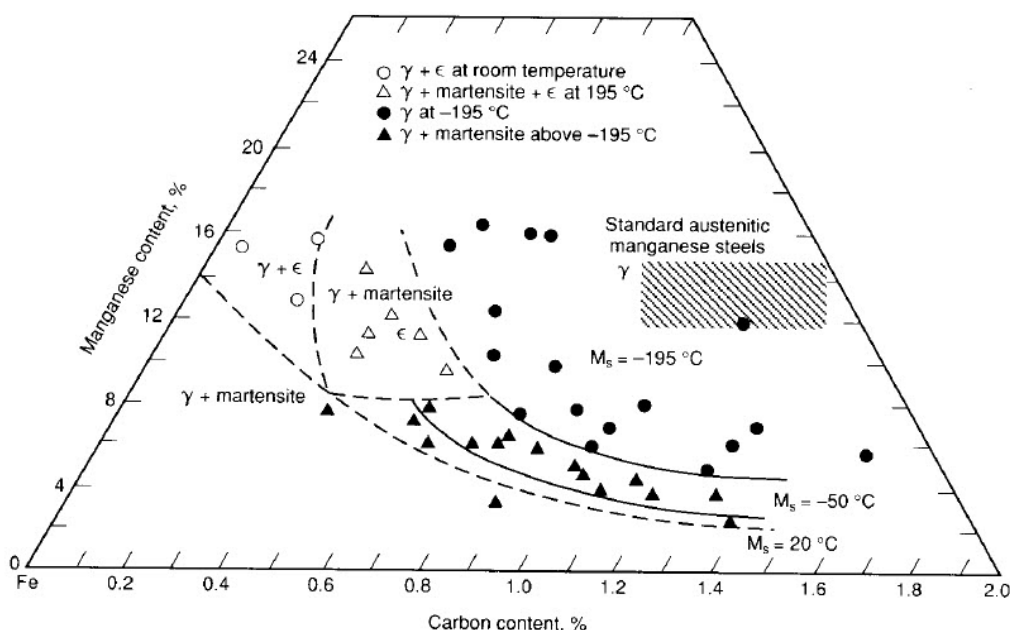
V ternární soustavě $\text{Fe}-\text{C}-\text{Mn}$ se mangan částečně rozpouští ve feritu a austenitu, avšak při překročení hodnoty maximální rozpustnosti vytváří podvojný cementit $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$, který se pak vylučuje po hranicích austenitických zrn a v interdendritických polohách [2,3]. Přítomnost této fáze snižuje houževnatost oceli.

Mangan má výrazný vliv na tepelné zpracování. V diagramech ARA a IRA způsobuje posun křivky přeměny austenitu na perlit a bainit směrem doprava. Tento jev lze vysvětlit zpomalením průběhu rozpadu austenitu, jenž vzniká v důsledku snížení difuzní schopnosti uhlíku, k němuž přítomnost manganu přispívá [8]. Transformace je tím pomalejší, čím vyšší je obsah manganu v oceli. Velmi důležitým praktickým důsledkem vyššího obsahu

tohoto prvku v matici je rovněž vliv na polohu teploty M_s (obr. 6.2). Ta je tím nižší, čím vyšší je obsah manganu a uhlíku. Proto dochází s rostoucím obsahem těchto prvků k potlačení transformace austenitu a ocel si zachovává austenitickou matici i za běžných pokojových teplot. Výši teploty M_s lze orientačně stanovit dle následujícího vztahu [9]:

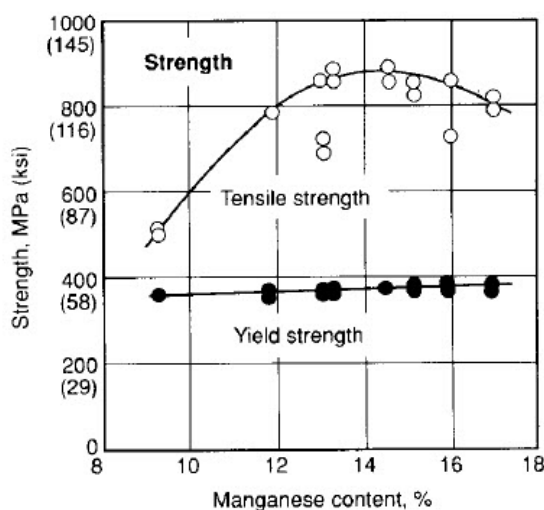
$$M_s = 500 - 300C - 35Mn - 20Cr - 15Ni - 10Si - 10Mo \quad (6.1)$$

Z výše uvedeného rovněž je patrné, že největší vliv na stabilitu austenitu má množství uhlíku obsaženého v oceli. Zvyšování obsahu uhlíku vede na druhou stranu k intenzivnímu vylučování křehkých karbidických fází, jejichž přítomnost je v oceli nežádoucí.



Obr. 6.2 Změna teploty M_s v závislosti na obsahu Mn, C [2]

Mangan zvyšuje mez pevnosti, mez kluzu, zlepšuje plasticitu oceli. Míra účinku je dána obsahem manganu v oceli viz obr. 6.3 [3].



Obr. 6.3 Vliv obsahu Mn na mez kluzu a pevnost v tahu u manganových ocelí [2]

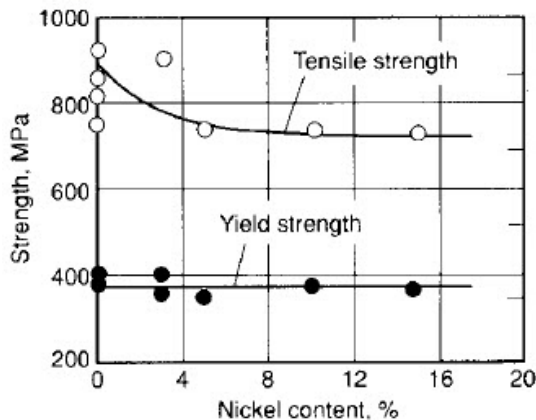
6.2 Vliv křemíku

Křemík je prvkem feritotvorným. To znamená, že způsobuje stabilizaci fáze $Fe-\alpha$ na úkor fáze $Fe-\gamma$. Křemík není prvkem karbidotvorným. Podstatný je však jeho vliv na rozpustnost uhlíku v austenitu, která s rostoucím obsahem křemíku klesá [4]. Tím dochází k vylučování uhlíku v podobě křehkých karbidů. Tento jev má mimo jiné za následek snížení vrubové houževnatosti oceli. S rostoucím obsahem křemíku přibližně nad 0,8 % hmotnostních narůstá rychlost tvorby karbidů a ocel proto vykazuje chování oceli s vyšším obsahem uhlíku. Nižší obsah křemíku než je 0,3 % hmotnostních může být příčinou snížení teploty, při které dochází k tvorbě karbidů a tyto mohou být posléze přítomny ve formě jehlic uvnitř austenitických zrn [2,3].

Přísada křemíku v rozmezí 1 až 2 % zvyšuje mez kluzu oceli, nad 2,2% však dochází k prudkému snížení meze pevnosti. Nízký obsah křemíku pod 0,1% výrazně zhoršuje zabíhavost při odlévání.

6.3 Vliv niklu

Nikl ve slitinách železa úplně otevírá oblast gama, je tedy prvkem austenitotvorným. Nikl v manganových austenitických ocelích netvoří samostatné karbidy. Potlačuje tvorbu karbidů vznikajících při teplotách v rozmezí 300 až 550 °C. Nikl zvyšuje tvárnost, nepatrně snižuje mez kluzu, zajišťuje dostatečné plastické vlastnosti při záporných provozních teplotách (obr. 6.4) [2].



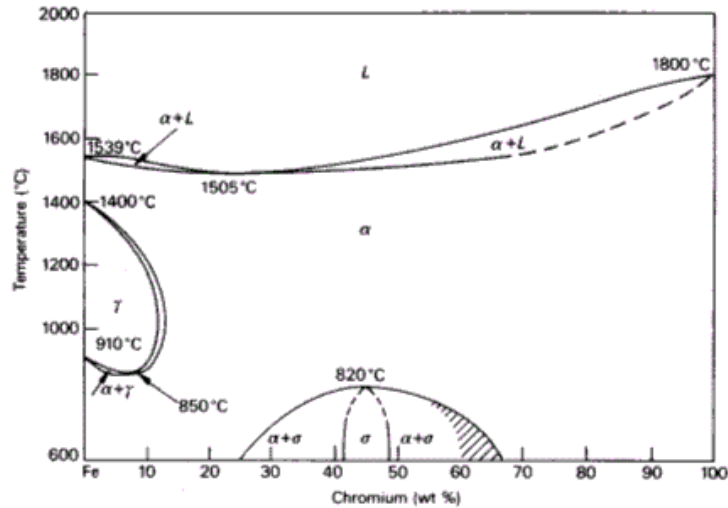
Obr. 6.4 Vliv obsahu Ni na mez kluzu a pevnost v tahu u manganových ocelí [2]

6.4 Vliv vanadu

Vanad je silně karbidotvorným prvkem. Vanad rozpuštěný v tuhém roztoku způsobuje stabilizaci $Fe-\alpha$. Karbidy a karbonitridy vanadu jsou velmi stálé. K jejich rozpouštění dochází při teplotách kolem 1100 °C. Přísada vanadu zvyšuje mez kluzu, snižuje tvárnost oceli [2].

6.5 Vliv chrómu

Chrómu je prvkem feritotvorným t.j. obdobně jako křemík otevírá oblast stabilního feritu na úkor austenitu (obr. 6.5).

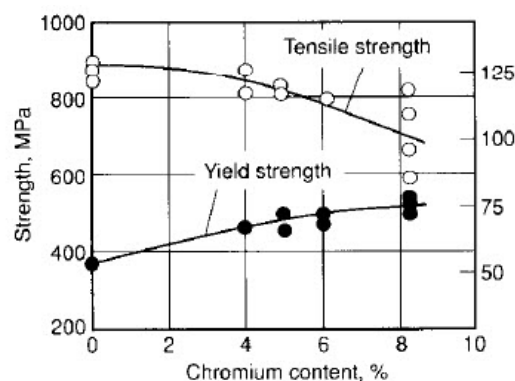


Obr. 6.5 Binární diagram Fe-Cr [10]

V železných slitinách se chróm vždy z části rozpouští v kovové matici, z části pak tvoří karbidické fáze. Druh vzniklého karbidu je závislý jednak na obsahu chrómu ve slitině, jednak na obsahu uhlíku a dalších karbidotvorných prvků [4]. Při malém obsahu chrómu vzniká karbid, který lze obecně označit M_3C , kde M označuje jednotlivé prvky, tvořící karbidy. Jedná se tedy o Cr , Fe , V , Nb , Ti aj. S rostoucím zastoupením chrómu v oceli postupně mohou vznikat karbidy M_7C_3 , $M_{23}C_6$. Vylučování karbidů po hranici austenitických zrn a v interdendritických polohách zhoršuje plastické vlastnosti austenitických manganových ocelí, které jsou namáhány rázovým zatěžováním [1,2].

Chrómu může být do oceli přidáván pro zvýšení odolnosti vůči korozi, a to v případě aplikací které pracují v agresivním prostředí. Chrómu zvyšuje teplotní stabilitu karbidů. Proto je nutné s tímto počítat při návrhu optimálních teplot rozpouštěcího žitání.

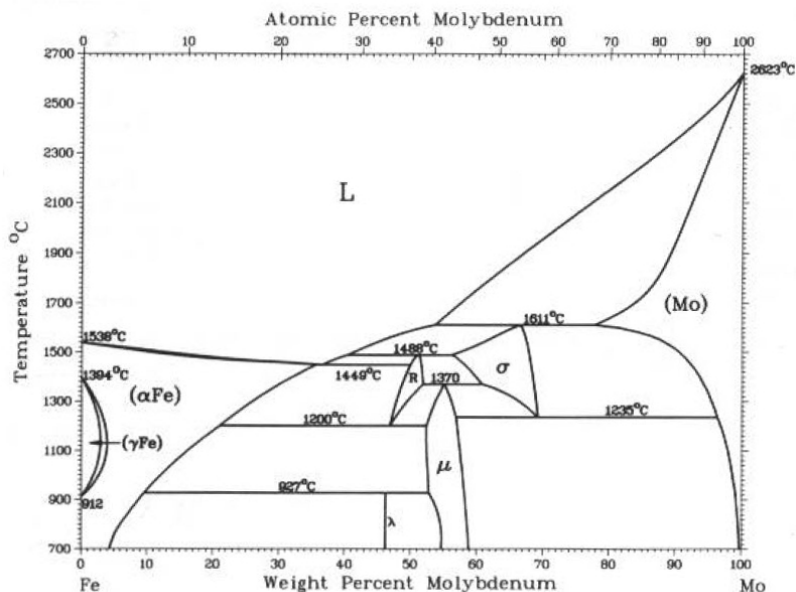
Přísada chrómu 1% hmotnostních zvyšuje mez kluzu (obr.6.6), avšak může snižovat vrubovou houževnatost oceli.



Obr. 6.6 Vliv obsahu Cr na mez kluzu a pevnost v tahu u manganových ocelí [2]

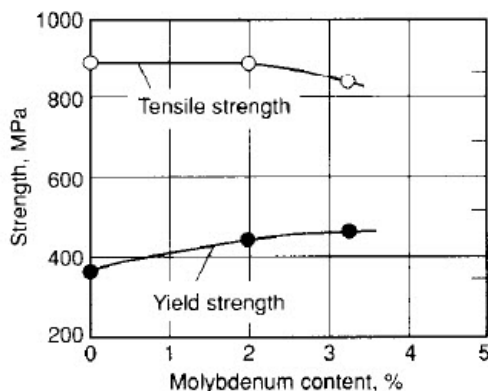
6.6 Vliv molybdenu

Molybden lze řadit mezi prvky, které v oceli úplně uzavírají oblast gama, a tedy mezi prvky feritotvorné (obr. 6.7). Obdobně jako chrom tvoří za přítomnosti uhlíku karbidy. Je považován za středně silný karbidotvorný prvek [6]. Při nízkém obsahu molybdenu se v ternární soustavě $Fe-C-Mo$ tvoří podvojný karbid $(Fe, Mo)_3C$. V manganových austenitických ocelích se vždy část rozpouští v tuhém roztoku $Fe-\gamma$, část je přítomna v podobě primárních karbidů. Přítomnost molybdenu v tuhém roztoku přispívá k úspěšnému potlačování tvorby nežádoucích křehkých karbidických fází [7].

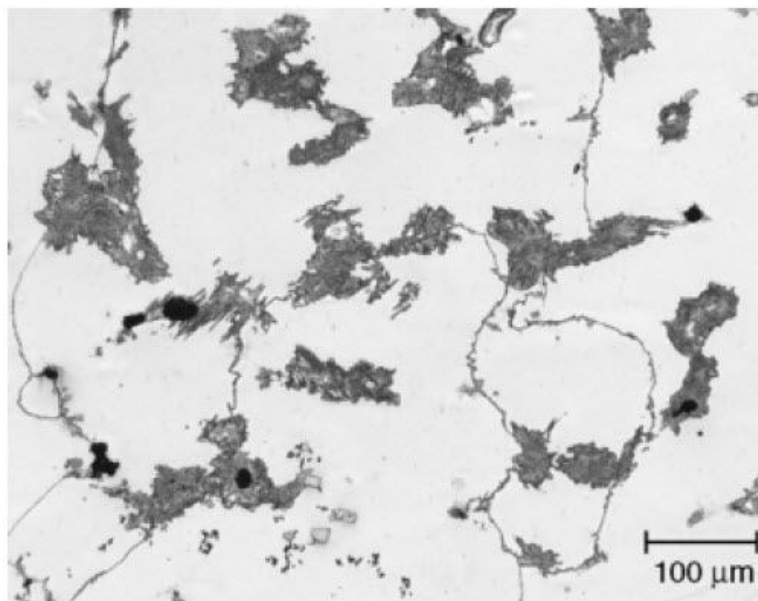


Obr. 6.7 Binární diagram Fe-Mo [10]

Molybden, přítomný v primárních karbidech, působí na jejich morfologii. Původní karbidické obálky obepínající austenitická zrna a členité karbidy v interdedritických polohách přecházejí do příznivějšího ostrůvkovitého tvaru (obr. 6.9) [1,2,3]. Pro technické aplikace se manganové austenitické oceli legují molybdenem v rozmezí 0,5 - 2,5% hmotnostních. Přítomnost molybdenu v těchto ocelích zvyšuje odolnost vůči tvorbě trhlin, zvyšuje mez kluzu (obr. 6.8).



Obr. 6.8 Vliv obsahu Mo na mez kluzu a pevnost v tahu u manganových ocelí [2]



Obr. 6.9 Mikrostruktura oceli s 1,18% C, 12,8% Mn a 1% Mo - litý stav [3]

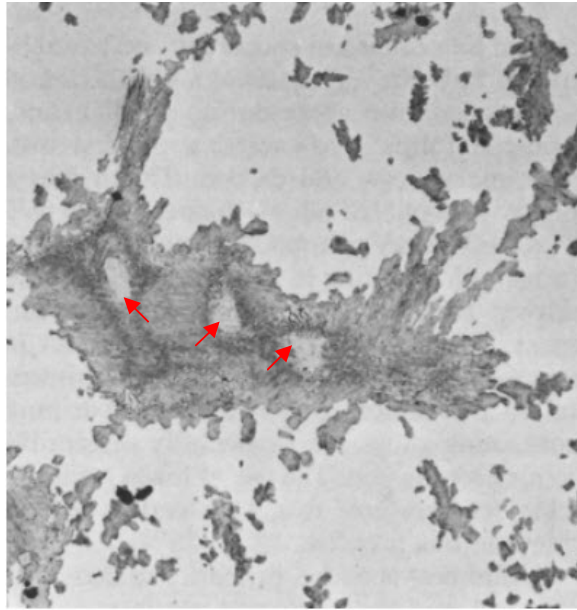
6.7 Vliv titanu

Titan je prvkem karbidotvorným. Do manganových ocelí se přidává zejména za účelem zjemnění zrna, ke kterému dochází vlivem vzniku velmi stabilních karbidů a karbonitridů titanu. Jejich vznik dále snižuje podílové zastoupení ostatních karbidů, jenž se vylučují v průběhu tuhnutí oceli. Pro praktické využití je přísada titanu menší než 0,1% hm.. Vyšší obsahy titanu zhoršují plastické vlastnosti oceli [1,2].

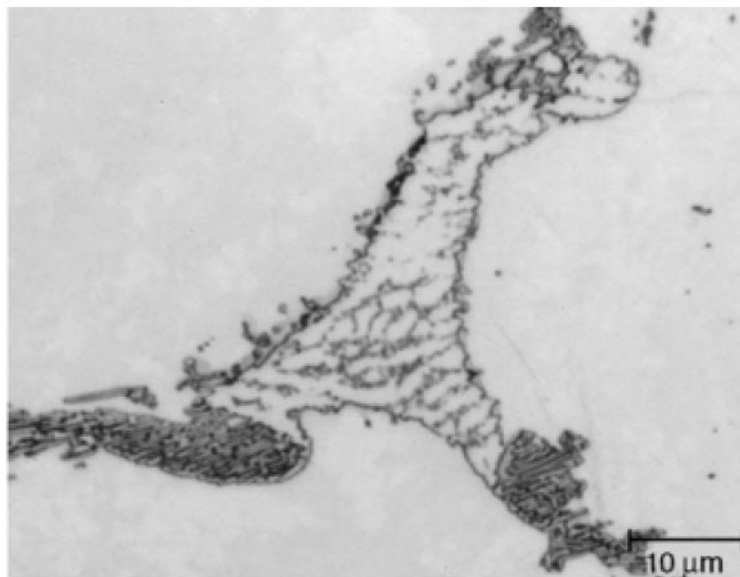
6.8 Vliv fosforu

Fosfor se do austenitických manganových ocelí dostává nejčastěji při jejich výrobě z nevhodně zvolené vsázky. Oproti běžným druhům oceli, kde se obsah fosforu pohybuje kolem hodnoty 0,040%, obsahují manganové austenitické oceli běžně i 0,080 až 0,100% hm. fosforu. To je způsobeno sníženou možností odfosfoření oceli během její výroby v důsledku přítomnosti manganu.

Fosfor se v austenitických manganových ocelích rozpouští v tuhém roztoku velmi málo. Při vyšším obsahu fosforu dochází k tvorbě fosfidického eutektika, jehož vliv na vlastnosti oceli závisí na jeho morfologii [2,3,9]. Velmi často je eutektikum tvořeno manganem, fosforem, železem a uhlíkem a může být součástí jak interdendritických, tak integranulárních karbidů (obr. 6.10). V tomto případě se jedná o tzv. karbidicko - fosfidické eutektikum. Fosfor se rovněž velmi odměšuje na hranice austenitického zrna kde může tvořit nízkotavitelné fosfidické eutektikum (obr. 6.11), čímž přispívá ke snížení odolnosti vůči opotřebení a dále způsobuje praskání oceli za studena. Vzhledem k nemožnosti dostatečného odfosfoření manganových austenitických ocelí je proto nutné pečlivě dbát na složení vstupní vsázky pro jejich výrobu.



Obr. 6.10 Fosfidické eutektikum jako součást karbidu - na obrázku označeno šipkami
- ocel s 1,27%C, 12,7% Mn, 0,63% Cr a 0,051% P [3]



Obr. 6.11 Fosfidické eutektikum na hranici zrn austenitu - ocel s 1,2 % C, 13,7 % Mn a
0,05% P [3]

6.9 Vliv síry

Přítomnost síry v oceli má původ v kovové vsázce, přísadách. Vlivem přítomného manganu je síra v austenitických manganových ocelích přítomna především ve formě sulfidu manganatého MnS , a to nejčastěji v globulární podobě. Přítomnost MnS nemá, vzhledem ke své morfologii výraznější vliv na plastické vlastnosti těchto ocelí, avšak je vhodné snižovat obsah síry na co nejnižší hodnoty [2,9].

7 Metalurgie oceli

Výroba manganových austenitických ocelí je spjata metalurgickými pochody, které umožňují získat ocel požadovaného složení, a tedy požadovaných vlastností. Děje, které probíhají od samotného natavení vsázky až po její odlití do formy se řídí obecně platnými zákonitostmi. Tyto někdy výrobu oceli usnadňují, někdy naopak ztěžují. V následujícím textu budou proto uvedeny základní principy a pochody, kterými se metalurgie austenitických manganových ocelí vzhledem k praktickému využití řídí.

7.1 Výroba manganových austenitických ocelí

Manganové austenitické oceli se vyrábí v zásaditých obloukových pecích (*obr. 7.1*). Jako vsázky se používá pevný vratný odpad, méně častěji vsázka tekutá, předfoukaná v konvertoru nebo kombinace vsázky pevné a kapalné. Důvod použití obloukových pecí spočívá v tom, že pro výrobu oceli je možno použít vsázky nižší kvality než je tomu u pecí indukčních. To je způsobeno vysokou teplotou kapalné strusky, která umožňuje snazší průběh chemických reakcí na jejím rozhraní mezi kovem a pecní atmosférou. Naproti tomu u indukčních pecí je nutno použít vsázku vysoké jakosti z důvodu nízké teploty strusky, kde chemické reakce probíhají velmi pomalu a obtížně. Příčinou nutnosti použití zásaditého pochodu je dále zásaditá povaha oxidu manganu. Tavením zásadité oceli v zásadité peci nedochází k reakci mezi kovem resp. zásadami obsaženými v tavenině, tedy zejména MnO , s vyzdívkou pece. V kyselých pecích je základem vyzdívky oxid křemičitý SiO_2 , který má silně kyselý charakter a reaguje s MnO , což je velmi nepříznivé [11].

Pro výrobu manganových austenitických ocelí lze použít buď legovaný vrat nebo vrat nelegovaný. V případě legovaného vratu se snižují náklady na dolegování, které jsou na druhou stranu vyvažovány zvýšeným obsahem fosforu v oceli, který je způsoben vysokým obsahem manganu. Nelegovaný vrat jako vsázka umožňuje vyrobit ocel s nižším obsahem fosforu, na druhou stranu je vsázka do pece menší, neboť je nutno brát v úvahu potřebné dolegování oceli.



Obr. 7.1 Zásaditá elektrická oblouková pec a pánev - odlévání oceli 42 2921

7.1.1 Strusky v zásaditých pochodech

Struska má při výrobě oceli rafinační účel a dále brání styku pecní atmosféry s tekutým kovem. U strusky se posuzují zejména tato kritéria:

1. zásaditost
2. oxidační schopnost
3. tekutost

Zásaditost strusky je pro výrobu manganových austenitických ocelí velice důležitá, lze ji určit dle vztahu:

$$Z = \frac{\%CaO}{\%(SiO_2 + P_2O_5)} \quad (7.1)$$

Silně zásadité strusky mají hodnotu $Z = 2,5$, středně zásadité pak $Z = 1,8 - 2,2$. Oxidační schopnost strusky představuje schopnost strusky poskytovat kyslík tekutému kovu, nejvíce je ovlivněna obsahem FeO . Tekutost strusky je určující pro difuzní pochody na jejím rozhraní s taveninou, a tedy rozhodující pro rychlost jednotlivých metalurgických dějů. Tekutost klesá s rostoucím obsahem CaO , vzrůstá s rostoucím obsahem FeO , CaF_2 [12].

7.1.2 Tavba oceli

Tavení lze rozdělit do několika na sebe navazujících období:

1. Tavení vsázky, které začíná zavezením pece a končí úplným roztavením vsázky
2. Období oxidace, při kterém se z taveniny odstraňují nežádoucí doprovodné prvky a plyny
3. Období dokončení tavby, při kterém se odstraňuje síra a dochází k desoxidaci

7.1.2.1 Tavení vsázky

Pec se nejdříve zaveze pevnou vsázkou sázcím otvorem, dle druhu pece. Nejčastěji je však otvor umístěn shora, pod víkem s elektrodami a vsázka je vkládána najednou. Po zavezení pece se víko s elektrodami opět přiklopí. Tavení začíná v okamžiku, kdy mezi spouštěnými elektrodami a vsázkou vznikne zkrat - elektrický oblouk. Vsázka je obloukem zprvu pouze místně natavována, poté však dochází k jejímu postupnému protavování v okolí elektrod, které postupně klesají níž. Vlivem toho, že elektrický oblouk hoří v protavených otvorech, není vyzdívka pece tepelně namáhána. Roztavený kov stéká na dno pece. Po určité době dochází vlivem nárůstu podílu taveniny v peci k sesunutí zbylé neroztavené vsázky do kovové lázně. Tím se oblouky obnaží, čímž dochází k intenzivnímu tepelnému namáhání vyzdívky, kterou je proto nutno sledovat.

Protože lze očekávat, že roztavený kov v peci obsahuje určité množství kyslíku resp. oxidů, dochází již během tavení k částečnému spalování některých doprovodných prvků. Volná hladina kovu se proto pokrývá struskou, do níž již v tomto období přechází určité množství fosforu. Proto je nutno ji před následující etapou stáhnout. Stahuje se 50 až 60% strusky a provádí se první kontrola chemického složení na obsah S , P , Mn , C [13].

7.1.2.2 Období oxidace

Oxidace je specifický a velmi důležitý pochod pro získání oceli požadovaného chemického složení. Vzhledem k chemické afinitě jednotlivých prvků ke kyslíku lze jejich převážnou část převést na oxidy, které posléze přecházejí do strusky. Prvky je možné podle jejich afinity ke kyslíku přibližně seřadit do následující řady, v níž hodnota afinity klesá směrem zleva doprava. Jedná se o *Ca, Mg, Al, Ti, Si, Mn, P, Cr, C, Fe, S, Ni, Mo, Co*. Z uvedeného vyplývá, že spalováním resp. oxidací lze ze železné taveniny odstranit jen prvky s vyšší afinitou ke kyslíku než je afinita železa. Z tohoto důvodu nelze z oceli oxidací odstranit síru, která proto v oceli zůstává zachována až do posledního stádia primární metalurgie. Dostatečné množství kyslíku potřebného k oxidaci se dříve zajišťovalo přidáním železné rudy nebo okují, avšak dnes se uplatňuje přímé dmýchání kyslíku do lázně.

Pořadí oxidace jednotlivých prvků je do značné míry ovlivněno jejich afinitou ke kyslíku a rovněž jejich aktivitou v kovové lázni. Oxidace prvků neprobíhá odděleně, avšak velmi často současně.

Běžně se jako vsázky pro výrobu ocelí využívá vratný materiál obsahující vždy určité množství uhlíku, křemíku, manganu, fosforu, síry, chrómu. V oxidačním údobí bude proto nejdříve spalován ten prvek, který má vyšší afinitu ke kyslíku než železo. V daném případě je to křemík, který přechází do strusky v podobě kapalné sloučeniny $((FeO)_2.SiO_2)$. Ve strusce tato sloučenina následně reaguje s oxidem vápenatým *CaO* za vzniku $((CaO)_2.SiO_2)$. Tato sloučenina je velmi stálá a nedochází proto ke zpětné redukci křemíku do lázně. Je-li v tavenině dostatečná aktivita (koncentrace) kyslíku bude pokračovat oxidace křemíku, jehož aktivita (koncentrace) proto bude v tavenině klesat [12,13]. Vzhledem k neustálému dmýchání kyslíku do lázně však současně dochází k nárůstu aktivity kyslíku. Vzroste-li aktivita kyslíku v oceli na určitou hodnotu, začne oxidace manganu, jeho aktivita v lázni bude obdobně jako u křemíku klesat a naopak aktivita kyslíku v tavenině bude narůstat. Mangan přechází z taveniny do strusky v podobě tekuté fáze, jež je tvořena roztokem oxidu železnatého *FeO* a manganatého *MnO*. Důležitým poznatkem je však fakt, že reakce, při které je mangan spalován, probíhá za vyšších teplot opačně, a proto je mangan ze strusky redukován zpět do taveniny. Přítomnost vyššího obsahu manganu v tavenině má praktický dopad na odfosfořování oceli. Fosfor přechází reakcí s kyslíkem a oxidem železnatým do strusky v podobě sloučeniny $(FeO)_3.P_2O_5$, která je však při vysokých teplotách nestálá a vlivem přítomnosti manganu v tavenině dochází k zpětné redukci fosforu manganem do lázně. To je podstatou toho, proč nelze manganové austenitické oceli dostatečně odfosfořit. Možným řešením je však časté stahování strusky. Jako poslední je v tavenině spalován uhlík, jehož oxidace je doprovázena jevem, který je v metalurgii označován jako uhlíkový var. Ten je způsoben vyplouváním bublinek *CO* z taveniny do pecní atmosféry. Tímto dochází k homogenizaci teploty a chemického složení taveniny, dále je uhlíkovým varem podporováno vyplouvání vměstků do strusky a odstraňování vodíku, dusíku z tekuté oceli.

Při bližším prozkoumání afinity jednotlivých prvků ke kyslíku (viz výše) je zřejmé, že oxidaci nepodléhají prvky, jako je síra, nikl, molybden. To je s výjimkou síry do jisté míry výhodné, neboť nedochází k jejich propalu. Na straně druhé je nutné sledovat složení vsázky tam, kde přítomnost niklu či molybdenu, nebo obou těchto prvků je z důvodů specifických požadavků či vlivu na výsledné vlastnosti manganových austenitických ocelí nežádoucí.

7.1.2.3 Období dokončení tavby

Při dokončování tavby se z oceli odstraňuje síra a dochází k její desoxidaci. V tomto období se rovněž zjišťuje chemické složení oceli, a to zejména obsah uhlíku, manganu, síry a fosforu.

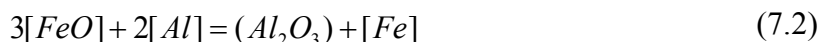
7.1.2.3.1 Odsiřování oceli

Síra je do oceli zanášena zejména se vsázkou. V tavenině oceli se rozpouští ve formě tuhého roztoku, při chladnutí však při překročení mezní koncentrace vytváří v oceli sulfidy, které, pak-li že jsou vyloučeny po hranici austenitických zrn, způsobují praskání oceli za tepla.

Odsiřování síry z oceli je složité v tom smyslu, že ji nelze převést na oxidy v oxidačním údobí [12]. To je zapříčiněno tím, že síra má nižší hodnotu afinity ke kyslíku než železo. Síru je proto možné odstranit pouze vytvořením stabilního sulfidu, který nelze rozpustit v oceli. Přítomnost prvků v oceli jako uhlík, křemík, mangan má vliv na její aktivitu. Mangan aktivitu síry v oceli snižuje a naopak uhlík a křemík ji výraznou měrou zvyšují. Protože manganové austenitické oceli obsahují vždy určité množství manganu a nižší množství křemíku a uhlíku je odsiřování oceli znesnadněno. Síra reaguje v podobě sulfidu železnatého FeS s oxidem vápenatým CaO obsaženým ve strusce. Tento pochod je však silně závislý na rychlosti difuze FeS k fázovému rozhraní tavenina-struska, a proto bývá odsiřování často časově velmi náročné.

7.1.2.3.2 Desoxidace oceli

Desoxidací se z taveniny oceli odstraňuje zbylý kyslík. Před samotnou desoxidací tekutého kovu je však často prováděna desoxidace strusky nejčastěji pomocí silikomanganu, který obsahuje přibližně 60 - 75% Mn , 30 - 15% Si , 2,5% C , zbytek Fe nebo je možné použít koks. Poté se provádí rozbor chemického složení a část strusky se stahuje. Austenitické manganové oceli se desoxidují hliníkem. Rovnice desoxidace má následující tvar [14]:



Označení [] přísluší prvkům a sloučeninám, které se nacházejí v tavenině, označení () pak prvkům a sloučeninám, které přecházejí do strusky.

Důvodem užití hliníku jako desoxidovadla je jeho vysoká hodnota afinity ke kyslíku [12,13]. Po desoxidaci oceli je nutné, aby bylo v tavenině zachováno určité minimální množství hliníku, a to z důvodu možné reoxidace tekutého kovu při manipulaci s pánví nebo odlévání do formy. Požadované množství by nemělo být nižší než 0,03% hmotnostních.

8 Odlévání manganových austenitických ocelí

Manganové austenitické oceli je nutné vzhledem k vysokému obsahu manganu odlévat do forem vyrobených z neutrálních nebo zásaditých formovacích materiálů (*obr. 8.1*). Neutrální formovací materiály obsahují jako ostřivo šamot, který je pro případ odlévání manganových ocelí tvořen převážně oxidem hlinitým Al_2O_3 . Mezi často užívané zásadité formovací směsi patří směsi magnezitové, u nichž se jako ostřiva používá MgO . Dále lze využít chrommagnezitová ostřiva, která kromě MgO obsahují chromovou rudu. Důvodem, proč nelze obecně pro odlévání manganových ocelí využít ostřiva na bázi SiO_2 , je jeho kyselý charakter [14]. Odlití manganové oceli do formy s ostřivem z SiO_2 by způsobovalo nežádoucí reakce na rozhraní mezi formou a tekutým kovem, respektive zásaditým MnO v něm obsaženým:



Teplota tavení vzniklé sloučeniny je přibližně 1214 °C. Vlivem zmíněné reakce by docházelo k tvorbě nežádoucích chemických zapečenin na povrchu odlitků. S ohledem na technologii se v praxi využívá postupů, které jsou běžné pro jiné druhy ocelí.

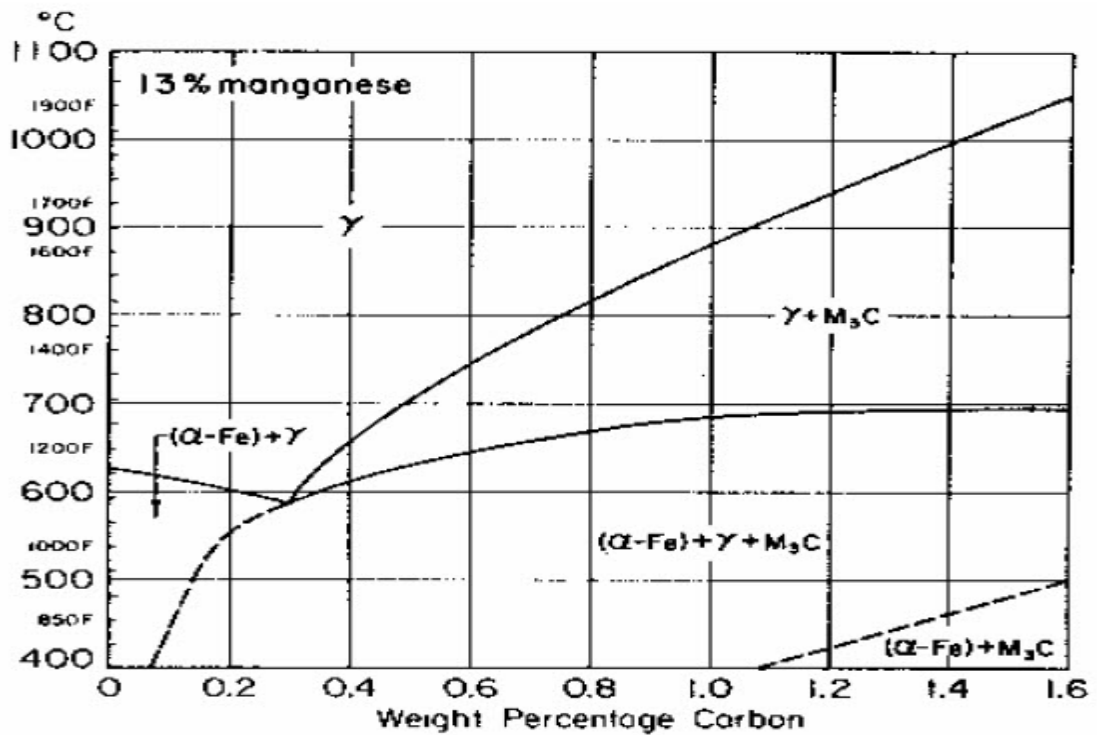


Obr. 8.1 Odlévání oceli 42 2921 do netrvalé neutrální formy

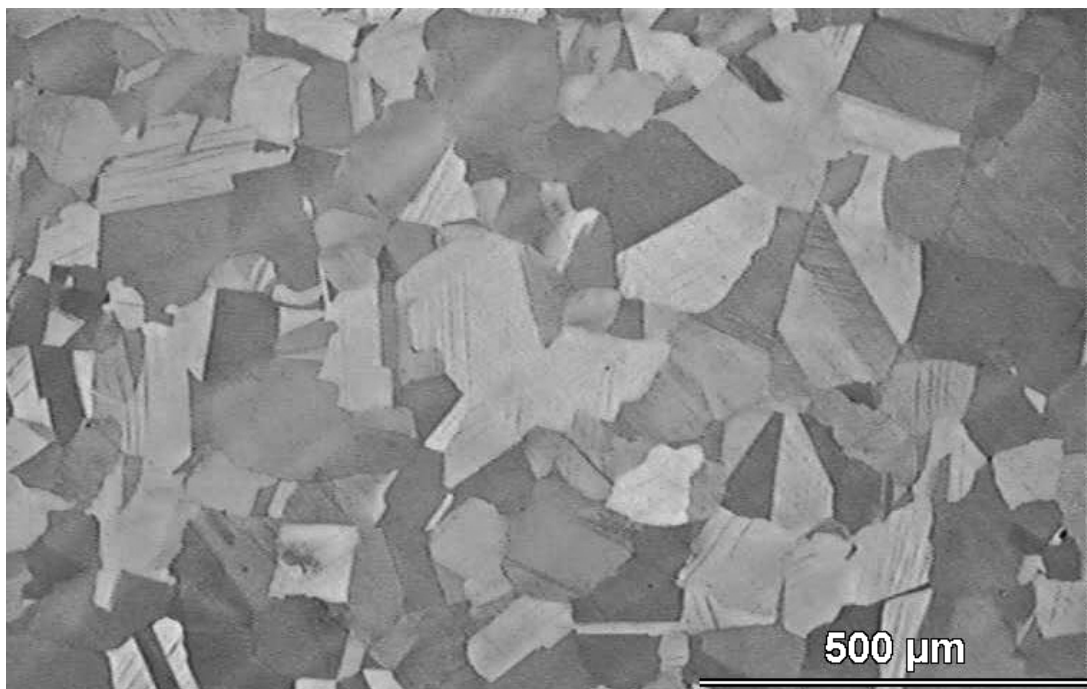
9 Tuhnutí manganových austenitických ocelí

Tuhnutí manganových ocelí lze přibližně popsat pomocí rovnovážného diagramu $Fe-C-Mn$, který je uveden na *obr. 9.1* a je platný pro 13% obsah manganu. Při vyšších teplotách se v celém objemu odlitku vyskytuje homogenní austenit. Při velmi pozvolném poklesu teploty pod A_{c_m} dochází k vylučování podvojného karbidu $(Fe, Mn)_3C$ po hranici austenitických zrn [1,2,15]. Při dalším poklesu teploty se část austenitu může dále rozpadat na velmi jemný perlit. Přítomnost karbidů v manganových ocelích výrazně zhoršuje jejich

houževnatost. Z hlediska spolehlivého provozu je nutné dosáhnout co největšího podílu austenitu v matrici a co nejmenšího podílu vyloučených karbidů (obr. 9.2).

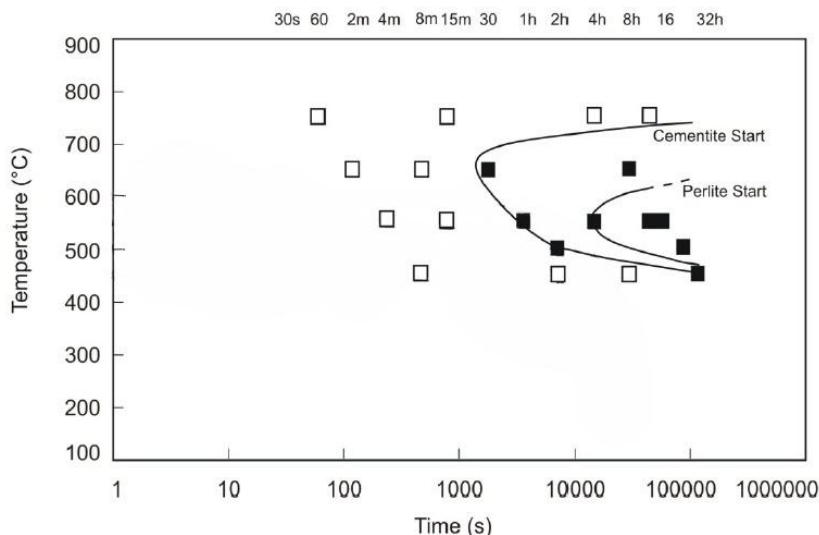


Obr. 9.1 Řez pseudobinárním rovnovážným diagramem Fe-C-Mn 13 % manganové oceli [15]



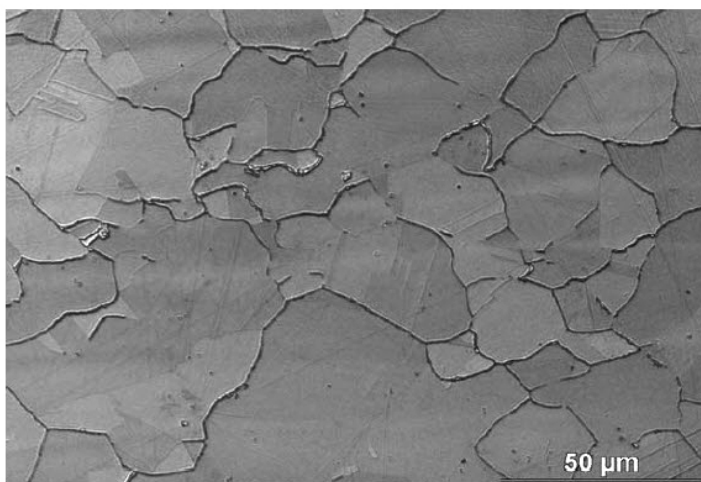
Obr. 9.2 Požadovaná struktura manganových ocelí -austenit, manganová ocel s 1,2% C a 12 % Mn [15]

Výsledná struktura oceli je závislá do značné míry na rychlosti ochlazování, na tloušťce ochlazovaného tělesa i na chemickém složení oceli. Výše popsané fáze vznikají v manganových ocelích při velmi pomalém ochlazování. U odlitků s velkou relativní tloušťkou stěny dochází vlivem pomalé rychlosti ochlazování k značným změnám ve struktuře chladnoucí oceli. To je jednak způsobeno velkým množstvím tepla, akumulovaného v roztaveném kovu, jednak se zde uplatňuje vliv tzv. tepelné akumulace formy. K výše uvedeným změnám dochází v teplotním rozmezí mezi 800 až 450 °C (viz obr. 9.3) [2,3].



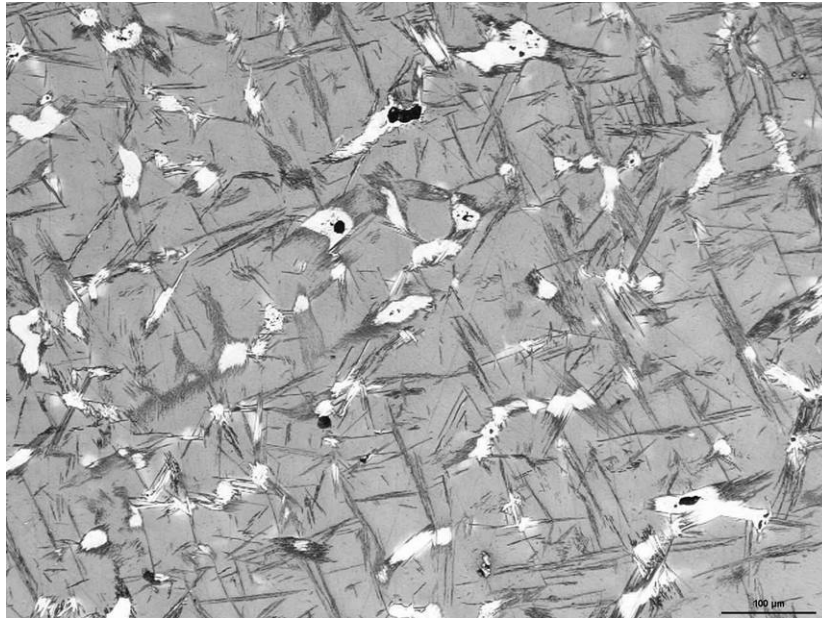
Obr. 9.3 IRA diagram manganové austenitické oceli - prázdné čtverce označují oblasti kde karbidy nevznikají, plné vyznačují oblasti tvorby karbidů [16]

V oblasti mezi teplotami 800 až 700 ° C dochází k vylučování karbidu $(Fe, Mn)_3C$ ve tvaru souvislých obálek kolem austenitických zrn (obr. 9.4). Kromě toho je častým případem tvorba karbidu v interdendritických polohách (obr. 9.5) a dále je možný růst karbidické fáze směrem do austenitu, kde karbidy tvoří ostré jehlice. Zde hraje významnou roli obsah křemíku v oceli (viz kap.6.2) a doba setrvání na dané teplotě. Čím delší doba, tím větší počet jehlic. Jehlice narůstají z fázového rozhraní mezi austenitem a karbidickými obálkami (viz obr. 9.6).

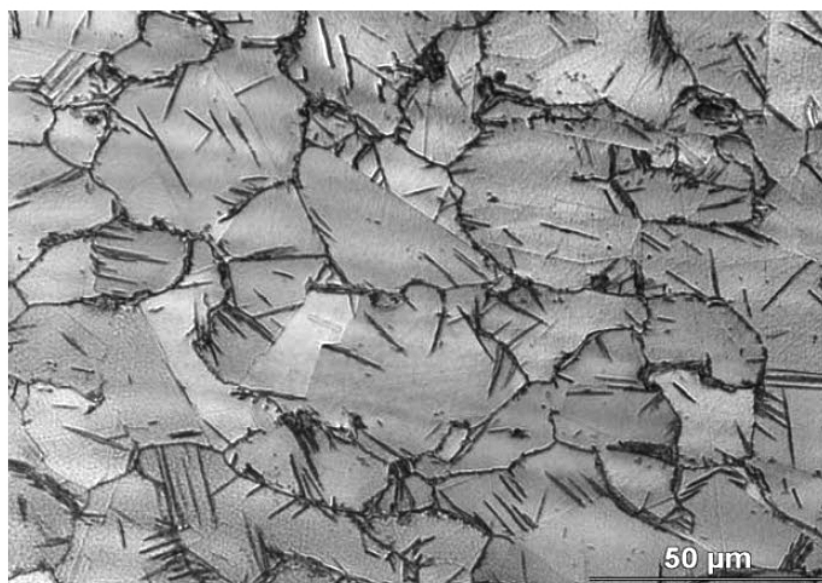


Obr. 9.4 Litá manganová ocel s 1,2% C a 12 % Mn - austenit, po hranicích austenitických zrn karbidy [15]

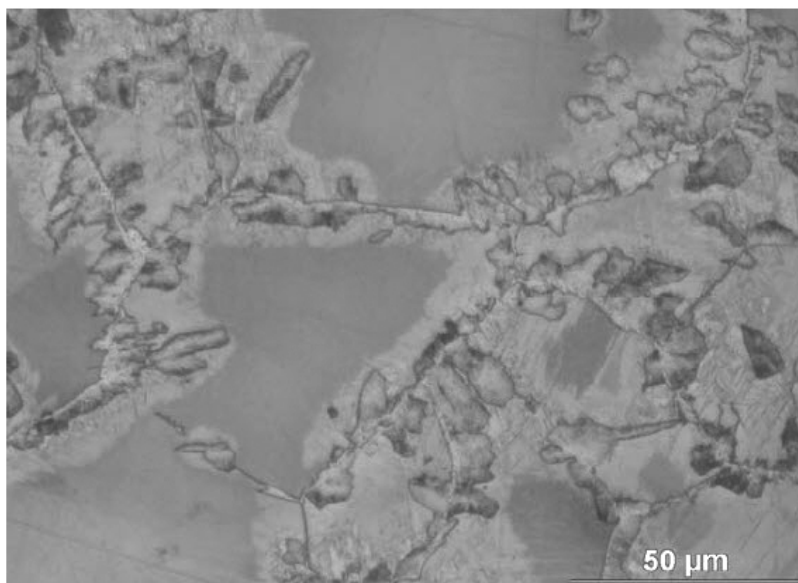
V rozmezí teplot 700 až 500 °C dochází při delších prodlevách k tvorbě velmi jemného perlitu, jenž vzniká transformací austenitu v blízkosti karbidických obálek (*obr.9.7*). Mezi teplotami 600 až 450 °C, obdobně jak bylo popsáno výše, může docházet k růstu karbidické fáze v interdendritických polohách. Růst karbidů společně s oduhličením austenitu mohou být příčinou částečné martenzitické transformace. To je způsobeno jednak vlivem uhlíku na polohu teploty M_s , jednak vlivem obsahu uhlíku v matici na hodnotu energie vrstvené chyby SFE .



Obr. 9.5 Masivní karbidy v interdendritických polohách - ocel s 1,2% C a 13% Mn [17]



Obr. 9.6 Karbidické jehlice uvnitř austenitu a karbidické obálky kolem austenitických zrn manganová ocel s 1,2% C a 12 % Mn [15]



Obr. 9.7 Manganová ocel s 1,2% C a 12 % Mn - austenit, po hranicích austenitického zrna karbidy a perlit [15]

Z uvedeného je zřejmé, že výsledná struktura manganových austenitických ocelí je závislá zejména na rychlosti ochlazování roztaveného kovu ve formě. Protože jsou tyto oceli odlévány do netrvalých forem, je důležitým hlediskem schopnost těchto forem odvádět teplo v dostatečném množství a při dostatečné rychlosti. Tuto vlastnost forem lze charakterizovat pomocí tzv. součinitele tepelné akumulace formy, pro který platí:

$$b_f = \sqrt{c\lambda\rho_v} \quad [Wm^{-2}s^{\frac{1}{2}}K^{-1}]$$

kde c je měrné teplo formovací směsi, jednotkou je $[J.kg^{-1}.K^{-1}]$

λ je tepelná vodivost, jednotkou je $[W.m^{-1}.K^{-1}]$

ρ_v je měrná hmotnost formovací směsi, jednotkou je $[kg.m^{-3}]$

Pro chrommagnezitové formovací směsi nabývá b_f v rozmezí teplot 20 až 1500 °C hodnot 3500 až 3850. Magnezitové formovací směsi dosahují hodnot o něco málo menších. Pro srovnání je uvedena hodnota b_f pro ocel v rozmezí teplot 100 až 1500 °C $b_f = 12\,784$ až $14\,518$.

Strukturu oceli manganových austenitických ocelí je možné ovlivnit rovněž změnou chemického složení. Významnou roli zde sehrává obsah uhlíku. Jeho snižování potlačuje tvorbu karbidických fází. Vylučování a tvar karbidů lze rovněž částečně ovlivnit přísadou molybdenu a titanu do oceli.

10 Experimentální část

Austenitické manganové oceli jsou specifickým druhem ocelí, které ve své podstatě spojují vysokou odolnost vůči otěru povrchu součástí s vysokou houževnatostí jejich jádra. Příčinou tohoto je převážně austenitická struktura. Součásti a nástroje z těchto ocelí se vyrábějí ve většině případů odléváním. Struktura odlitků je v závislosti na tvaru a rozměrech odlitků tvořena austenitem a karbidy, jenž často obepínají austenitická zrna a/nebo tvoří členité masivní útvary v interdendritických polohách popř. tvoří ostré jehlice uvnitř austenitických zrn. Přítomnost karbidů ve struktuře je nežádoucí, neboť je původcem zhoršování plastických vlastností. Austenitické struktury je v současné době dosahováno pomocí tepelného zpracování, které spočívá v rozpouštěcím žíhání při teplotách kolem 1050 °C a následném prudkém ochlazení ve vodě. Jedná se o spolehlivý způsob, který však na straně druhé zvyšuje výrobní náklady. Předmětem diplomové práce je zkoumání možnosti získání odlitků z austenitické manganové oceli, jejíž struktura bude po vychladnutí tvořena převážně austenitem a karbidy vhodného tvaru a množství tak, aby bylo možné odlitky používat ve stavu litém bez nutnosti tepelného zpracování.

10.1 Experimentální materiál

Pro účely experimentální části diplomové práce byla použita manganová austenitická ocel na odlitky ČSN 42 2921, jejíž chemické složení je uvedeno v *tab. 10.1*.

ČSN	Chemické složení [hm. %]					
	C	Mn	Cr	Si	P max.	S max.
42 2921	1,10-1,50	12-14	0,70-1,20	0,70	0,100	0,050

Tab. 10.1 Chemické složení oceli 42 2921

Jedná se o ocel určenou pro součásti a nástroje odolné vůči otěru při zatěžování vysokými tlaky a rázy. V důsledku toho dochází na pracovním povrchu k deformačně indukované martenzitické transformaci, jenž je původcem vysokého zpevnění kontaktních ploch. Jádro součástí však současně zůstává houževnaté. Konečný tvar součástí a dílů je dosahován pomocí odlévání, neboť obrobiteľnosť oceli je s ohledem na zpevňování povrchu velmi obtížná. Svařitelnost oceli je obtížná, a to vzhledem k vysokému obsahu uhlíku a manganu. Pakli-že je nutno ocel svařit nebo vytvářet návary je nutné důsledně dodržovat svařovací podmínky a po dokončení podrobit součásti tepelnému zpracování. Pro správnou funkci a životnost je nutné podrobovat součásti rozpouštěcímu žíhání při teplotě kolem 1080 °C, po němž následuje prudké zchlazení do vody.

Chemické složení [hm. %]						
C	Mn	Si	P max.	S max.	Mo	Ti
0,7-0,9	12-14	0,5	0,060	0,050	1-1,10	0,03

Tab. 10.2 Chemické složení navrhované oceli

Výsledky experimentů budou porovnávány s nově navrženou manganovou austenitickou ocelí, jejíž chemické složení je uvedeno v *tab. 10.2*. Tato ocel obsahuje oproti oceli 42 2921 nižší obsah uhlíku a dále pak přísadu titanu a molybdenu bez záměrné přísady chrómu.

10.2 Příprava vzorků

Ocel 42 2921 i navrhovaná ocel byly vyrobeny v elektrické obloukové peci se zásaditou magnezitovou vyzdívkou s maximální hmotností vsázky 1 tuny. K desoxidaci ocelí v peci a pánvi bylo použito hliníku v podobě plechu. Oceli byly odlévány do zásadité formy. Teplota lití byla na počátku odlévání 1540 °C. Z obou druhů ocelí byly odlity válečky Ø 30, 40, 50 milimetrů, výšky 175 ± 0,5 milimetrů (*obr. 10.1*). Dále pak odlitky tlukadel (*obr. 10.2*).



Obr. 10.1 Tvar zkušebních tyčí - Ø30,40,50 mm

U obou druhů ocelí bylo na části vzorků jednotlivých průměrů a tlukadel provedeno tepelné zpracování. Jednalo se o rozpouštěcí žíhání při teplotě 1050 °C po dobu 1,5 hodiny a následné prudké ochlazení ve vodě. Ohřev na požadovanou teplotu probíhal rychlostí 100 °C/hod. Při teplotě 650 °C byla zařazena prodleva 0,5 hodiny.



Obr. 10.2 Odlitek tlukadla

10.3 Rázové zkoušky odlitků

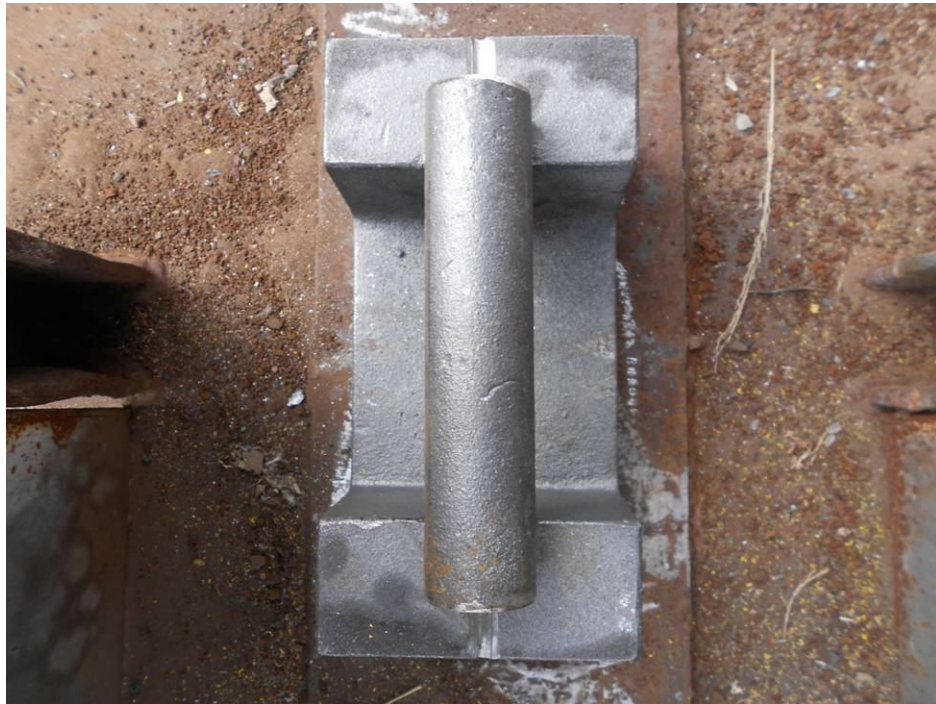
Zkušební odlitky tyčí a tlukadel byly podrobovány technologické zkoušce na padostroji za účelem zjištění chování materiálu při zatížení rázem. Zkoušky byly prováděny na padacím zařízení (viz obr. 10.3), jehož beran dosahoval hmotnosti 150 kilogramů. Výška pádu těžiště beranu byla nastavována na maximální možnou hodnotu 1,80 metru. Nárazová práce beranu dosahovala hodnoty přibližně 2400 J.



Obr. 10.3 Zkušební padostroj - hmotnost beranu 150 kg, max. pracovní zdvih 180 cm

Odlitky zkušebních tyčí byly ukládány na podkladnici zhotovené z tvárné litiny, jejíž výška činila 12 centimetrů (*obr. 10.4*). Odlitky tlukadel byly ukládány volně bez podkladnice.

Při technologické zkoušce rázem byly hodnoceny všechny průměry zkušebních tyčí a tlukadla z obou druhů ocelí, a to jak ve stavu litém, tak ve stavu po tepelném zpracování, přičemž byl sledován počet úderů beranu, které bylo nutné použít k přerážení zkušebních tyčí a dále pak vzhled lomových ploch a povrchu přerážených tyčí. Pořadí přerážených vzorků bylo zvoleno od litého stavu konveční 42 2921, dále tepelně zpracovaného stavu oceli 42 2921, přes litý stav navrhované oceli, po tepelně zpracovaný stav nově navržené manganové oceli.



Obr. 10.4 Uložení zkušební tyče na podkladnici z tvárné litiny

10.3.1 Vyhodnocení rázových zkoušek tyčí Ø 30 mm

Jako první byla přerážena zkušební tyč z oceli 42 2921 ve stavu litém. K přerážení tyče bylo zapotřebí pouze jednoho úderu beranu. Lomová plocha tyče nevykazovala na vnějším povrchu ani v jádře znaky plastické deformace, výrazným znakem lomové plochy však byla typická lící struktura (*obr. 10.5-a*). Následovala tyč ze stejné oceli, avšak podrobené tepelnému zpracování. Pro přerážení tyče bylo zapotřebí 5 úderů beranu. Průhyb tyče v okamžiku lomu činil 89 °. Vnější povrch tyče nevykazoval až do samotného přelomení viditelné vady. Pro lomovou plochu byl charakteristický kalíšek na vnějším povrchu (*obr. 10.5-b*). Dále byla zkoušena tyč z navrhované oceli ve stavu litém. Tyč byla podrobena 6 úderům beranu, avšak k jejímu přerážení nedošlo. Průhyb tyče po posledním úderu činil 94°. Na vnějším povrchu nebyly pozorovány žádné viditelné vady. Jako poslední byla zkoušena tyč z navrhované oceli po tepelném zpracování. Obdobně jako u předchozího případu se tyč na 6 úderů nepodařilo přerazit. Průhyb byl 92 °. Na vnějším povrchu se však po 4 úderu začaly objevovat viditelné trhliny (*viz obr. 10.6-b*). Porovnání deformací tyčí je uvedeno na *obr. 10.7*.



a)

b)

Obr. 10.5 Vzhled lomové plochy odlitků zkušebních tyčí Ø 30 mm -ocel 42 2921
a)litý stav b)tepelně zpracovaný stav



a)



b)

Obr. 10.6 Vzhled povrchu zkušebních tyčí Ø 30 mm z navrhované oceli -vnější strana ohybu
a)litý stav b)tepelně zpracovaný stav



*Obr. 10.7 Porovnání deformací zkušebních tyčí Ø 30mm
ze shora: 42 2921 litá, 42 2921 tepelně zpracovaná, navrhovaná ocel litá
navrhovaná ocel tepelně zpracovaná*

10.3.2 Vyhodnocení rázových zkoušek tyčí Ø 40 mm

První zkušební vzorkem byla tyč z oceli 42 2921 v litém stavu. K přelomení došlo na první úder beranu. Lomová plocha nevykazovala známky plastické deformace (*obr. 10.8-a*). Dále byla zkoušena tyč z té oceli ve stavu po tepelném zpracování. Tyč byla podrobena 3 úderům bez porušení. Průhyb tyče činil 25°. Vnější povrch nevykazoval viditelné vady. Obdobných výsledků bylo dosaženo u tyčí z navrhované oceli. Po 3 úderech beranu došlo pouze k prohnutí bez zřetelných vad na povrchu. Průhyb tyče v litém stavu činil 27°, v tepelně zpracovaném pak 26°. Pro dosažení lomu byl průřez tyčí z oceli 42 2921 ve stavu po tepelném zpracování, navrhované oceli ve stavu litém a tepelně zpracovaném zúžen dvěma protilehlým řezy. Porovnání lomových ploch je uvedeno na *obr. 10.8-b* a *10.9*. Porovnání deformací jednotlivých tyčí bez vrubu je uvedeno na *obr. 10.10*.

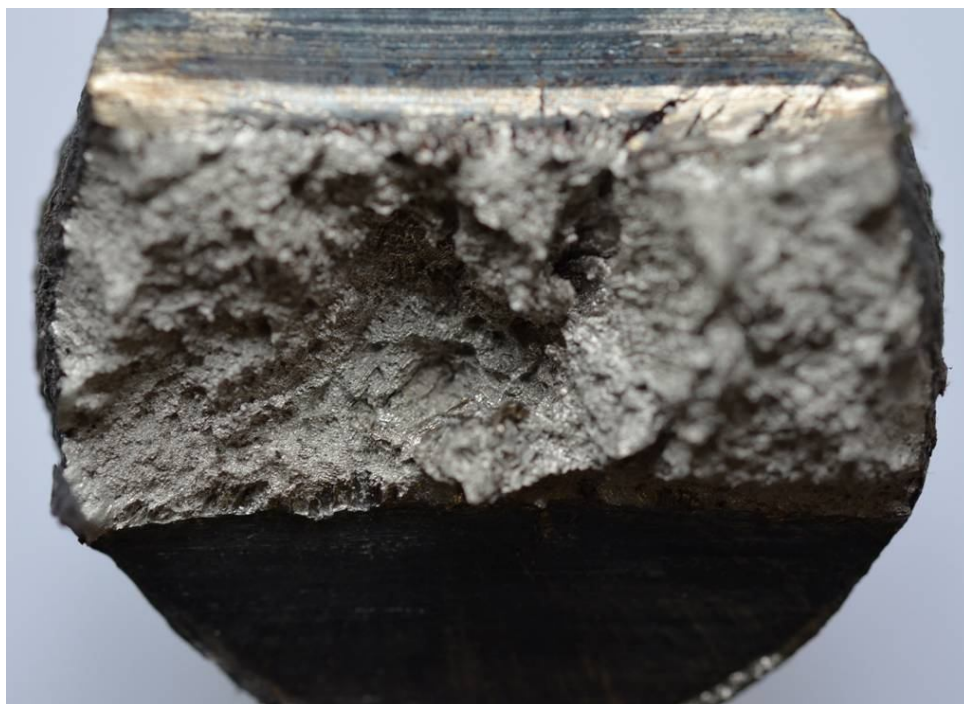


a)

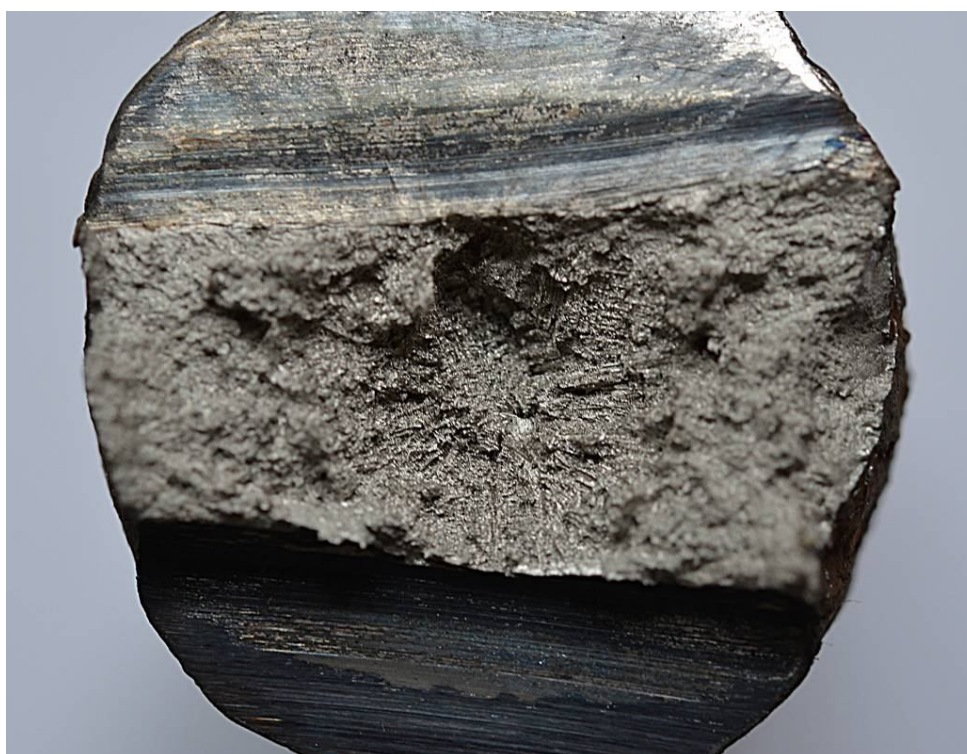


b)

*Obr. 10.8 Vzhled lomové plochy odlitků zkušebních tyčí Ø 40 mm -ocel 42 2921
a) litý stav b) tepelně zpracovaný stav*



a)



b)

*Obr. 10.9 Vzhled lomové plochy odlitků zkušebních tyčí Ø 40 mm - navrhovaná ocel
a) litý stav b) tepelně zpracovaný stav*



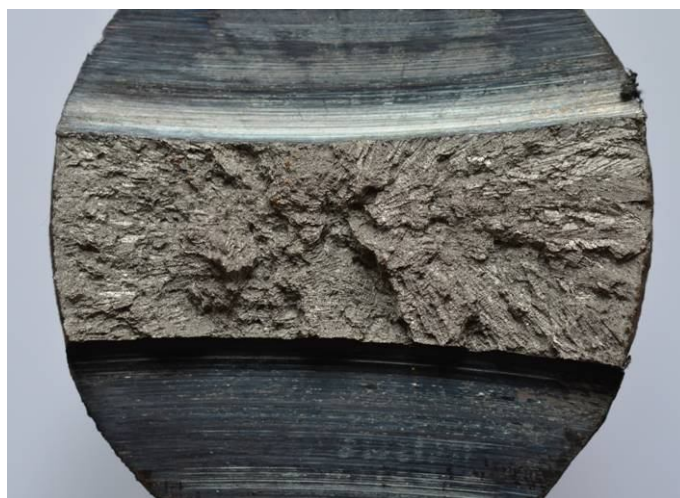
*Obr. 10.10 Porovnání deformací zkušebních tyčí Ø 40mm
ze shora: 42 2921 litá, 42 2921 tepelně zpracovaná, navrhovaná ocel litá
navrhovaná ocel tepelně zpracovaná*

10.3.3 Vyhodnocení rázových zkoušek tyčí Ø 50 mm

Obdobně jako u předchozích zkoušek byla jako první přerážena tyč v litém stavu z oceli 42 2921. K jejímu přeražení došlo na první úder. Obdobně, jako tomu bylo v případech předchozích, nevykazovala lomová plocha oceli v litém stavu známky plastické deformace (*obr. 10.11-a*). Pro ostatní případy bylo nutné na zkušebních tyčích vytvořit vrub, neboť několikeré údery beranu nezpůsobily znatelnou deformaci. Zúžení nosného průřezu tyčí bylo provedeno dvěma proti sobě ležícími řezy, z nichž každý dosahoval hloubky přibližně 1/3 průměru. Tyč z oceli 42 2921 byla přerážena na 2 údery. Lomová plocha vykazovala znaky tvárného poškození (*obr. 10.11-b*). Tyč z navrhované oceli v litém stavu se podařilo přerazit až na šestý úder. Lom tyče byl tvárný (*obr. 10.12-a*). Tepelně zpracovaná tyč z navrhované oceli byla přerážena na čtyři údery. Lom tyče vykazoval charakter tvárného porušení (*obr. 10.12-b*).



a)



b)

*Obr. 10.11 Vzhled lomové plochy odlitků zkušebních tyčí Ø 50 mm -ocel 42 2921
a)litý stav b)tepelně zpracovaný stav*



a)



b)

*Obr. 10.12 Vzhled lomové plochy odlitků zkušebních tyčí Ø 50 mm -navrhovaná ocel
a) litý stav b) tepelně zpracovaný stav*

10.3.4 Vyhodnocení rázových zkoušek odlitků tlukadel

Při zkoušení odlitků tlukadel byly úder směřovány na uchycovací třmeny dle směru šipky (viz obr. 10.13). Tlukadla byla na padostroji ukládána volně bez upevnění. U tlukadla z oceli 42 2921 v litém stavu došlo k přeražení třmenu na první úder (obr. 10.13-a). Lom byl křehký bez makroskopické plastické deformace (obr. 10.14). U stejné oceli v tepelně zpracovaném stavu nedošlo k lomu úchytu, avšak pouze k jeho deformaci (10.13-b). Vzdálenost úchytů tlukadla (viz kóta A) po třech úderech činila 27 mm. U tlukadla z navrhované oceli v litém stavu byl průběh zkoušky obdobný. Vzdálenost úchytů po třech úderech beranu dosahovala hodnoty 23 mm (obr. 10.15-a). U téže oceli ve stavu po tepelném zpracování byla vzdálenost po třech úderech 24 mm (obr. 10.15-b). Povrch žádného z tlukadel s výjimkou prvně zmiňovaného nevykazoval známky viditelných defektů.



a) b)
Obr. 10.13 Porovnání deformace tlukadel z oceli 42 2921
a) litý stav b) tepelně zpracovaný stav



Obr. 10.14 Lomová plocha třmenu tlukadla - litý stav oceli 42 2921



a)



b)

*Obr. 10.15 Porovnání deformace tlukadel z navrhované oceli
a) litý stav b) tepelně zpracovaný stav*

10.4 Ověření chemického složení

Ověření chemického složení bylo prováděno na vzorcích tyčí Ø 50 mm. Cílem měření bylo jednak zjištění rozdílu mezi předepsanou hodnotou a hodnotou dosaženou výrobou vzorků, jednak zjištění základních informací o způsobu tuhnutí ocelí respektive o segregaci prvků v průběhu tuhnutí. Z tohoto důvodu bylo chemické složení zjišťováno u kraje odlitků tyčí, tj. u volného povrchu a dále u středu tyčí. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v následujících tabulkách.

10.4.1 Ocel 42 2921 - litý stav

Chemické složení [hm.%]								
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	N
1,368	12,83	0,19	0,100	0,051	0,76	0,12	0,027	0,059

Tab. 10.3 Chemické složení - litý stav oceli 42 2921 - kraj

Chemické složení [hm.%]								
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	N
1,387	13,06	0,19	0,103	0,052	0,80	0,14	0,028	0,055

Tab. 10.4 Chemické složení - litý stav oceli 42 2921 - střed

Z uvedeného jsou zřejmé rozdíly chemického složení některých prvků mezi povrchem a středem odlitku tyče. Výraznou se stává segregace prvků C, Mn, nižší segregace byla zjištěna u P, S, Cr, Ni, Al. Naopak u dusíku byla sledována koncentrace vyšší u povrchu než u středu odlitku.

10.4.2 Ocel 42 2921 - stav po tepelném zpracování

Chemické složení [hm.%]								
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	N
1,381	12,89	0,20	0,093	0,052	0,77	0,15	0,025	0,081

Tab. 10.5 Chemické složení - ocel 42 2921- stav po TZ - kraj

Chemické složení [hm.%]								
C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Al	N
1,407	13,05	0,20	0,083	0,057	0,80	0,16	0,030	0,080

Tab. 10.6 Chemické složení - ocel 42 2921- stav po TZ - střed

Obdobně jako tomu bylo v předchozím případě poměrně výraznou segregaci vykazuje C, Mn u ostatních prvků je stupeň segregace nižší.

10.4.3 Navrhovaná ocel - litý stav

Chemické složení [hm.%]									
C	Mn	Si	P	S	Mo	Ti	Ni	Al	N
0,697	12,24	0,21	0,066	0,048	1,10	0,032	0,06	0,041	0,042

Tab. 10.7 Chemické složení - litý stav navrhované oceli - kraj

Chemické složení [hm.%]									
C	Mn	Si	P	S	Mo	Ti	Ni	Al	N
0,716	12,39	0,20	0,065	0,49	1,12	0,031	0,09	0,040	0,054

Tab. 10.8 Chemické složení - litý stav navrhované oceli - střed

Rozborem byla prokázána segregace uhlíku a manganu. U ostatních prvků jsou rozdíly koncentrace mezi povrchem a středem nepatrné.

10.4.4 Navrhovaná ocel - stav po tepelném zpracování

Chemické složení [hm.%]									
C	Mn	Si	P	S	Mo	Ti	Ni	Al	N
0,718	12,31	0,21	0,065	0,046	1,10	0,031	0,09	0,039	0,066

Tab. 10.9 Chemické složení - navrhovaná ocel -stav po TZ - kraj

Chemické složení [hm.%]									
C	Mn	Si	P	S	Mo	Ti	Ni	Al	N
0,721	12,53	0,21	0,066	0,047	1,11	0,029	0,10	0,038	0,049

Tab. 10.10 Chemické složení - navrhovaná ocel -stav po TZ - střed

Obdobně jako u stejné oceli v litém stavu je patrná pouze zvýšená segregace uhlíku a manganu, u ostatních prvků jsou rozdíly koncentrace nepatrné.

S ohledem na ověření chemického složení lze konstatovat, že přeepsané hodnoty se podařilo s výjimkou obsahu fosforu u navrhované oceli dodržet. Dále je možno předpokládat, že s ohledem na výše uvedené lze zvýšený obsah segregujících prvků očekávat v interdendritických polohách a rovněž na hranicích zrn. U zkoumaných ocelí lze proto tvorbu karbidických fází a vyšší obsah manganu a dalších prvků očekávat právě v těchto polohách.

10.5 Hodnocení mikrostruktury

Hodnocení mikrostruktury bylo prováděno pomocí světelného mikroskopu Nikon Optiphot 100 a řádkovacího elektronového mikroskopu. Předmětem zkoumání byla struktura oceli 42 2921 a nově navržené oceli, a to ve stavu litém, a jejich vzájemné srovnání.

10.5.1 Světelná mikroskopie

10.5.1.1 Příprava vzorků

Vzorky byly odebírány z tyčí $\varnothing 30, 50$ mm a z třmenů tlukadel. U tyčí byl vzorek odebírán vždy od čela, výška vzorku činila 14 mm. U tlukadel byly vzorky odebírány z třmenů (viz obr. 10.16). Samotné řezání bylo prováděno za pomoci technologie vodního paprsku (obr. 10.16), a to z důvodu vyloučení nežádoucího vlivu ohřevu, který doprovází konvenční metody řezání.



Obr. 10.16 Odebírání vzorku z třmenu tlukadla - řezání vodním paprskem

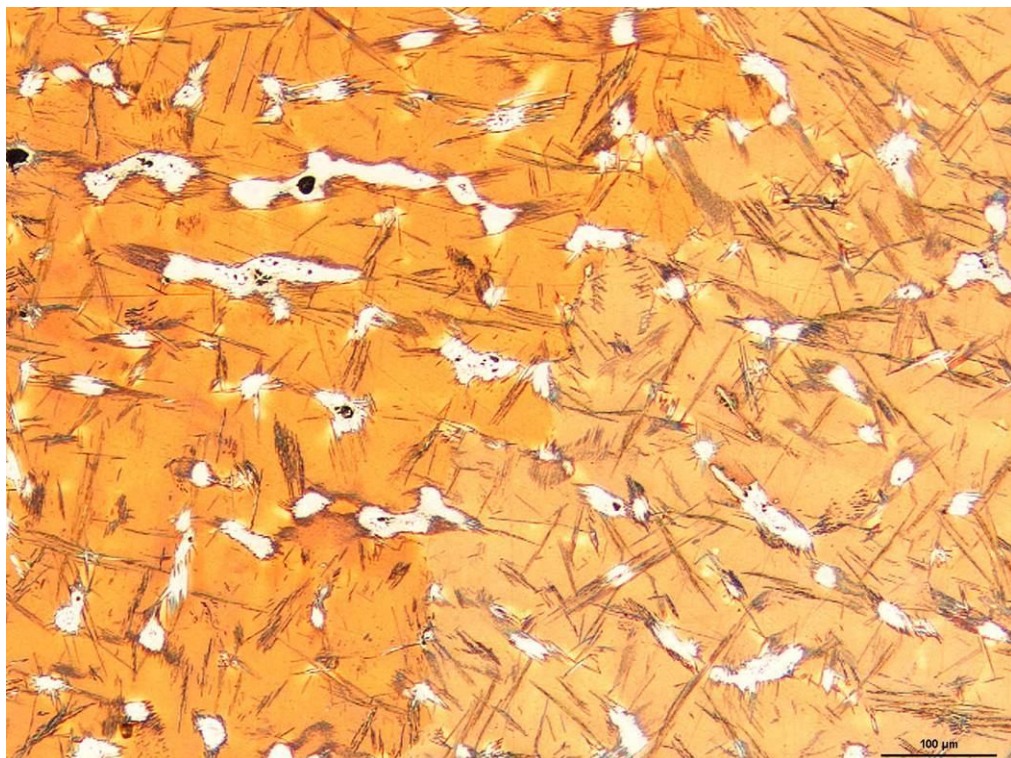
Odebrané vzorky byly dále rozřezány na čtvrtiny v případě tyčí, na poloviny v případě třmenů tlukadel. Broušení a leštění vzorků bylo prováděno ručně. Je proto na místě nutno podotknout, že tomuto odpovídá kvalita snímků, neboť dokonalá příprava obecně austenitické struktury je velice pracná a často i takřka nemožná. K leptání vzorků bylo použito 3 % nitalu.

V následujících kapitolách jsou uvedeny snímky pozorovaných struktur u oceli 42 2921 a navrhované oceli. Popisky obrázků vychází z teoretických informací uvedených výše.

10.5.1.2 Hodnocení tyčí Ø 30 mm

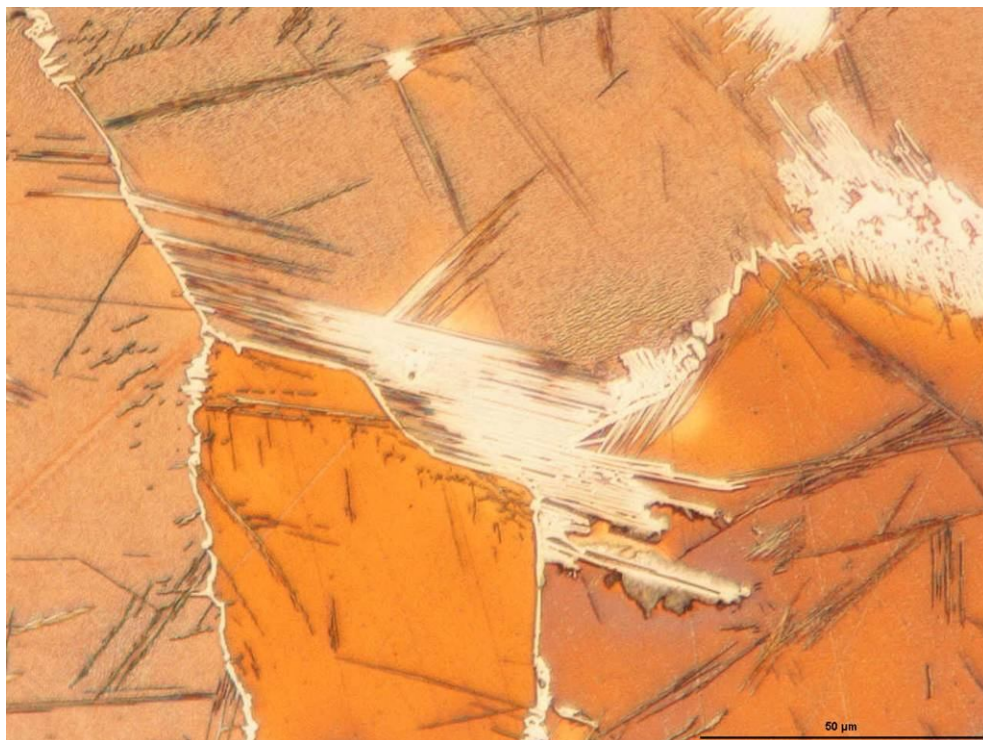


a)



b)

*Obr. 10.17 Ocel 42 2921 - lity stav
a) zvětšeno 50x/nital b) zvětšeno 100x/nital
Karbidy na hranicích austenitických zrn a v interdendritických polohách*

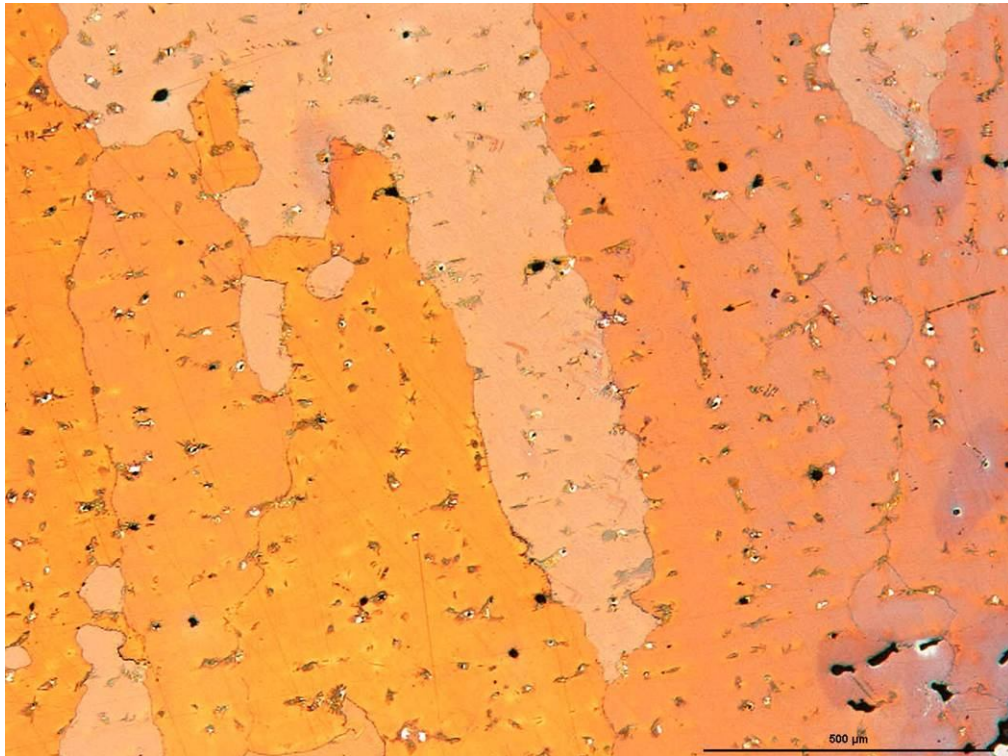


a)

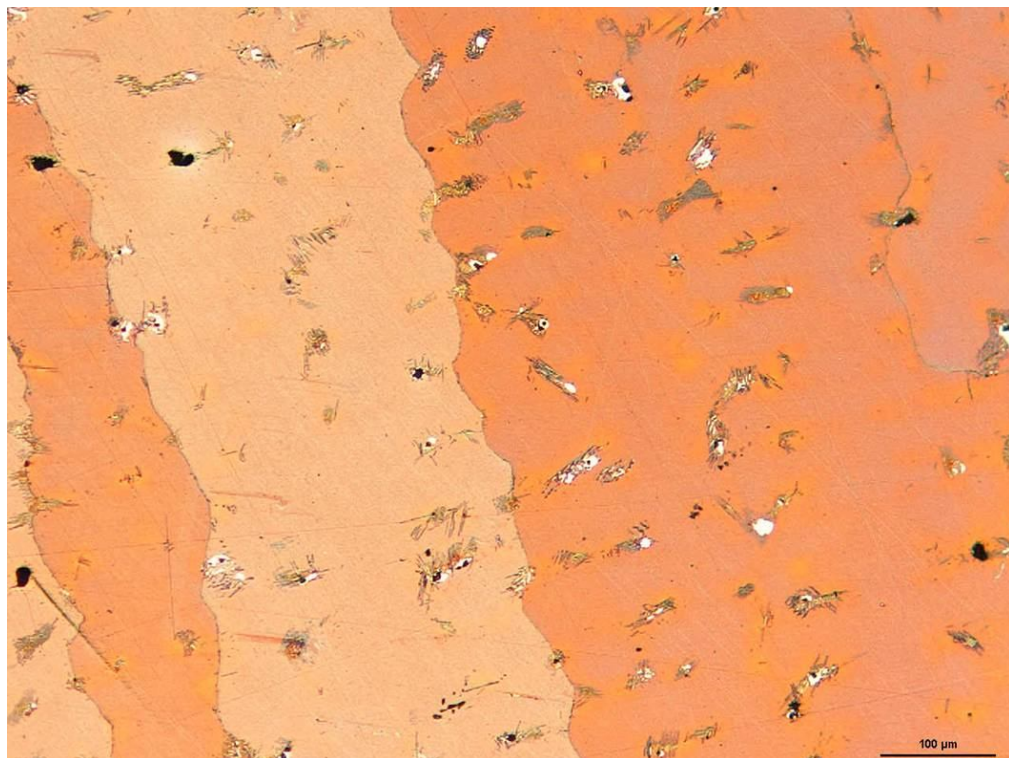


b)

*Obr. 10.18 Ocel 42 2921 - litý stav - detail struktury, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn*

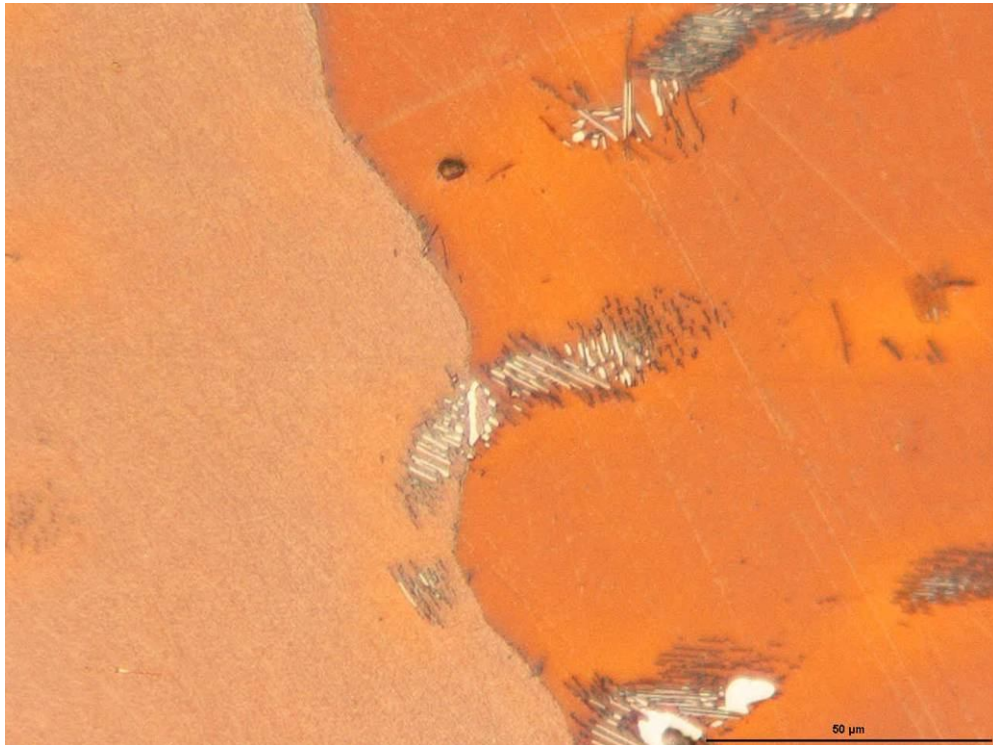


a)

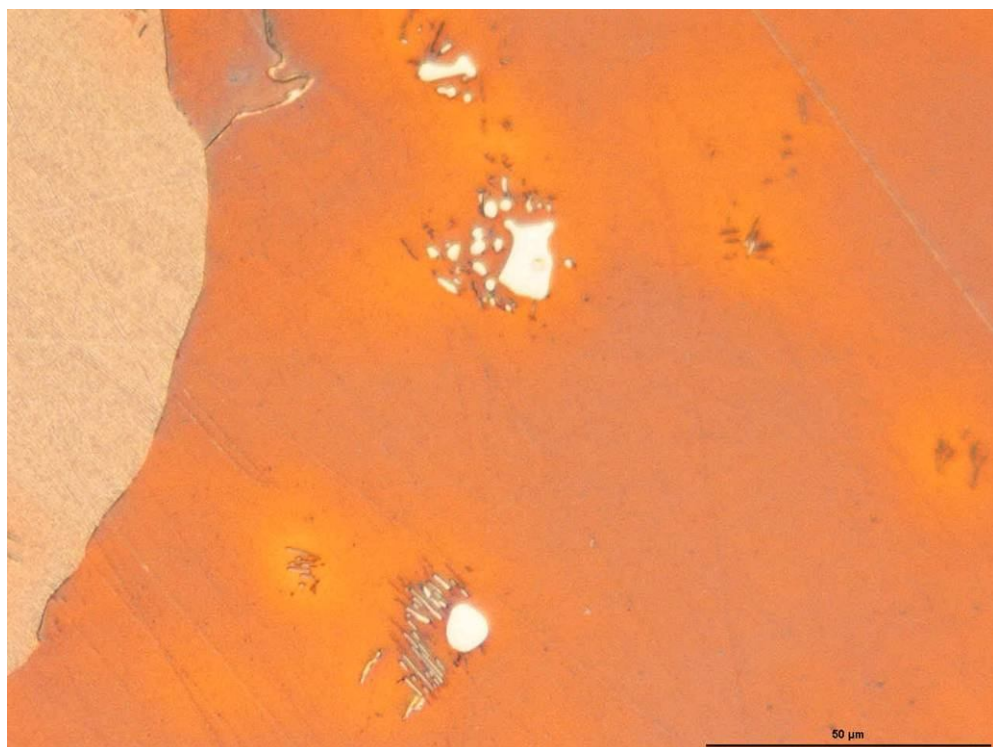


b)

*Obr. 10.19 Ocel 42 2921 - stav po tepelném zpracování
a) zvětšeno 50x/nital b) zvětšeno 100x/nital
Nerozpuštěné karbidické útvary v interdendritických polohách*



a)

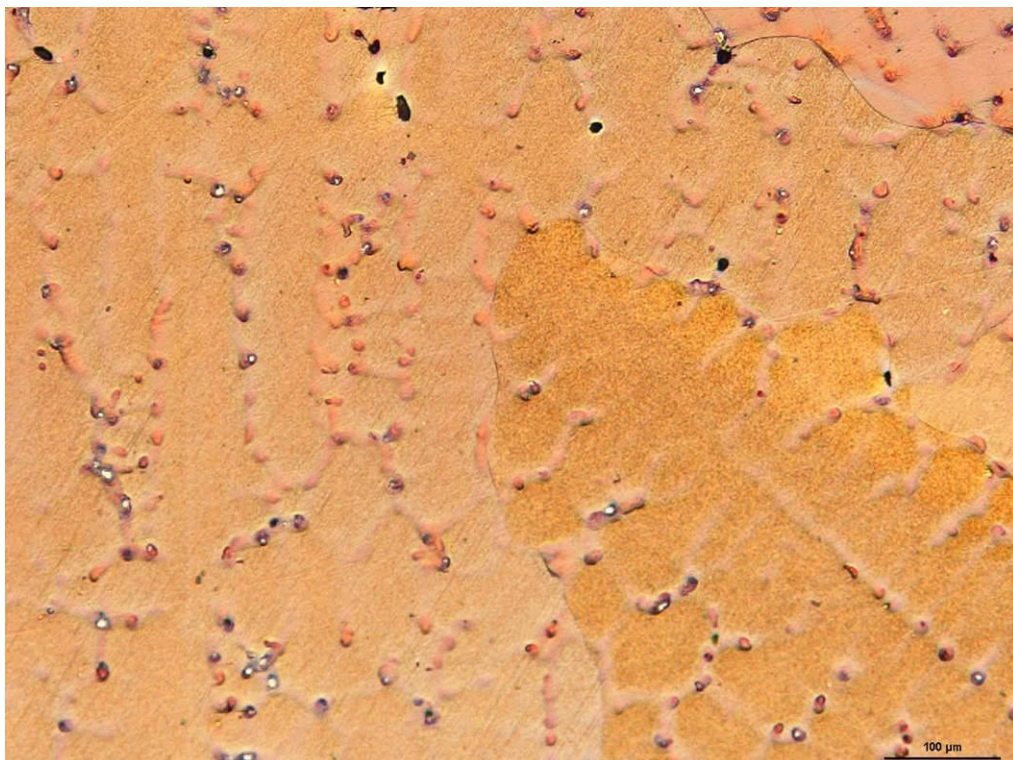


b)

*Obr. 10.20 Ocel 42 2921 - stav po tepelném zpracování - detail struktury, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn
Nerozpuštěné karbidy na hranicích a uvnitř austenitických zrn*

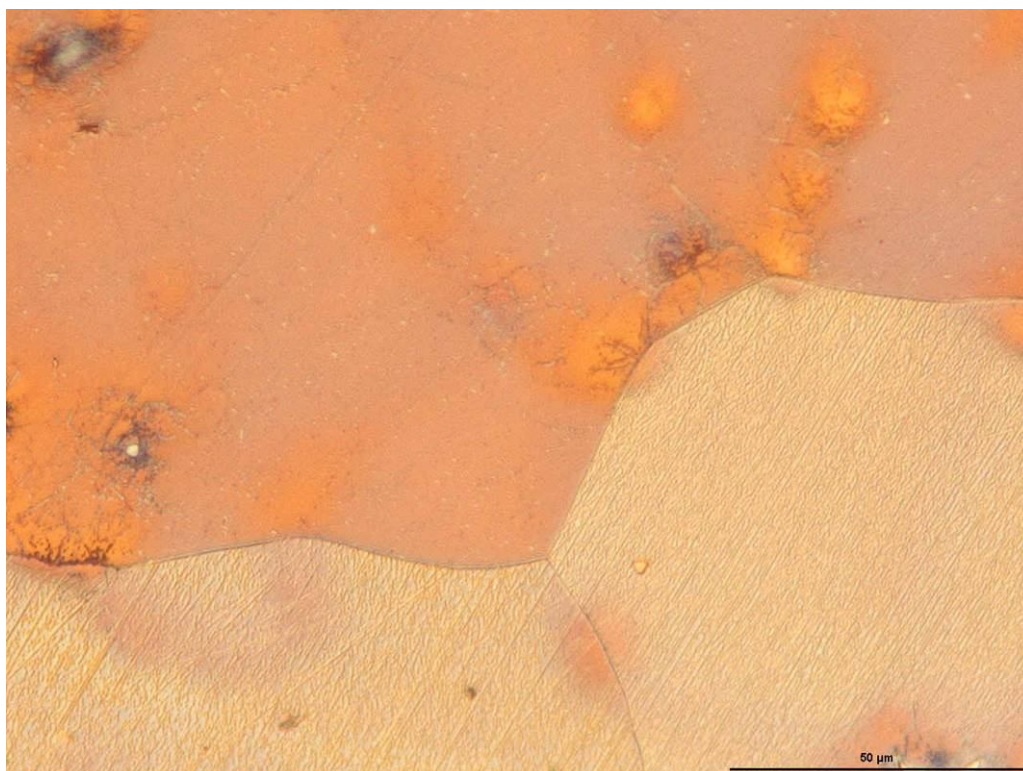


a)

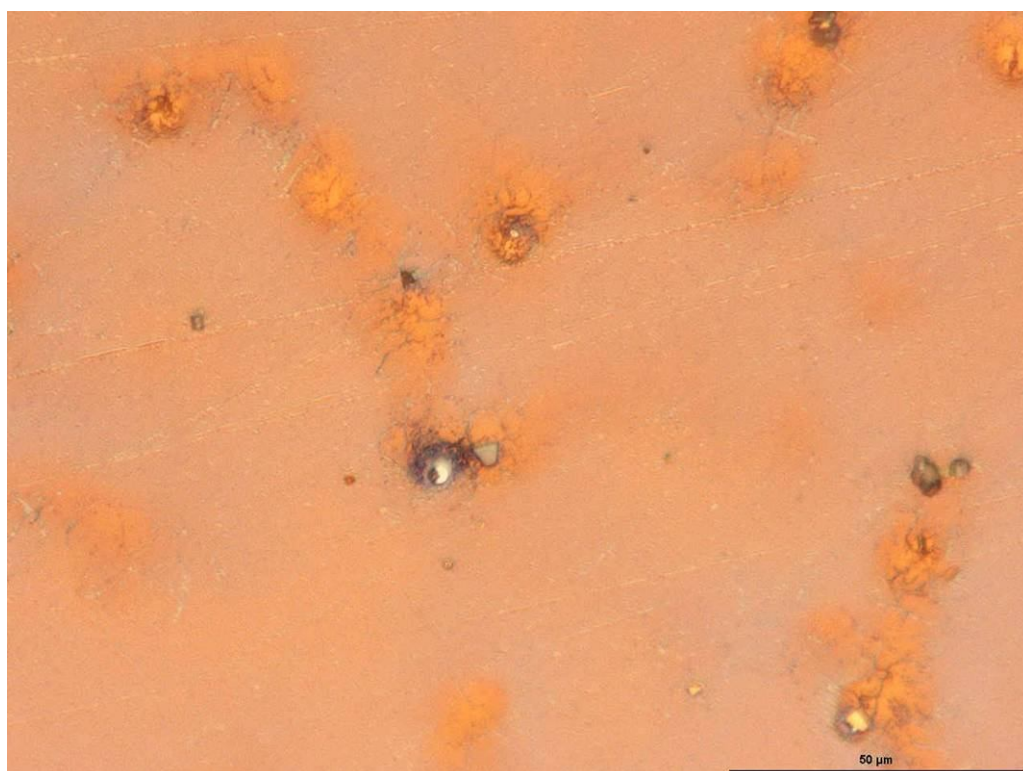


b)

*Obr. 10.21 Navrhovaná ocel - lity stav
a) zvětšeno 50x/nital b) zvětšeno 100x/nital
Zvýrazněná dendritická struktura a hranice austenitických zrn*



a)

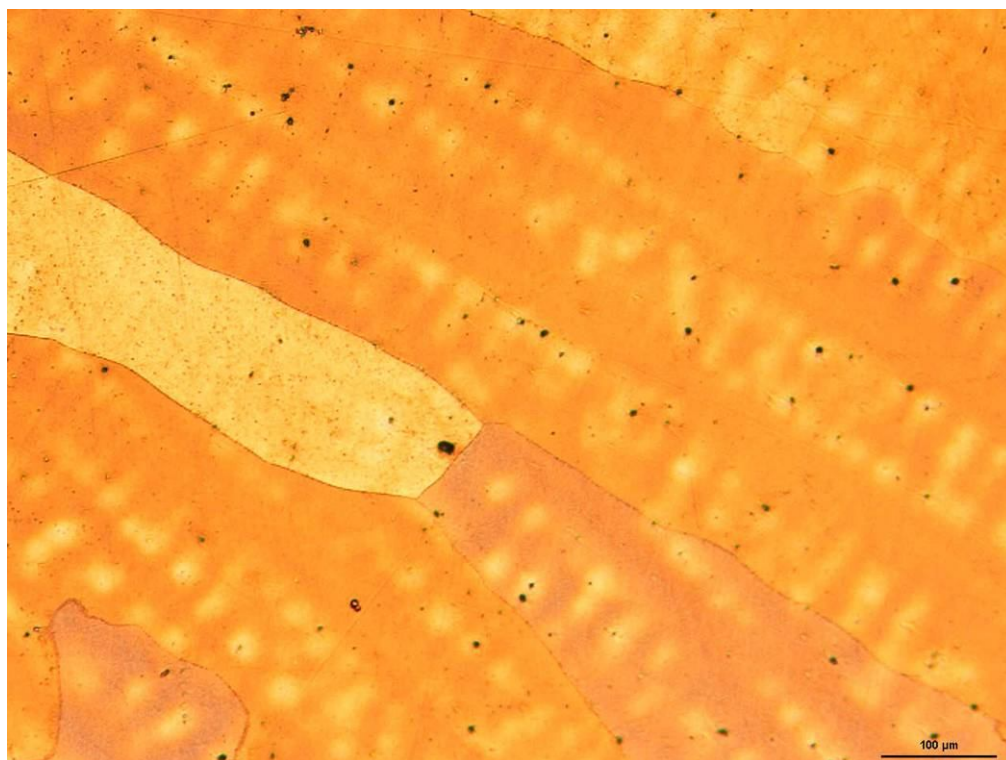


b)

*Obr. 10.22 Navrhovaná ocel - litý stav - detail struktury, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn*

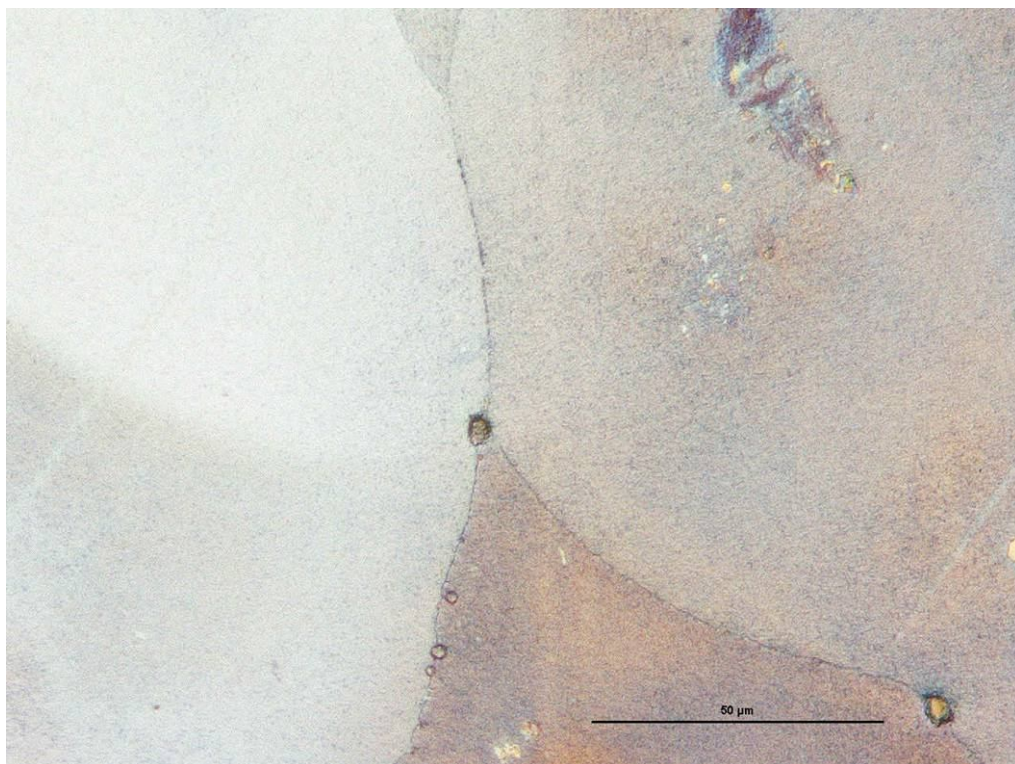


a)

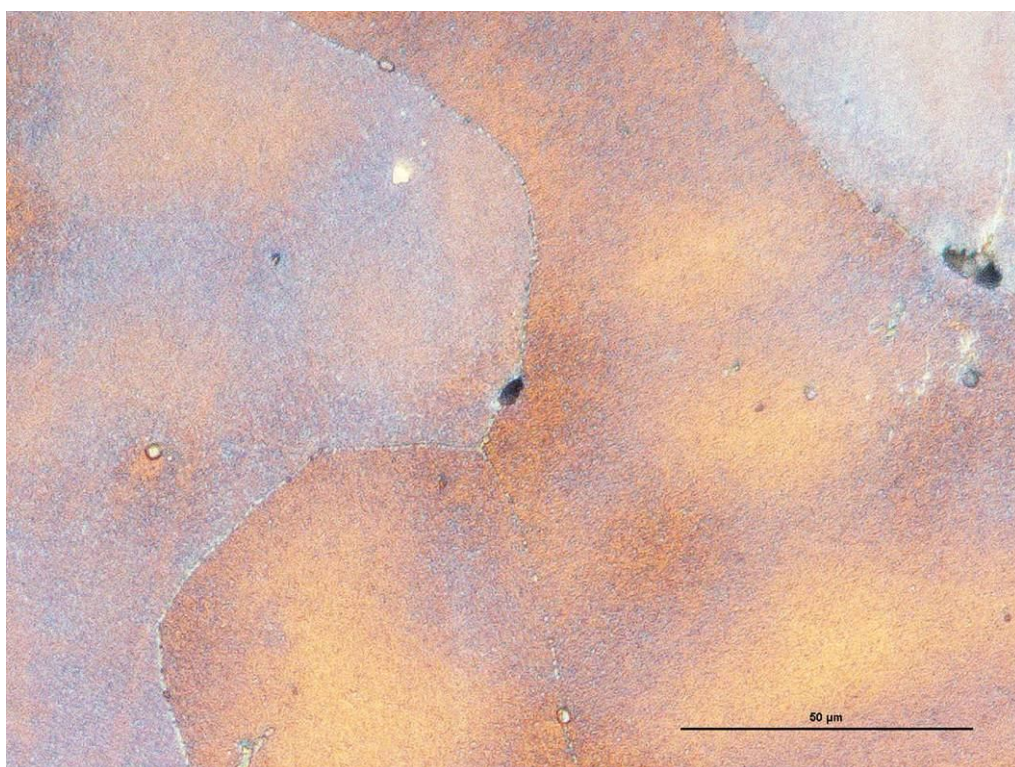


b)

*Obr. 10.23 Navrhovaná ocel - stav po tepelném zpracování
a) zvětšeno 50x/nital b) zvětšeno 100x/nital
Zvýrazněná dendritická struktura, hranice austenitických zrn, pórovitost*



a)



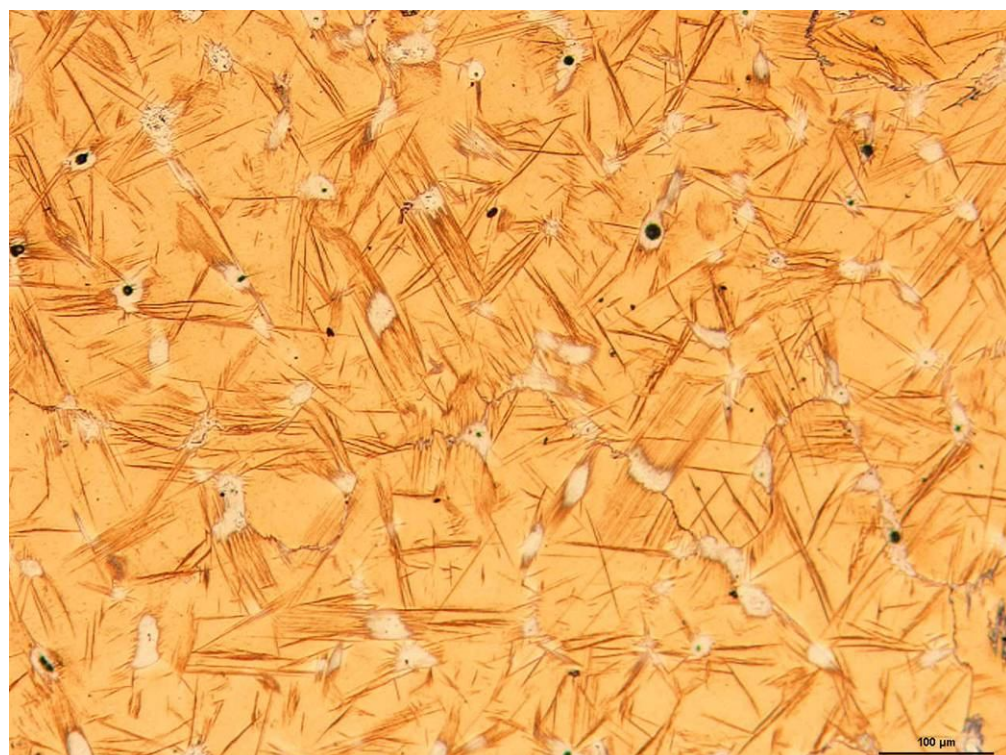
b)

*Obr. 10. 24 Navrhovaná ocel - stav po tepelném zpracování - detail struktury, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn*

10.5.1.3 Hodnocení tyčí Ø 50 mm

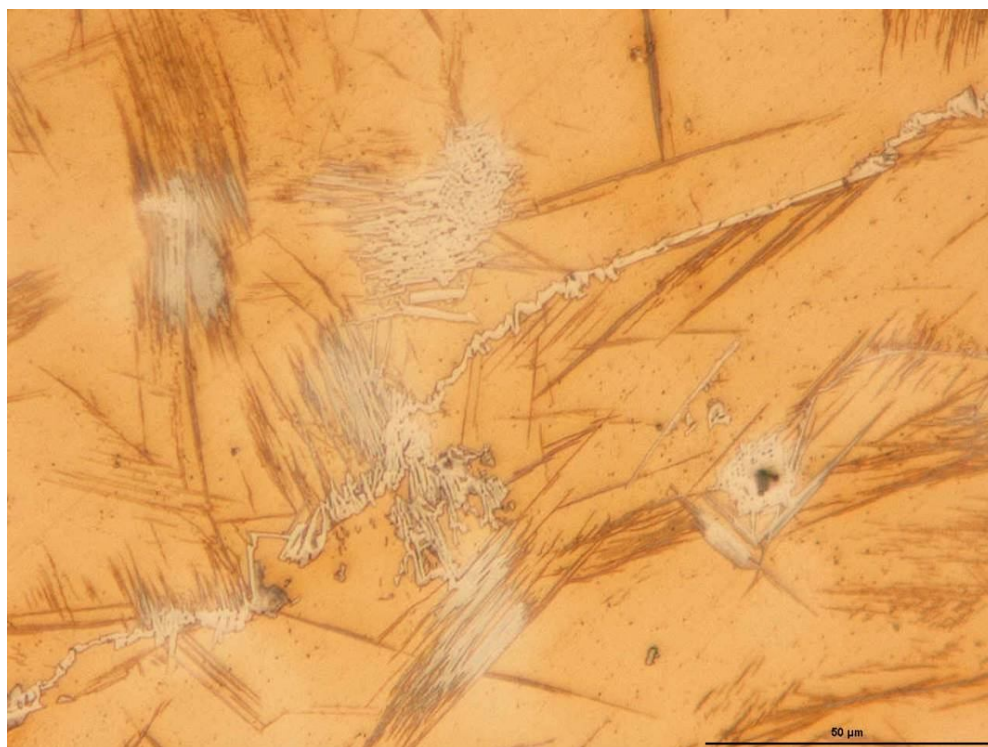


a)

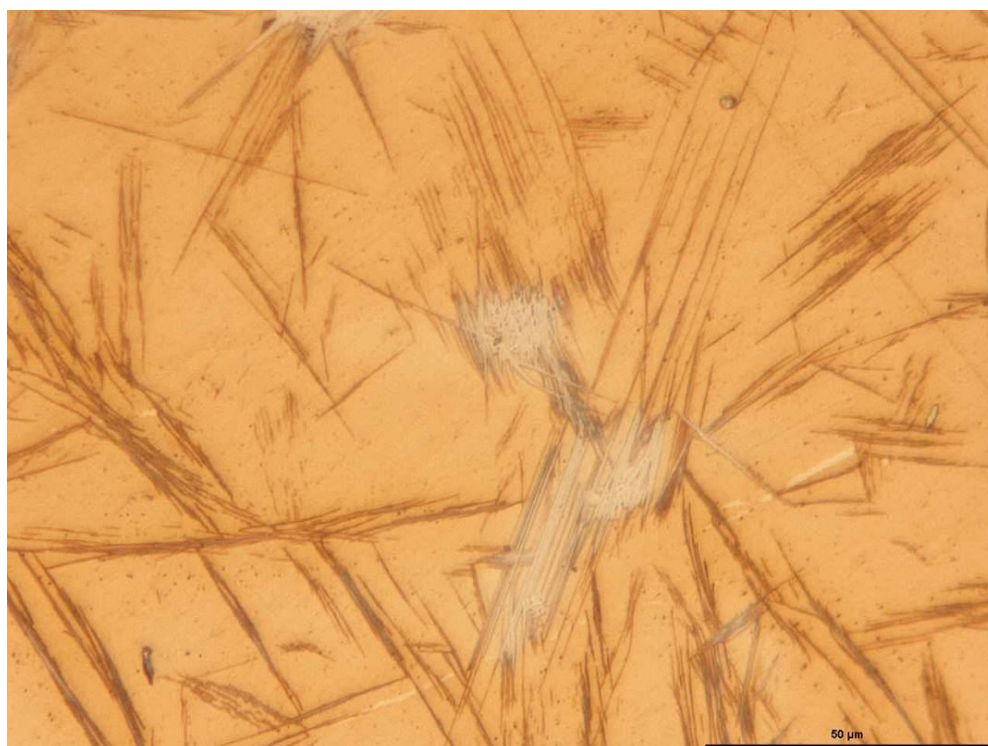


b)

*Obr. 10.25 Ocel 42 2921 - litý stav
a) zvětšeno 50x/Nital b) zvětšeno 100x/nital
Karbidy v interdendritických polohách a po hranicích austenitických zrn*

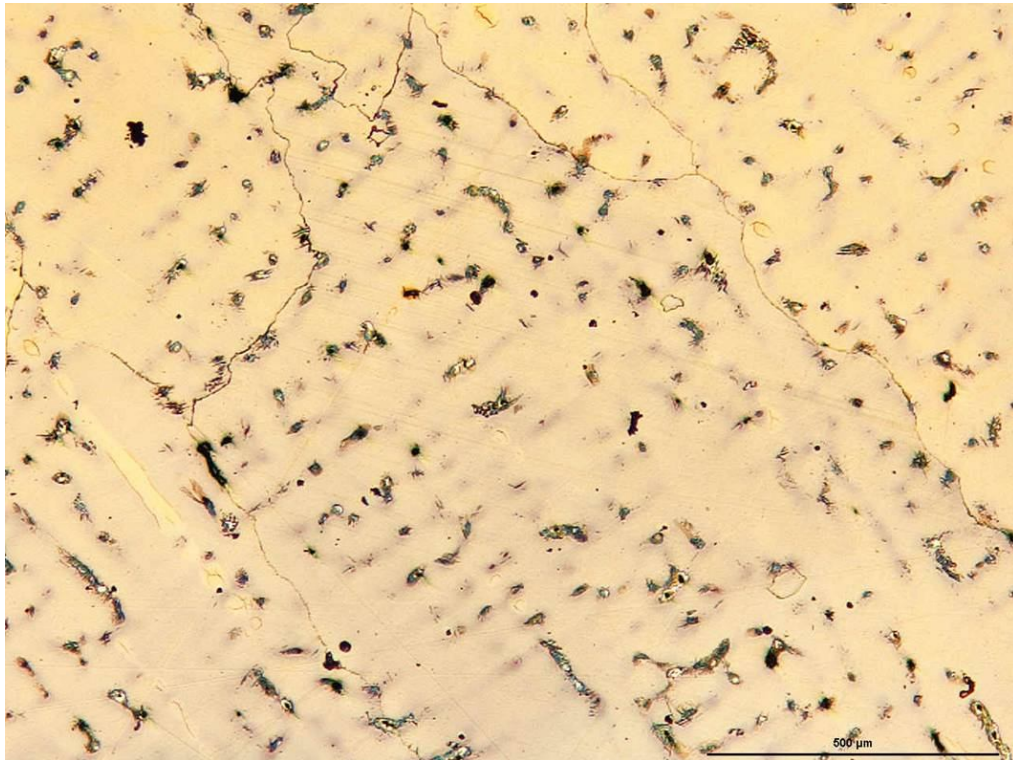


a)

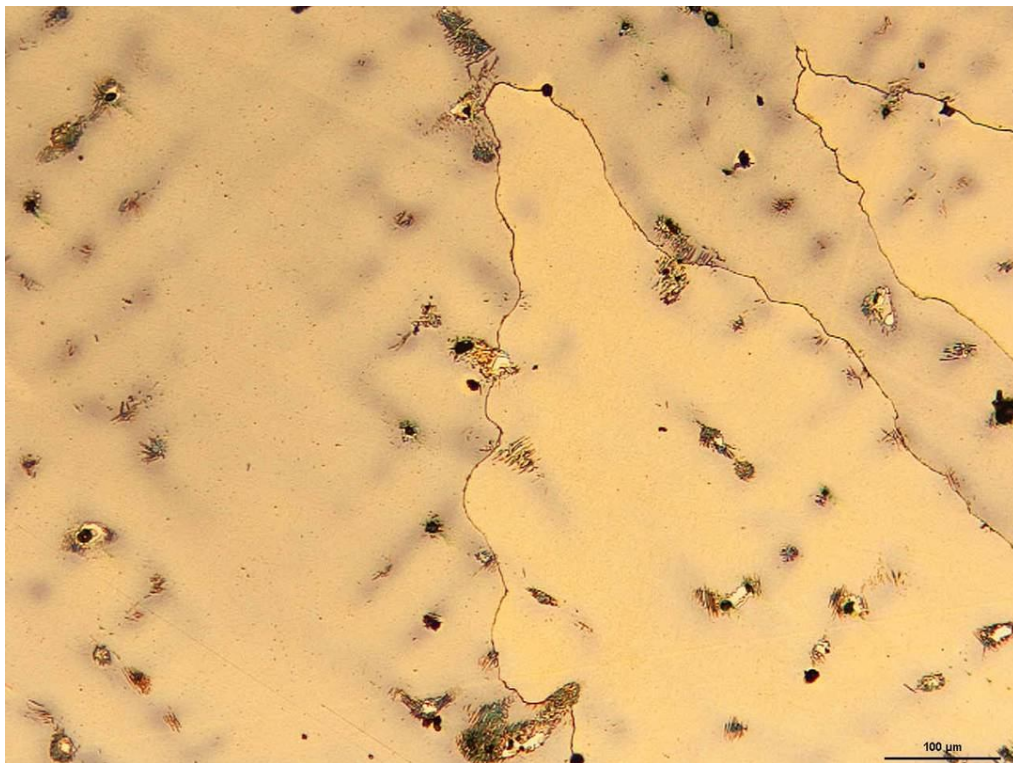


b)

*Obr. 10.26 Ocel 42 2921 - litý stav - detail struktury, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn*



a)



b)

Obr. 10.27 Ocel 42 2921 - stav po tepelném zpracování
a) zvětšeno 50x/nital b) zvětšeno 100x/nital
Nerozpuštěné karbidické útvary v interdendritických polohách, hranice austenitický zrn

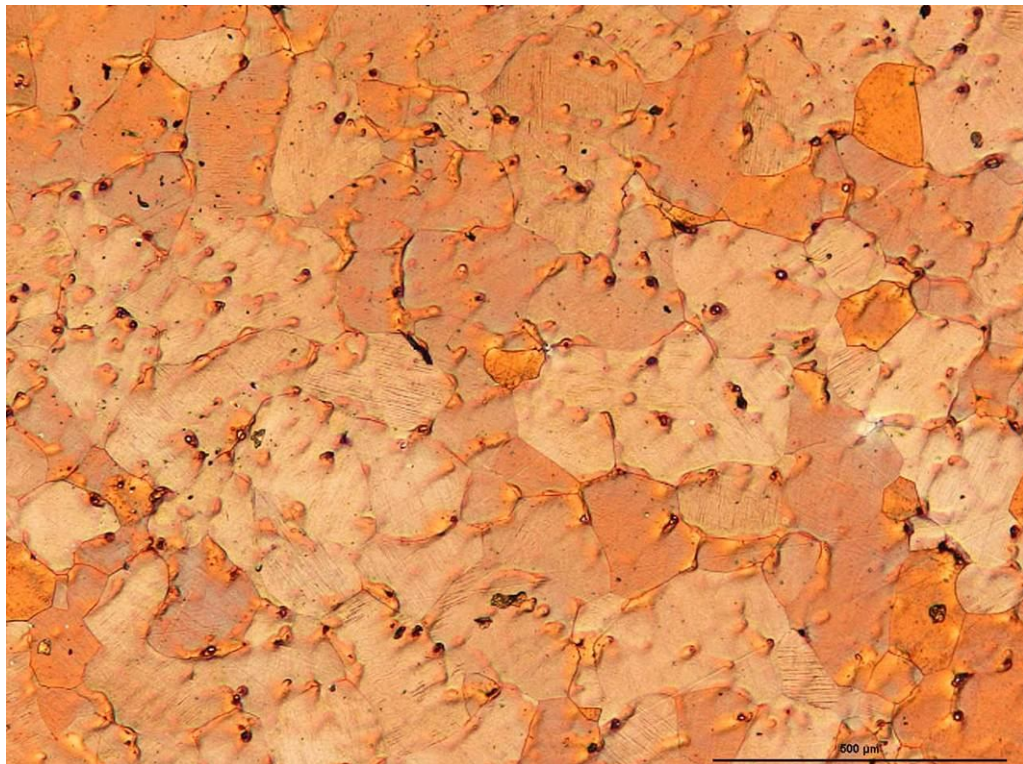


a)

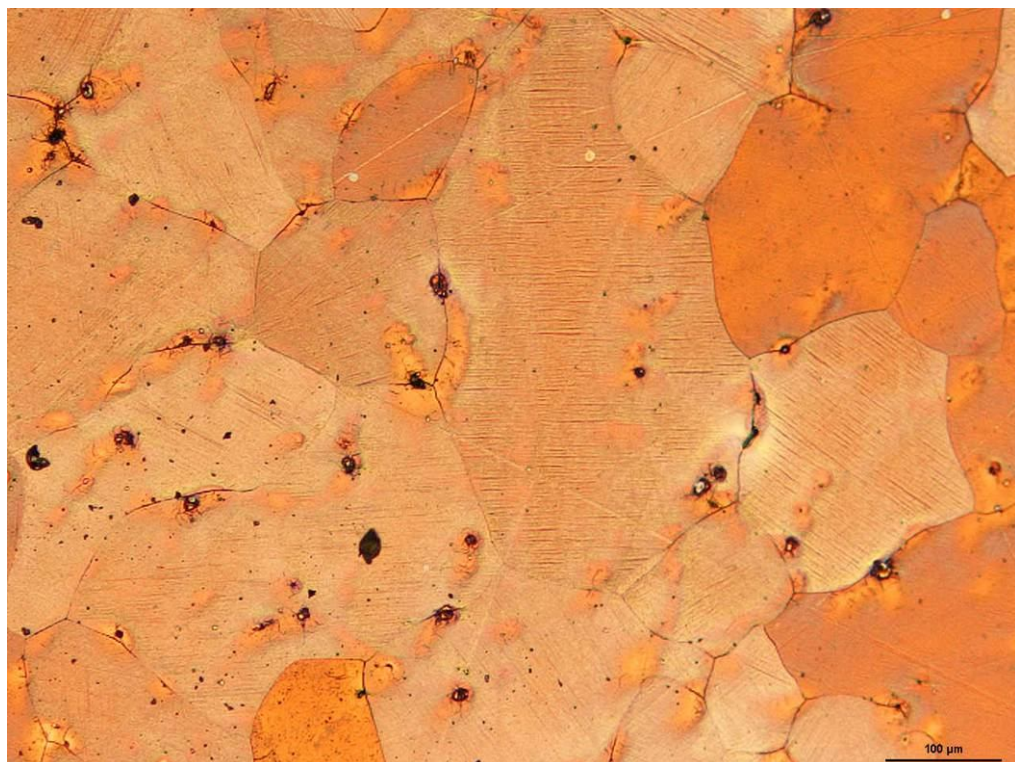


b)

Obr. 10.28 Ocel 42 2921 - stav po tepelném zpracování - detail struktury, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn
Nerozpuštěné karbidy na hranicích a uvnitř austenitických zrn

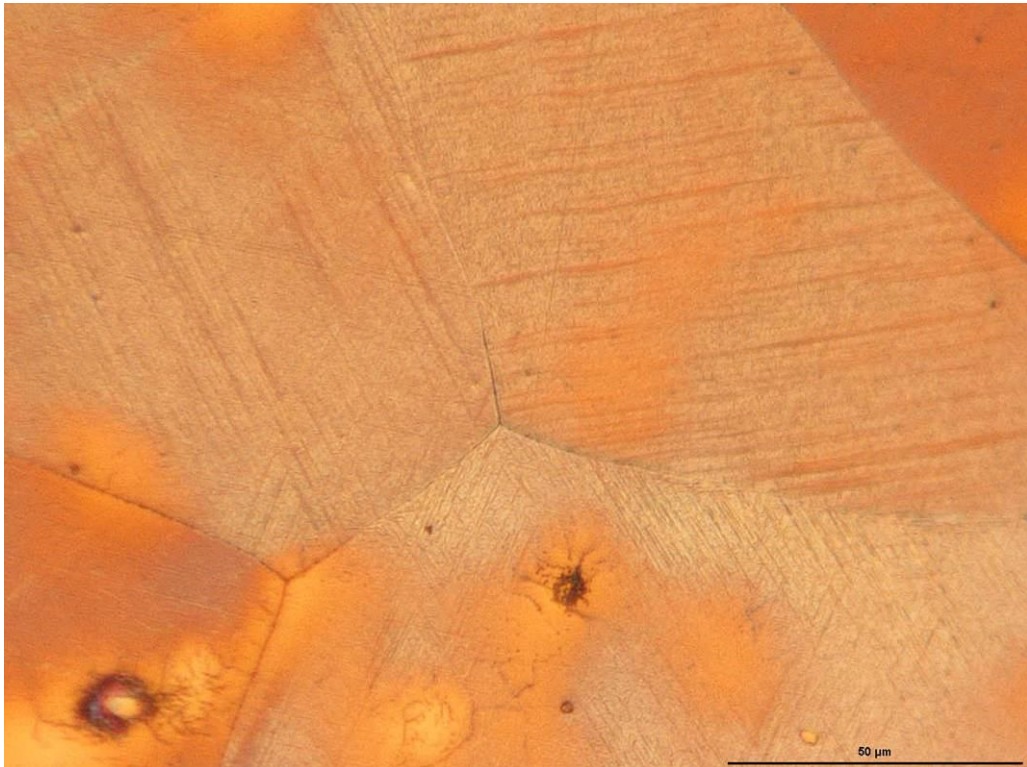


a)

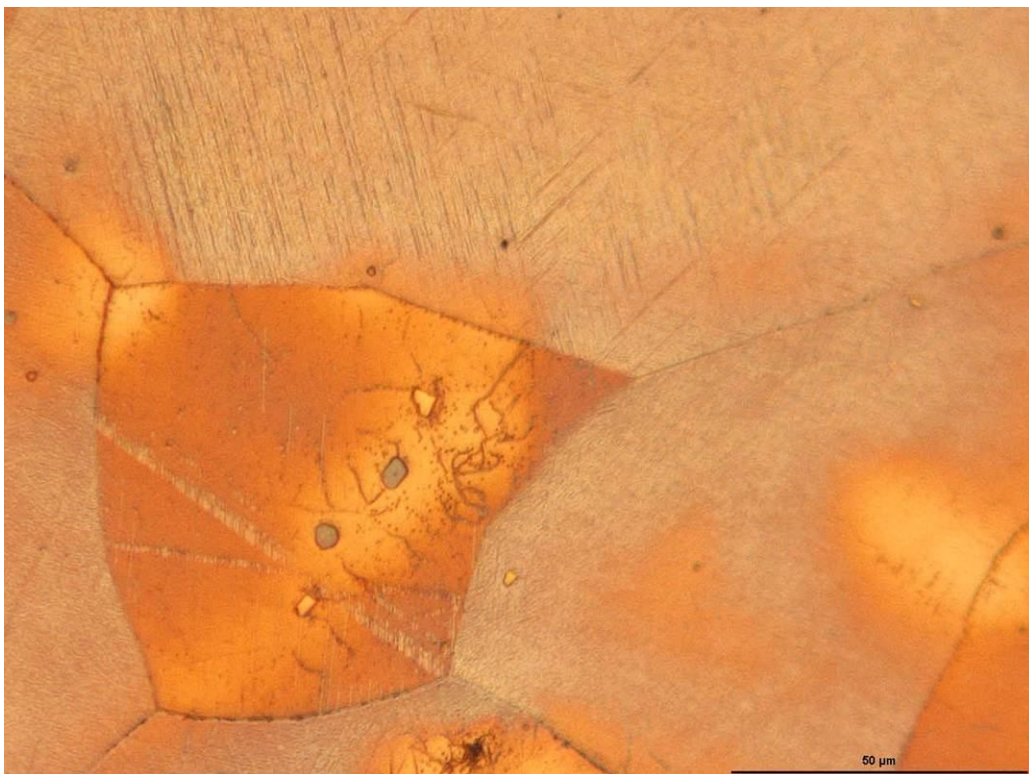


b)

*Obr. 10.29 Navrhovaná ocel - litý stav
a) zvětšeno 50x/nital b) zvětšeno 100x/nital
Zvýrazněná dendritická struktura, hranice austenitických zrn, deformačně indukovaný
martenzit*

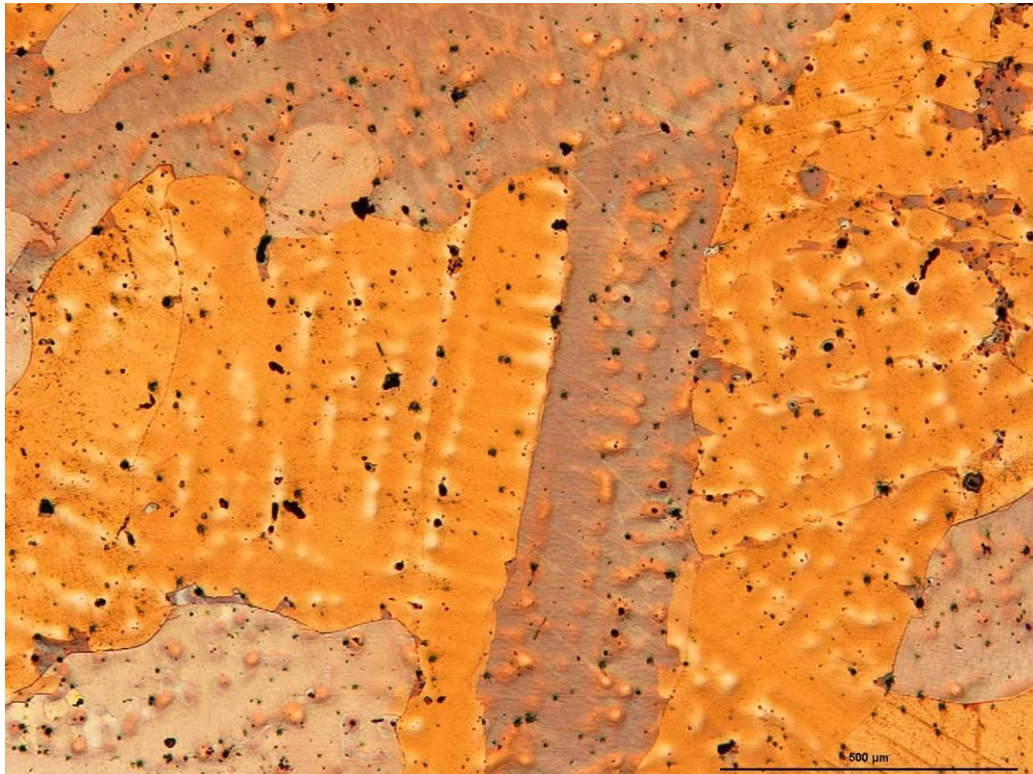


a)

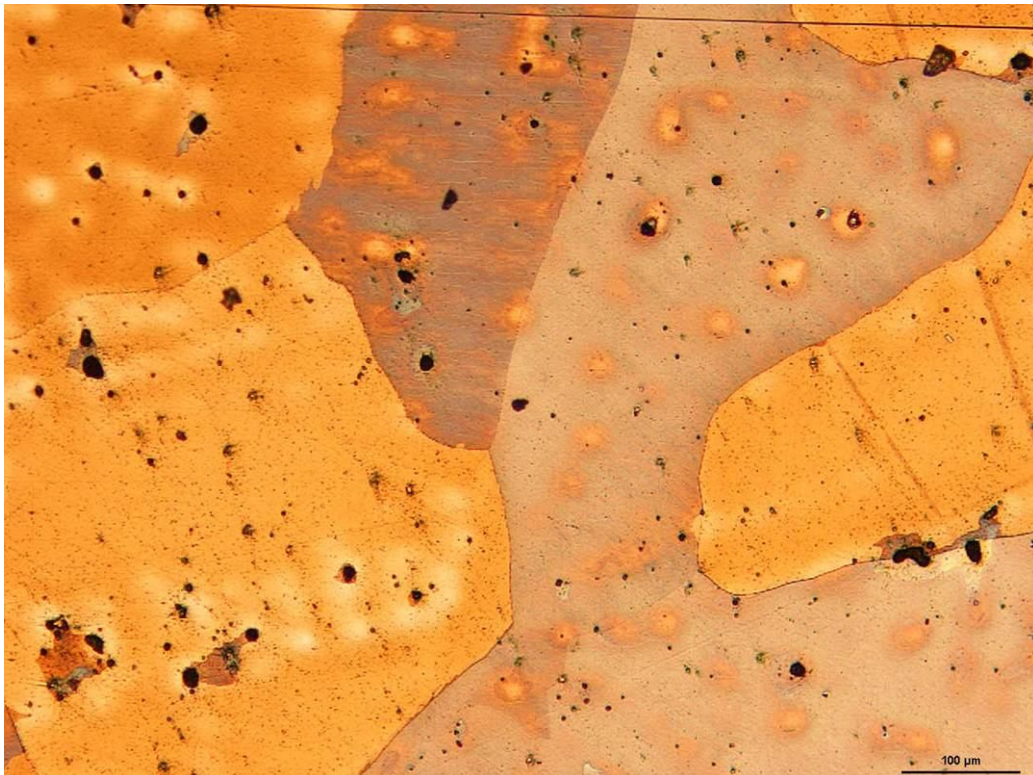


b)

*Obr. 10.30 Navrhovaná ocel - litév stav - detail struktury, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn
Deformačně indukovaný martenzit, částice karbonitridů titanu*

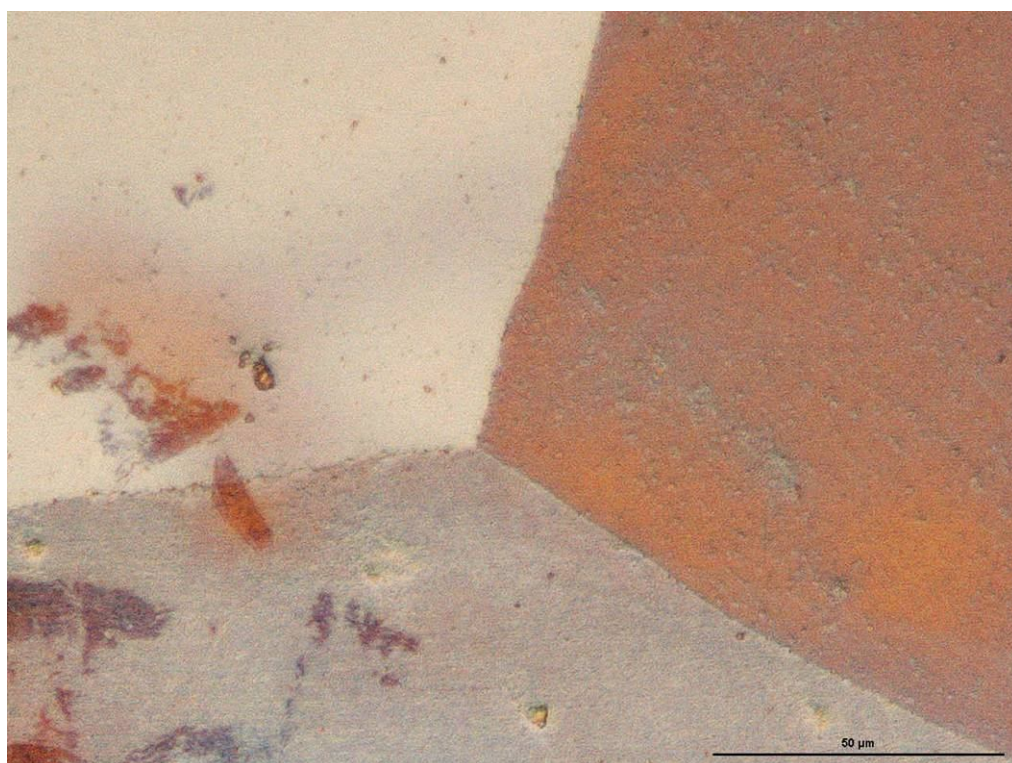


a)

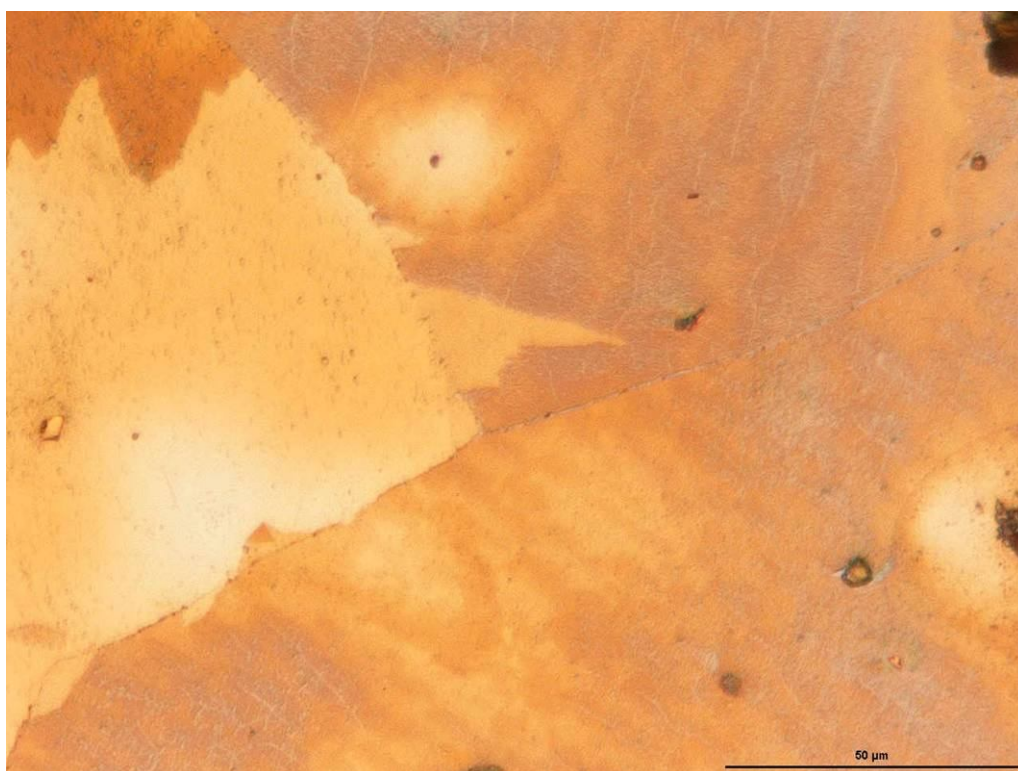


b)

*Obr. 10.31 Navrhovaná ocel - stav po tepelném zpracování
a) zvětšeno 50x/nital b) zvětšeno 100x/nital
Dendritická struktura, hranice austenitického zrna , pórovitost*



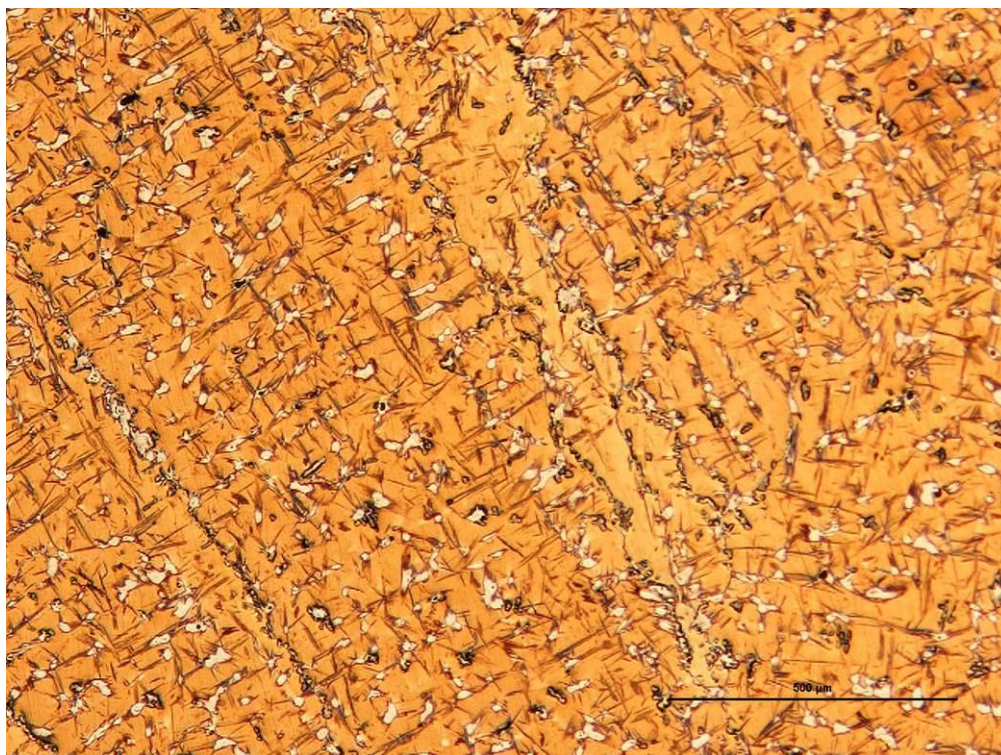
a)



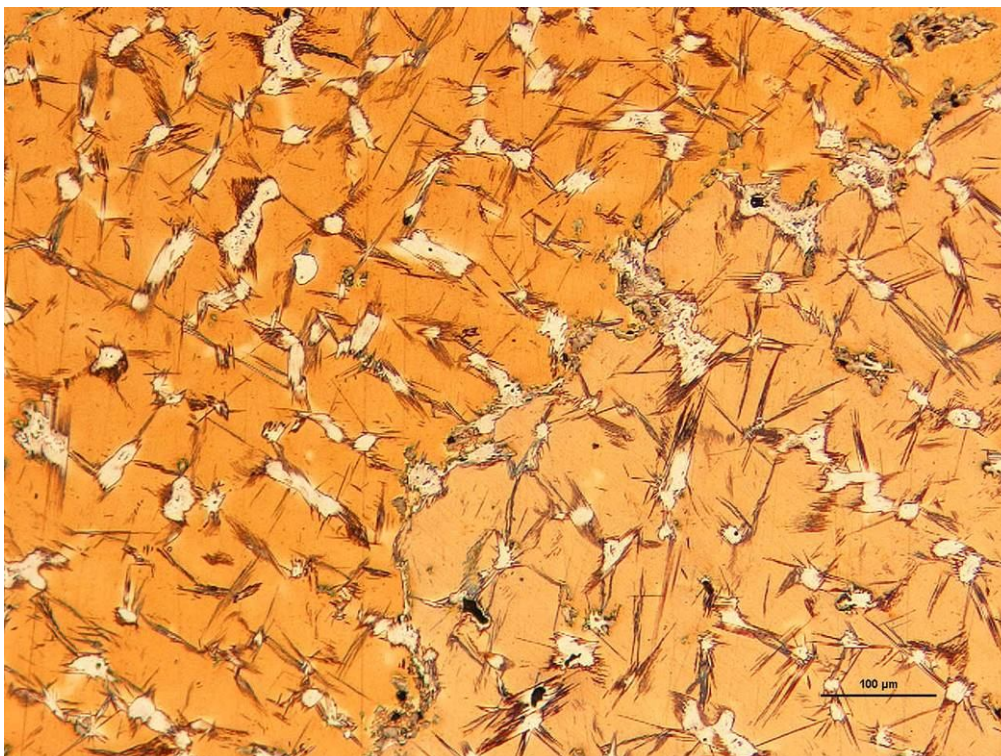
b)

*Obr. 10.32 Navrhovaná ocel - stav po tepelném zpracování, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn*

10.5.1.4 Hodnocení třmenů tlukadel

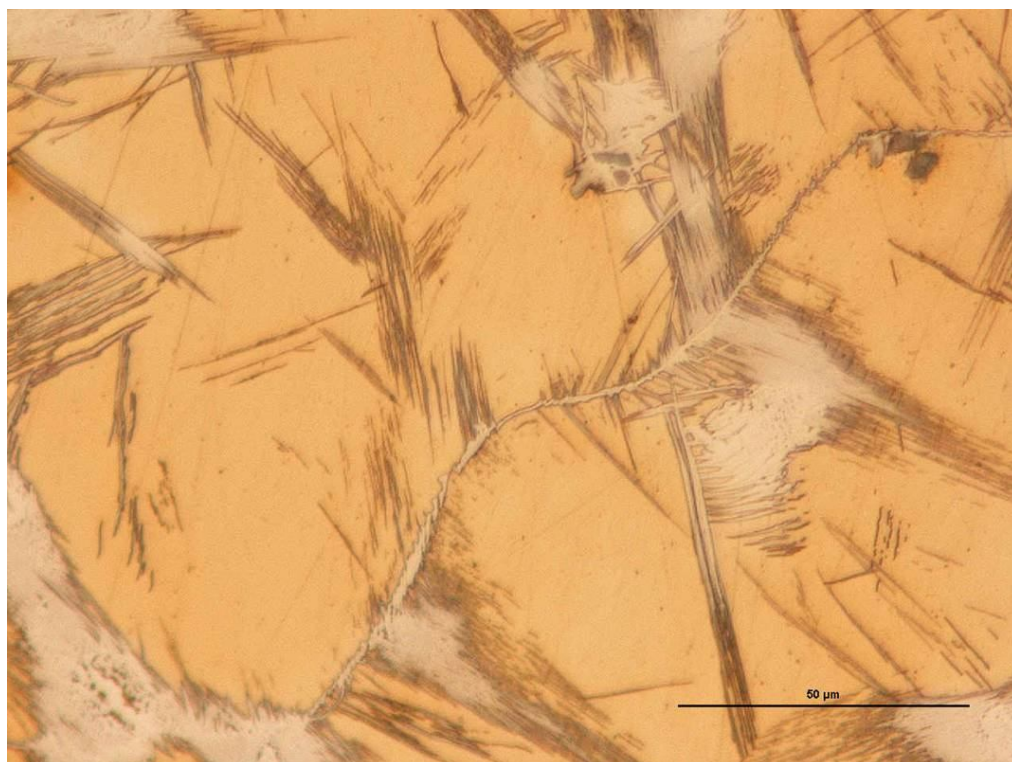


a)

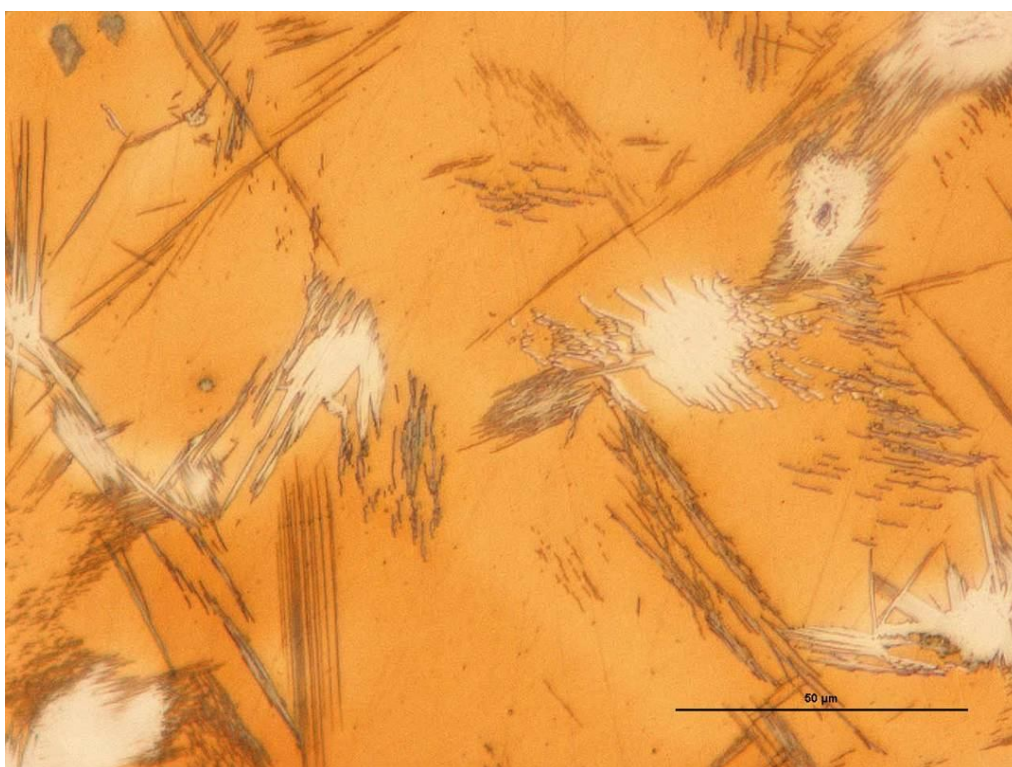


b)

*Obr. 10.33 Ocel 42 2921 - lity stav
a) zvětšeno 50x/Nital b) zvětšeno 100x/nital
Karbidy v interdendritických polohách a po hranicích austenitických zrn*



a)

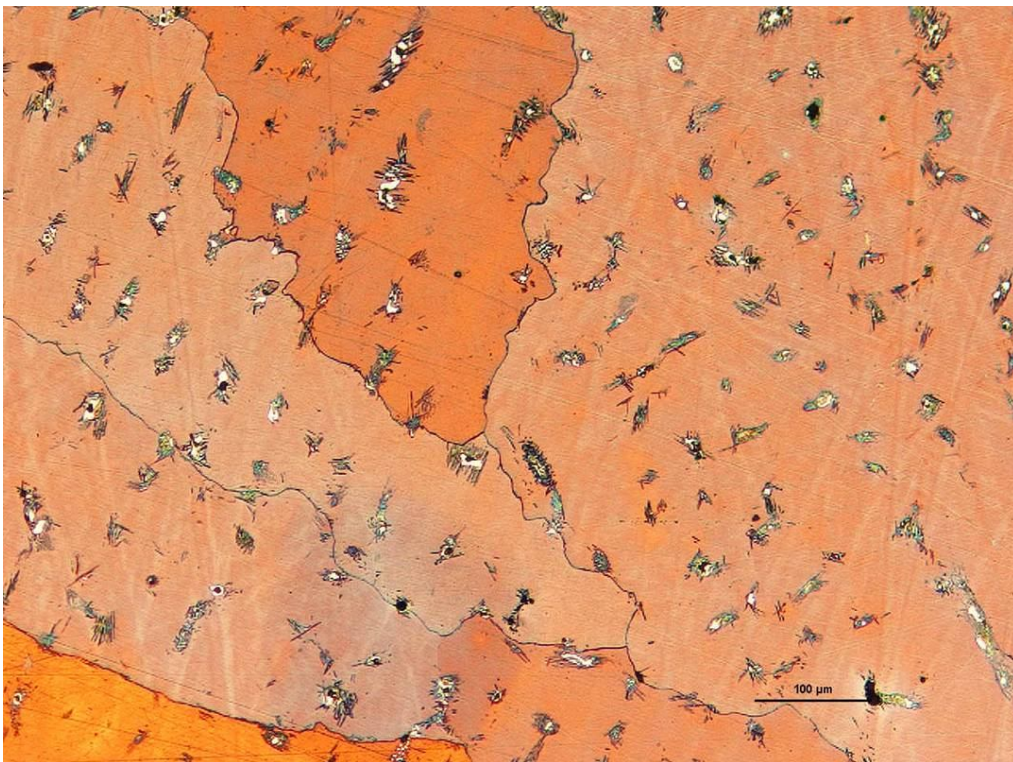


b)

*Obr. 10.34 Ocel 42 2921 - lité stav - detail struktury, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn*



a)

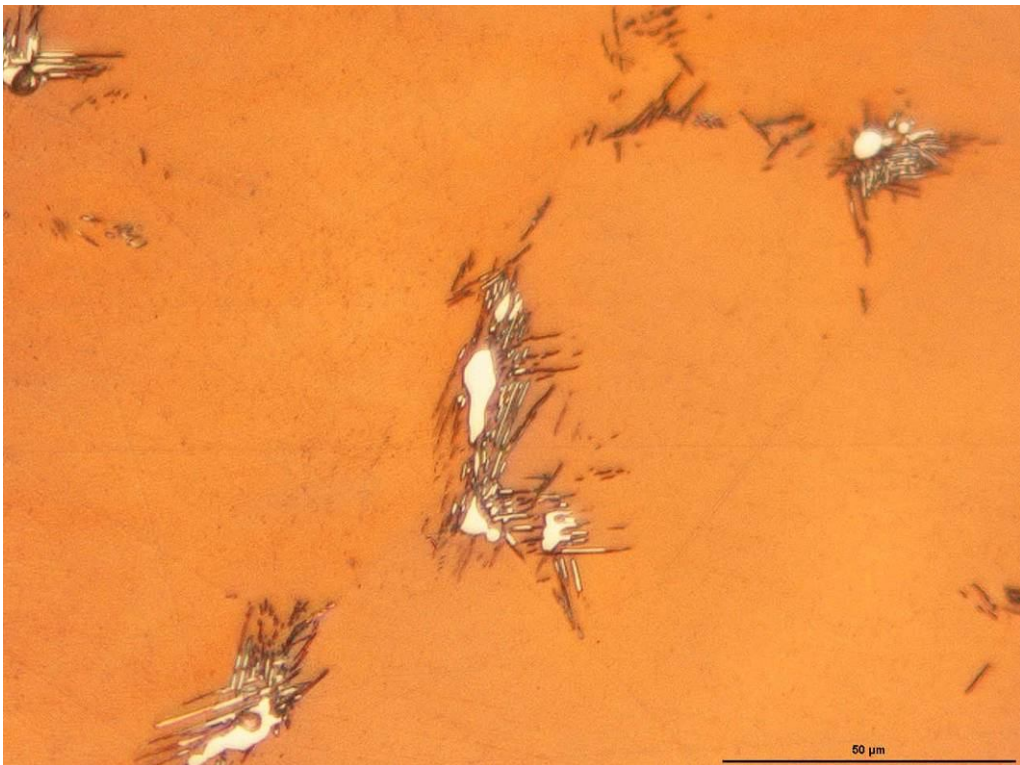


b)

*Obr. 10.35 Ocel 42 2921 - stav po tepelném zpracování
a) zvětšeno 50x/nital b) zvětšeno 100x/nital
Nerozpuštěné karbidické útvary v interdendritických polohách, hranice austenitický zrn*

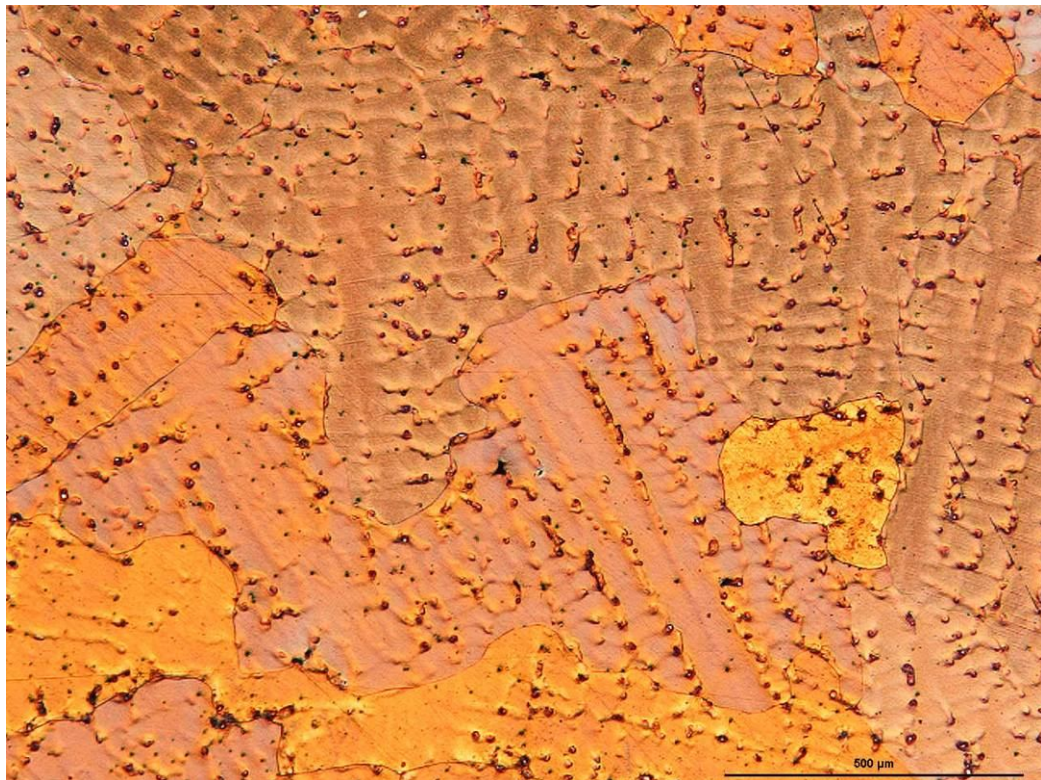


a)

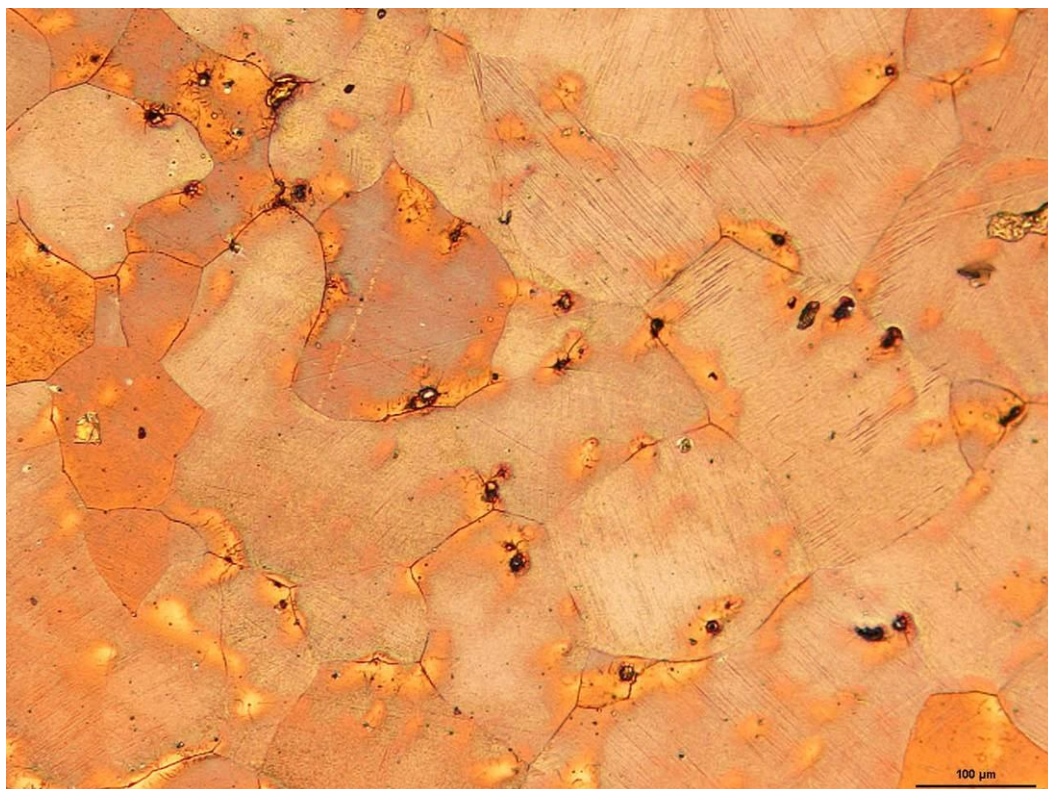


b)

*Obr. 10.36 Ocel 42 2921 - stav po tepelném zpracování
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn
Nerozpuštěné karbidy na hranicích a uvnitř austenitických zrn*

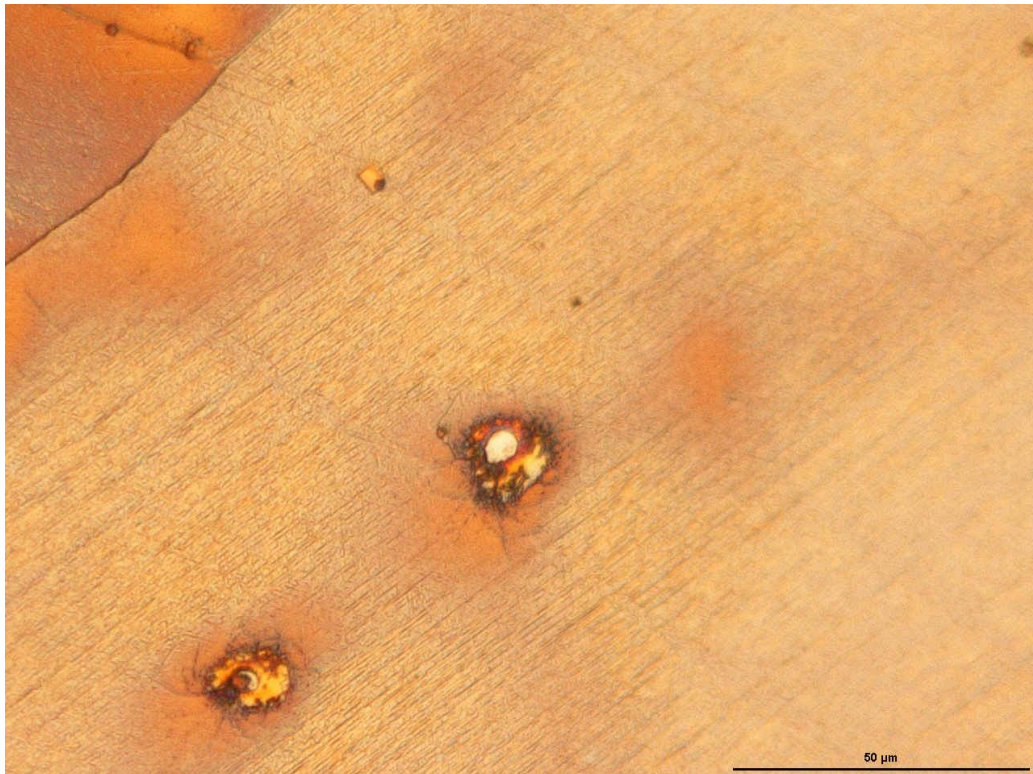


a)

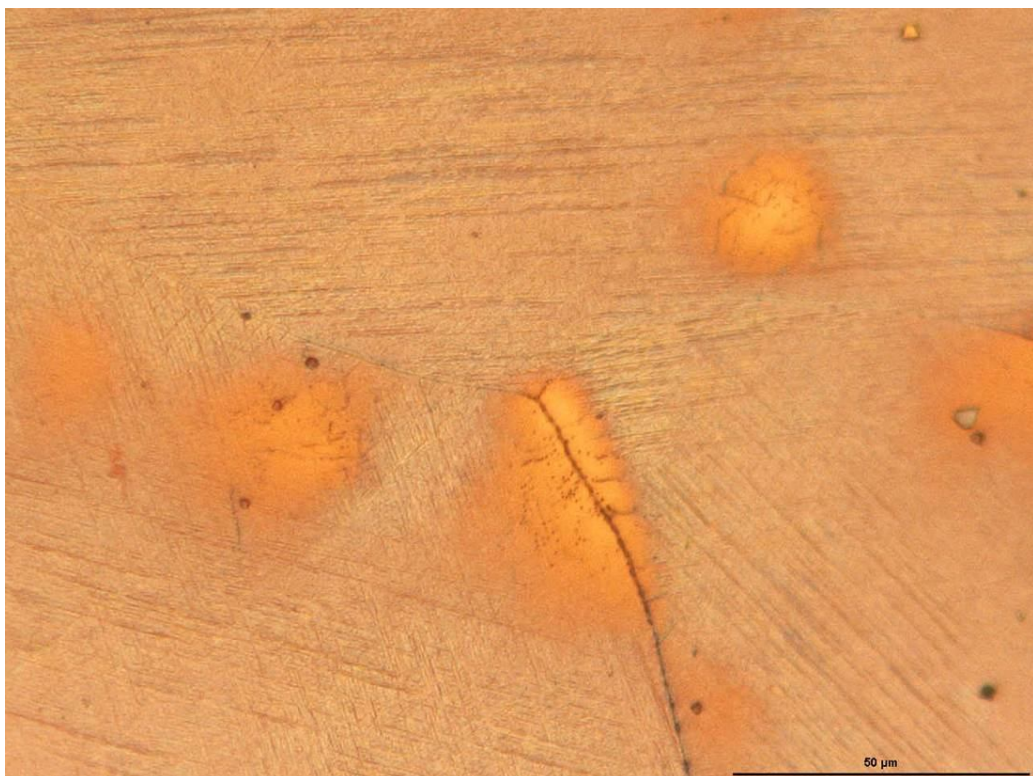


b)

*Obr.10.37 Navrhovaná ocel - litý stav
a) zvětšeno 50x/nital b) zvětšeno 100x/nital
Zvýrazněná dendritická struktura, hranice austenitických zrn, deformačně indukovaný
martenzit*



a)



b)

*Obr. 10.38 Navrhovaná ocel - litý stav - detail struktury, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn
Deformačně indukovaný martenzit, částice karbonitridů titanu*

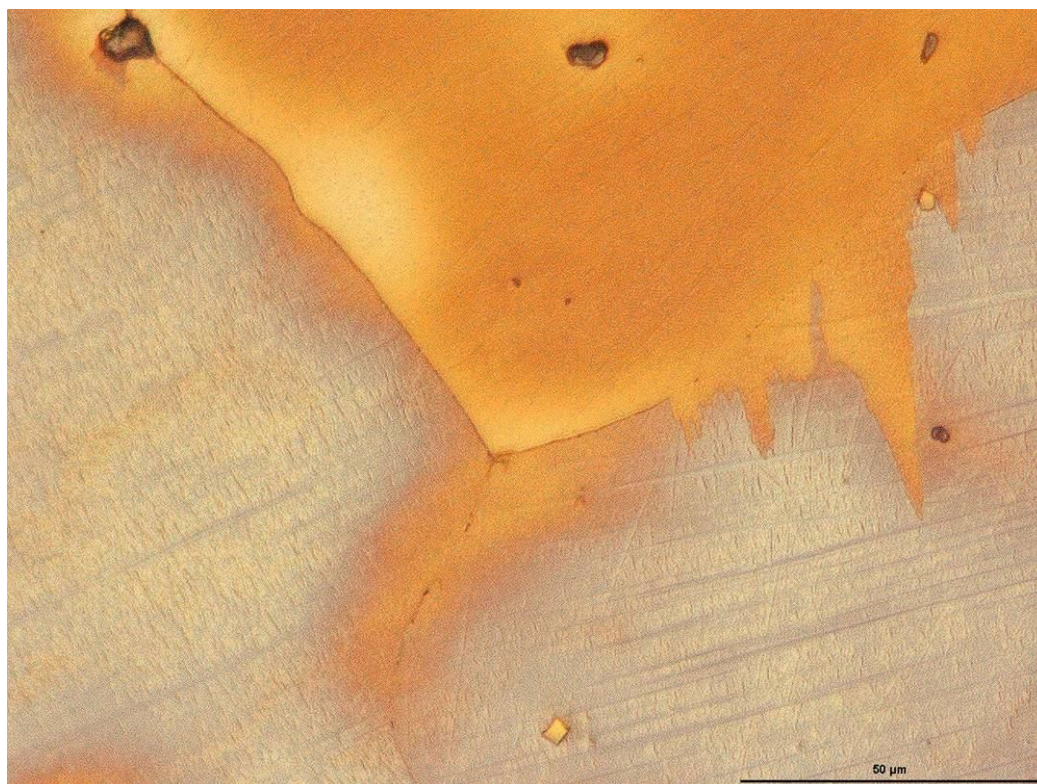


a)



b)

*Obr. 10.39 Navrhovaná ocel - stav po tepelném zpracování
a) zvětšeno 50x/nital b) zvětšeno 100x/nital
Deformačně indukovaný martenzit, hranice austenitického zrna*



a)



b)

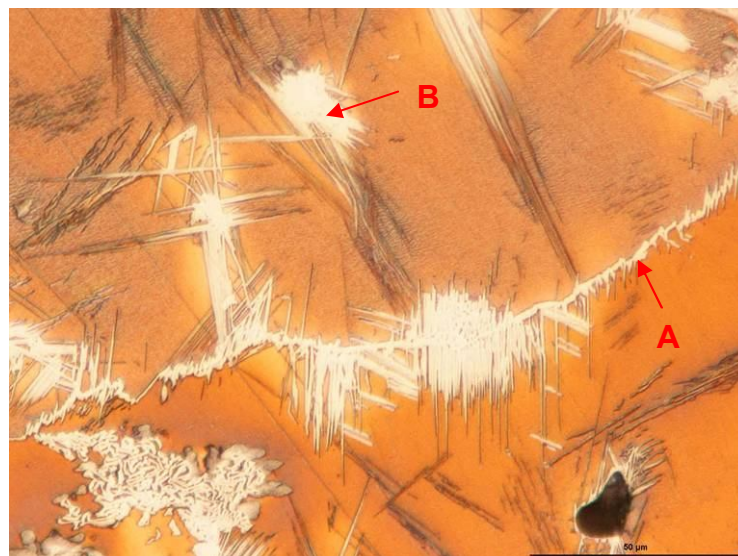
Obr. 10.40 Navrhovaná ocel - stav po tepelném zpracování, 500x/nital
a) hranice austenitických zrn b) struktura uvnitř austenitických zrn

10.5.2 Řádkovací elektronová mikroskopie

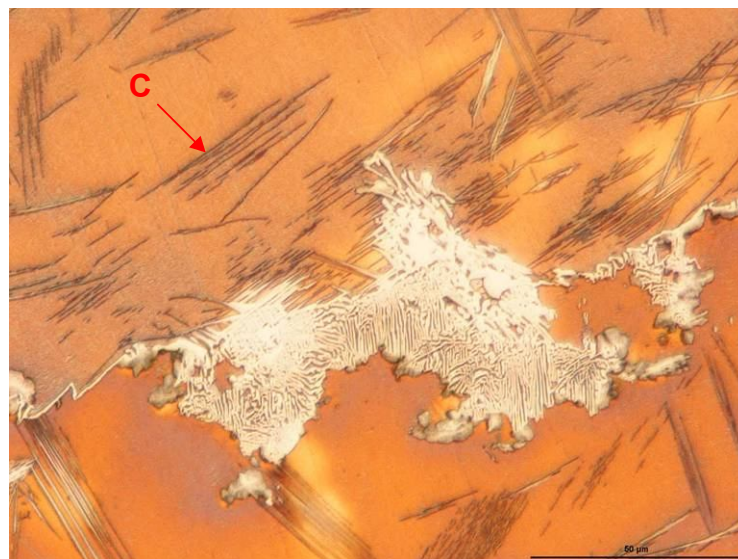
Řádkovací elektronovou mikroskopií byly zkoumány vzorky z tyčí Ø 50 mm z oceli 42 2921 a navrhované oceli v litém stavu. Cílem hodnocení bylo posoudit chemické složení charakteristických fází a jejich přibližné určení.

10.5.2.1 Ocel 42 2921 - litý stav

Rozbor mikrostruktury pomocí světelného mikroskopu (viz obr. 10.41) prokázal výskyt fází na hranicích austenitických zrn v podobě souvislého síťoví (označeno písmenem *A*), dále pak v interdendritických polohách (označeno písmenem *B*) a nahodile uvnitř austenitických zrn ve tvaru jehlic (označeno písmenem *C*).

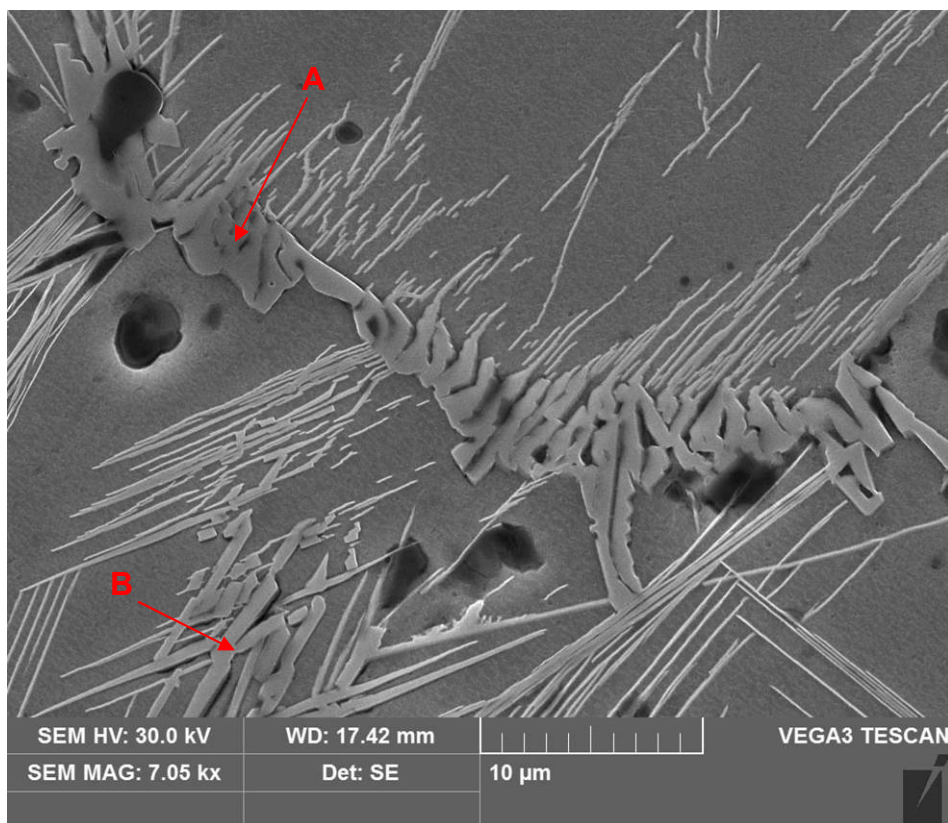


a)



b)

Obr. 10.41 Snímek mikrostruktury - ocel 42 2921-litý stav
- světelný mikroskop 500x/nital



Obr. 10.42 Detail hranice zrna - zvětšeno 7050x

Pomocí metody EDX bylo zkoumáno chemické složení jednotlivých oblastí, jenž jsou označeny na obr. 10.42. Chemické složení hranice zrn austenitu, které je označeno písmenem *A* je uvedeno v následující tabulce:

Chemické složení [hm.%]			
Fe	C	Mn	Cr
64,6	20,3	14,0	1,2

Tab. 10.11 Chemické složení hranice austenického zrna *A* z obr. 10.42

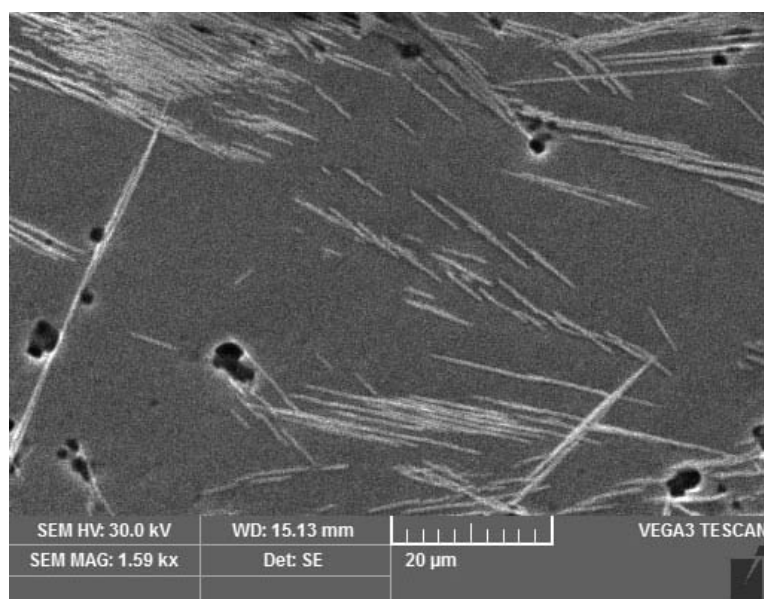
Chemické složení oblasti *B* z obr. 10.42 je uvedeno v tab. 10.12. Vzhledem k tvaru a šířce bylo předpokládáno, že zmíněná oblast bude obsahovat určité množství chrómu. Tento předpoklad byl potvrzen, jak je z tabulky zřejmé.

Chemické složení [hm.%]			
Fe	C	Mn	Cr
67,6	17,6	13,6	1,1

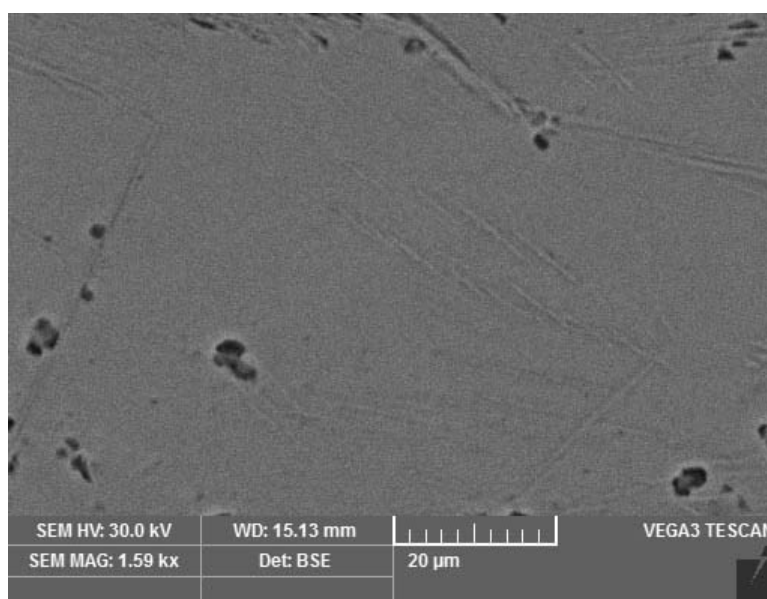
Tab. 10.12 Chemické složení oblasti *B* z obr. 10.42

Z uvedeného lze předpokládat že síťoví, jež obepíná austenitická zrna, je s velkou pravděpodobností tvořeno komplexním karbidem manganu a chrómu. Obdobný závěr je možné předpokládat u fáze, která vyplňuje interdendritické prostory (oblast *B*) z obr. 10.42.

Na obr. 10.43 jsou patrné jehlice, které mají sice různou orientaci, avšak jsou ve většině případů vázány svým výskytem k hranicím zrna nebo k fázi v interdendritických polohách. Zde je nutné na místě podotknout, že rozbor chemického složení těchto jehlic není vypovídající v tom smyslu, že do chemického složení, zjištěného metodou EDX, by z velké části zasahovalo i chemické složení blízkého okolí a tudíž by byly výsledky značně zkresleny. Lze však uvést následující úvahu. V průběhu tuhnutí oceli dochází k vylučování komplexních karbidů chrómu a manganu na hranicích austenitických zrn a v interdendritických oblastech. To je způsobeno povahou tuhnutí slitiny, kde výraznou roli sehrává segregace prvků přítomných v oceli. Vyloučení karbidu způsobuje ochuzení jeho okolí o uhlík, mangan a chrom. Tím jsou vytvořeny předpoklady pro iniciaci vzniku martenzitu, a to s ohledem na změnu velikosti hodnoty SFE a polohy M_s (viz kapitoly 4 a 6.1).



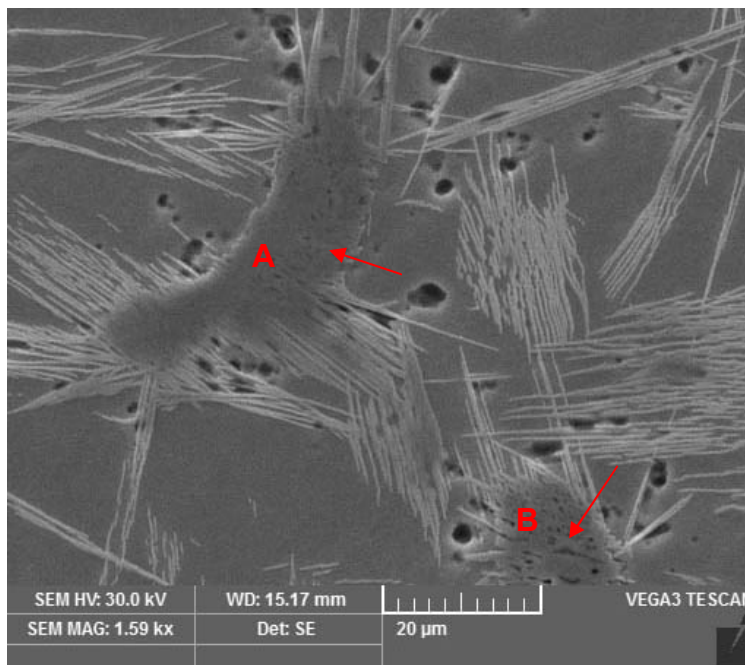
a)



b)

Obr. 10.43 Snímek jehlicovitých útvarů oceli 42 2921 v litém stavu
a) režim SE, b) zpětně odražené elektrony

Lze předpokládat, že se tento faktor superponuje s faktorem vnitřních napětí, která vznikají v odlitku v průběhu tuhnutí. Proto je pravděpodobné, že zmíněné jehlice jsou de-facto deformačně indukovaným martenzitem, jenž vznikl v důsledku precipitace karbidů. Toto tvrzení podporuje snímek z *obr. 10.43-b*, z něhož je patrné, že chemické složení jehlic a okolního austenitu je velmi podobné.



Obr. 10.44 Snímek masivních útvarů v interdendritických polohách

Na *obr. 10.44* jsou patrné rozsáhlé útvary v interdendritických polohách, jenž jsou označeny písmeny *A* a *B*. S ohledem na výše uvedené se s velkou pravděpodobností jedná o karbid. Protože chemický rozbor oceli prokázal vysoký obsah fosforu - 0,1 % hm., bylo zkoumáno, kde je fosfor přítomen, neboť dosavadní pozorování neprokázalo jeho přítomnost. Při podrobnějším prozkoumání *obr. 10.41* a *10.44* lze odhalit specifický reliéf části vyloučeného karbidu, který je na *obr. 10.44* označen šipkou. Chemický rozbor těchto oblastí útvarů *A* a *B* je uveden v následující tabulkách:

Chemické složení [hm.%]				
Fe	C	Mn	Cr	P
52,5	19,1	18,9	2,7	6,8

Tab. 10.13 Chemické složení útvaru A z označené oblasti z obr. 10.44

Chemické složení [hm.%]				
Fe	C	Mn	Cr	P
53,0	19,5	19,0	2,5	7,0

Tab. 10.14 Chemické složení útvaru B z označené oblasti z obr. 10.44

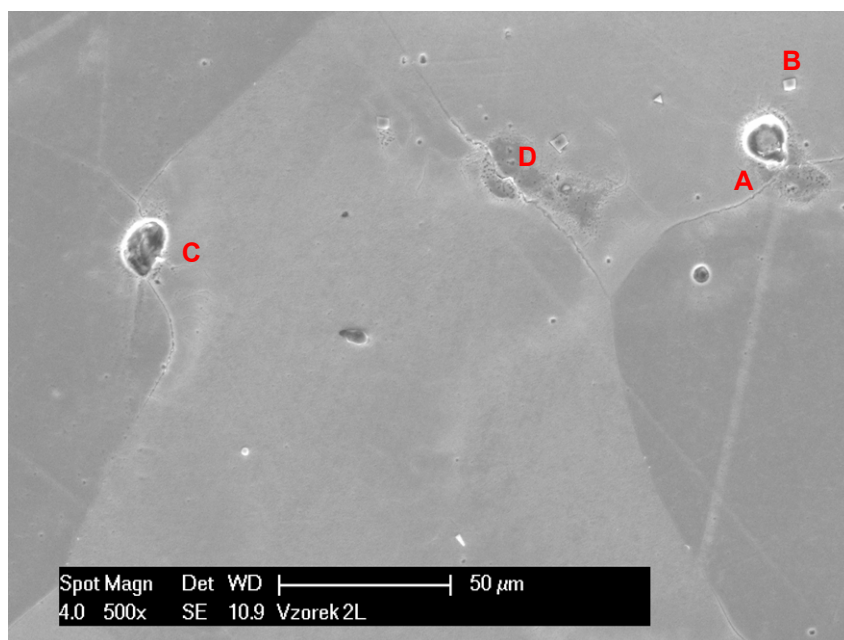
Z uvedeného vyplývá, že fosfor je soustředěn v oblasti karbidických útvarů a s velkou pravděpodobností s nimi tvoří karbidicko - fosfidické eutektikum.

10.5.2.2 Navrhovaná ocel - litý stav

Mikrostrukturní rozbor oceli pomocí světelného mikroskopu odhalil neznámé částice uvnitř zrn austenitu a také na hranicích zrn (viz obr. 10.45). Částice v austenitických zrnech se vyskytovaly v místě interdendritických poloh, kde dochází k segregaci legujících a doprovodných prvků. Z tohoto důvodu byl vytvořen předpoklad, že částice budou s velkou pravděpodobností komplexním karbidem, který bude obsahovat zvýšené množství molybdenu a manganu.



a)



b)

Obr. 10.45 Snímek mikrostruktury - navrhovaná ocel -litý stav
- částice uvnitř austenitického zrna

a) světelný mikroskop - 500x /nital b) řádkovací elektronový mikroskop 500x/nital



Obr. 10.46 Detailní snímek částic A, B z obr. 10.45

Pomocí EDX analýzy bylo zjištěno chemické složení částice A, které potvrdilo zvýšený obsah molybdenu a manganu. Chemické složení je uvedeno v následující tabulce:

Chemické složení [hm.%]					
Fe	Mn	Mo	Cr	P	S
70,27	17,58	10,53	0,67	0,89	0,06

Tab. 10.15 Chemické složení částice A z obr. 10.46

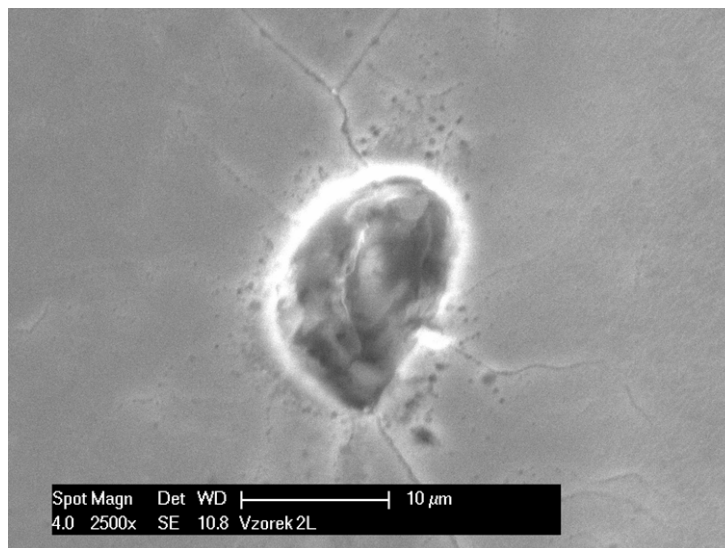
Na obr. 10.46 je rovněž patrná ostrohranná částice (označení B), u níž byl na základě předchozích zkušeností předpoklad, že se jedná o karbonitrid titanu. Provedení analýzy tento předpoklad potvrdilo, viz následující tabulka:

Chemické složení [hm.%]						
C	Fe	Mn	Ti	Mo	Al	N
6,13	25,90	5,75	38,51	1,63	0,67	21,41

Tab. 10.16 Chemické složení částice B z obr. 10.46

Na obr. 10.47 je uveden detail částice C uvedené na obr. 10.45. Dle podobného tvaru a okolí, které jsou charakteristické pro částici A, bylo očekáváno, že i tato částice bude s velkou

pravděpodobností obsahovat vyšší koncentraci molybdenu. Chemický rozbor částice metodou EDX je uveden v *tab. 10.17*.

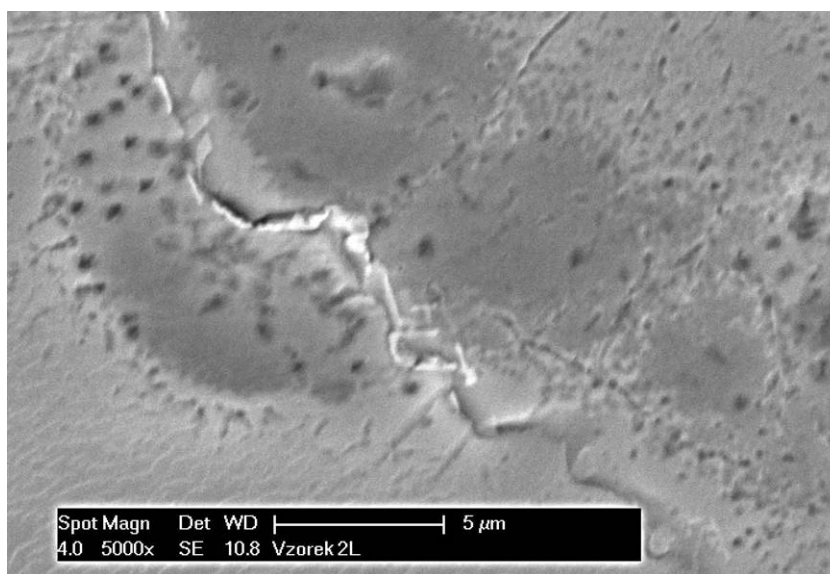


Obr. 10.47 Detail částice C z obr. 10.45, zvětšeno 2500x

Chemické složení [hm.%]				
Fe	Mn	Mo	Cr	O
69,76	16,48	6,34	0,87	6,63

Tab. 10.17 Chemické složení částice C z obr. 10.47

Chemický rozbor potvrdil vyšší obsah molybdenu, který však nedosahoval hodnot částice *A* a naopak byl prokázán určitý obsah kyslíku, který je však pro případný oxid příliš nízký.



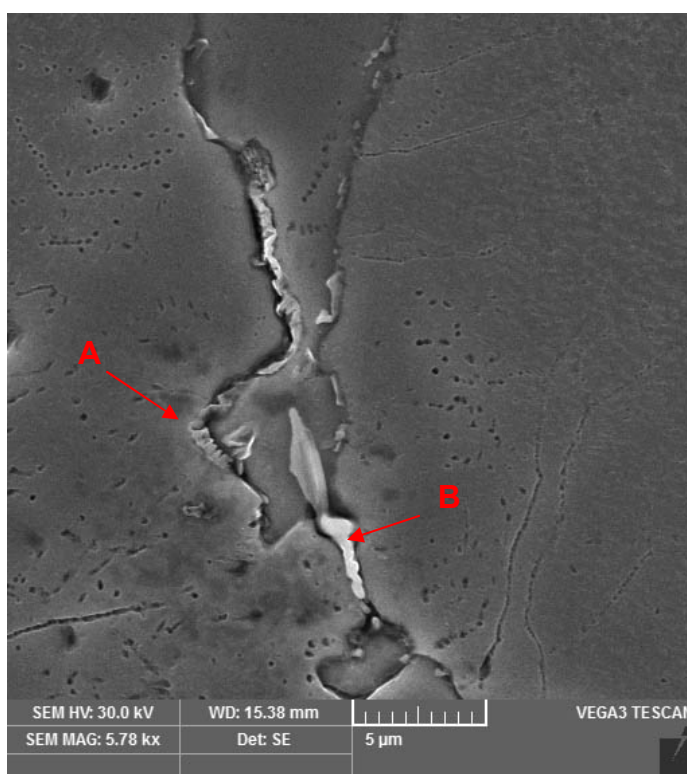
Obr. 10.48 Detail hranice zrna D z obr. 10.45 , zvětšeno 5000x

Na obr. 10.48 je uvedena hranice austenitického zrna s charakteristickým útvarem, který nebylo možné pomocí světelného mikroskopu detekovat. Chemické složení této oblasti je uvedeno v následující tabulce:

Chemické složení [hm.%]			
Fe	Mn	Cr	Mo
74,05	18,89	0,67	6,40

Tab. 10.18 Chemické složení na rozhraní austenitických zrn z obr. 10.48

Na obr. 10.49 je uveden detailní snímek hranice zrna. Chemický rozbor byl prováděn v oblastech označených šipkou a písmeny A,B. Výsledky jsou uvedeny v tabulkách 10.19 a 10.20.



Obr. 10.49 Detail hranice austenitických zrn - zvětšeno 5780x

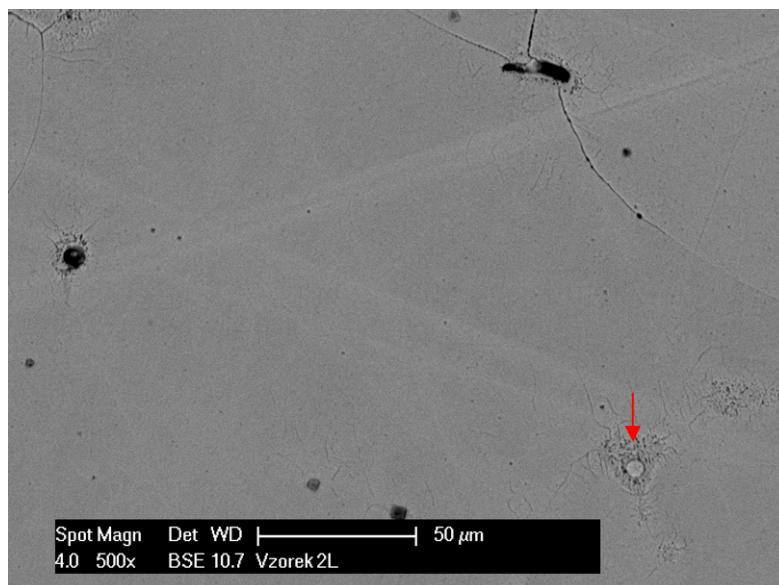
Chemické složení [hm.%]			
Fe	Mn	Mo	Cr
73,4	12,8	12,2	0,7

Tab. 10.19 Chemické složení útvaru A z obr. 10.49

Chemické složení [hm.%]			
Fe	Mn	Mo	Cr
43,5	12,7	42,9	0,9

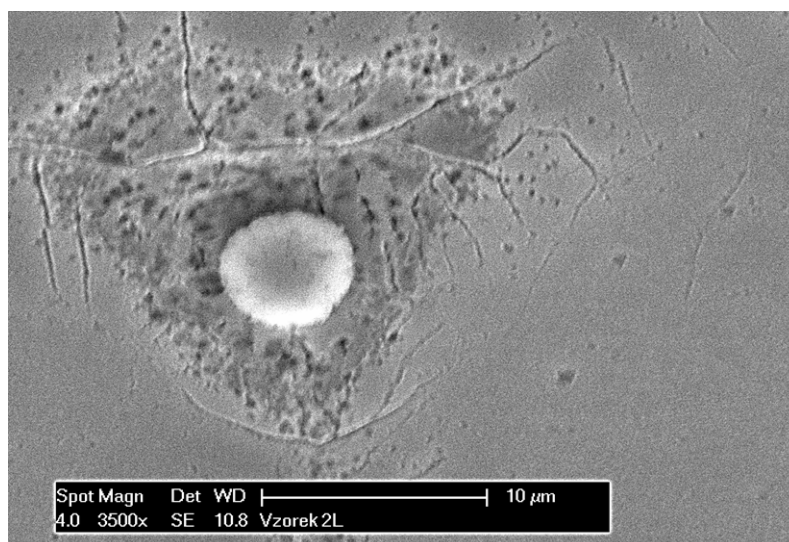
Tab. 10.20 Chemické složení útvaru B z obr. 10.49

Z uvedeného je zřejmé, že částice, jež se nacházejí na hranicích zrn jsou s velkou pravděpodobností tvořeny karbidem molybdenu a chrómu, který zde však oproti lité oceli 42 2921 netvoří souvislé síťoví.



Obr. 10.50 Snímek mikrostruktury - částice uvnitř austenitického zrna (označena šipkou), 500x

Na obr. 10.50 jsou patrná austenitická zrna, v nichž jsou rozptýleny částice kulovitého tvaru. Detailní snímek částice označené šipkou je uveden na obr. 10.51.



Obr. 10.51 Detail částice z obr. 10.49, 3500x

Vzhledem ke kulovitému tvaru částice, bylo předpokládáno, že tato je oxidickým vměstkem, který se do oceli dostal ve fázi její výroby. Rozbor chemického složení však prokázal, že se nejedná o oxid, avšak pravděpodobně o komplexní karbid obsahující molybden viz tab. 10.21. Chemické složení blízkého okolí částice je uvedeno v tab. 10.22.

Chemické složení [hm.%]				
Fe	Mn	Mo	Cr	O
70,19	17,76	9,98	0,63	1,54

Tab. 10.21 Chemické složení částice z obr. 10.51

Chemické složení [hm.%]					
Fe	Mn	Mo	Cr	P	O
69,11	17,93	5,95	0,51	0,64	5,85

Tab. 10.22 Chemické složení blízkého okolí částice z obr. 10.51

10.6 Hodnocení mikrotvrlosti dle Vickerse

Hodnocení bylo prováděno na tyčích Ø 50 mm. Pro zajištění přesnosti měření bylo u každé hodnocené fáze provedeno 6 vtisků. Měření bylo prováděno při zatížení 10 kp po dobu 12 vteřin. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v příloze B. Výsledné průměrné hodnoty jsou uvedeny v následujících tabulce:

Ocel	Fáze	Ø HV ₁₀
42 2921 - litý stav	Austenit	446
	Masivní karbidy - i.p.	1312
	Masivní karbidy - reliéf	1517
42 2921 - stav po TZ	Austenit	449
	Nerozpuštěné karbidy - i.p.	1302
Navrhovaná ocel - litý stav	Austenit	412
	Karbidy i.p.	1017
	Karbidy i.p. - okolí	882
	Deformačně ind. martenzit	500
Navrhovaná ocel - stav po TZ	Austenit	419
	Deformačně ind. martenzit	493

Tab. 10.21 Naměřené hodnoty mikrotvrlosti fází u tyči Ø50 mm
- pozn. i.p. = interdendritické polohy

Z tabulky naměřených hodnot mikrotvrlosti je patrný rozdíl mezi mikrotvrlostí austenitu u oceli 42 2921 a navrhované oceli. To může být způsobeno nižším obsahem uhlíku u navrhované oceli, který působí na zpevnění tuhého roztoku. Vliv plné koncentrace uhlíku přítomného v tuhém roztoku u oceli 42 2921 však nelze uvažovat, neboť je třeba brát v úvahu tvorbu karbidů a s ní spojené oduhlíčení austenitu. Nutno však na místě podotknout, že naměřené hodnoty mikrotvrlosti mohou být zkresleny v důsledku zpevnění materiálu, které je způsobeno vlivem pronikajícího indentoru.

Dále je zřejmý poměrně znatelný rozdíl mikrotvrlosti u masivních karbidů vyloučených v interdendritických polohách, a to mezi jejich reliéfem a oblastí bez reliéfu. To může naznačovat přítomnost fosforu a jeho eutektika jako součásti těchto karbidů. Za povšimnutí dále stojí změny mikrotvrlosti austenitu u vzorků po tepelném zpracování, které jsou oproti mikrotvrlosti austenitu ocelí v litém stavu nižší. To je pravděpodobně způsobeno zvýšením koncentrace uhlíku v tuhém roztoku v důsledku rozpouštění karbidů přítomných ve struktuře.

11 Hodnocení velikosti zrna

Hodnocení velikosti zrna bylo prováděno na tyčích Ø 30, 50 milimetrů a vzorcích z třmenů tlukadel v litém stavu. Hodnocení bylo prováděno metodou počítání zrn, výpočty a postup měření jsou uvedeny v příloze A. Cílem hodnocení bylo posouzení vlivu přísady titanu do oceli jako prostředku, sloužícího ke zjemnění austenitického zrna. Pro přesnost hodnocení bylo prováděno měření v 5 různých místech dle normy ČSN 42 0462.

Litá ocel 42 2921 Ø 30 mm				
Počet zrn na ploše 500 mm ² n_{100}	Počet zrn na 1 mm ² plochy m	Střední plocha průřezu zrna $a [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Jmenovitý střední průměr zrna $d_m [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Číslo velikosti zrna G
1	2	500	707,1	-2
0.5	1	1000	1000	-3
0.5	1	1000	1000	-3
1	2	500	707,1	-2
1	2	500	707,1	-2

Tab. 11.1 Hodnocení velikosti zrna - litá ocel 42 2921 - Ø 30 mm

Litá ocel 42 2921 Ø 50 mm				
Počet zrn na ploše 500 mm ² n_{100}	Počet zrn na 1 mm ² plochy m	Střední plocha průřezu zrna $a [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Jmenovitý střední průměr zrna $d_m [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Číslo velikosti zrna G
1	2	500	707,1	-2
0.5	1	1000	1000	-3
1	2	500	707,1	-2
1	2	500	707,1	-2
0.5	1	1000	1000	-3

Tab. 11.2 Hodnocení velikosti zrna - litá ocel 42 2921 - Ø 50 mm

Litá ocel 42 2921 třmen tlukadla				
Počet zrn na ploše 500 mm ² n_{100}	Počet zrn na 1 mm ² plochy m	Střední plocha průřezu zrna $a [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Jmenovitý střední průměr zrna $d_m [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Číslo velikosti zrna G
2	4	250	500	-1
0.5	1	1000	1000	-3
0.5	1	1000	1000	-3
2	4	250	500	-1
0.5	1	1000	1000	-3

Tab. 11.3 Hodnocení velikosti zrna - litá ocel 42 2921 - třmen tlukadla

Navrhovaná ocel - lité stav - Ø 30 mm				
Počet zrn na ploše 500 mm ² n_{100}	Počet zrn na 1 mm ² plochy m	Střední plocha průřezu zrna $a [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Jmenovitý střední průměr zrna $d_m [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Číslo velikosti zrna G
7,5	18	66,7	258,2	0,91 → 1
8,5	17	58,8	242,5	1,09 → 1
8	16	62,5	250	1
8,5	17	58,8	242,5	1,09 → 1
7,5	15	66,7	258,2	0,91 → 1

Tab. 11.4 Hodnocení velikosti zrna - navrhovaná ocel - lité stav - Ø 30 mm

Navrhovaná ocel - lité stav - Ø 50 mm				
Počet zrn na ploše 500 mm ² n_{100}	Počet zrn na 1 mm ² plochy m	Střední plocha průřezu zrna $a [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Jmenovitý střední průměr zrna $d_m [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Číslo velikosti zrna G
9	18	55,6	265,7	1,17 → 1
7	14	71,4	267,3	0,81 → 1
7	14	71,4	267,3	0,81 → 1
8	16	62,5	250	1
7	14	71,4	267,3	0,81 → 1

Tab. 11.5 Hodnocení velikosti zrna - navrhovaná ocel - lité stav - Ø 50 mm

Navrhovaná ocel - lité stav - třmen tlukadla				
Počet zrn na ploše 500 mm ² n_{100}	Počet zrn na 1 mm ² plochy m	Střední plocha průřezu zrna $a [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Jmenovitý střední průměr zrna $d_m [\cdot 10^{-3} \text{ mm}]$	Číslo velikosti zrna G
8	16	62,5	250	1
8	16	62,5	250	1
7	14	71,4	267	0,81 → 1
8	16	62,5	250	1
8	16	62,5	250	1

Tab. 11.6 Hodnocení velikosti zrna - navrhovaná ocel - lité stav - třmen tlukadla

Z uvedeného je zřejmé, že velikost zrna navrhované oceli v litém stavu je o několik stupňů menší v porovnání s litou ocelí 42 2921. U lité oceli 42 2921 zjištěné číslo velikosti zrna kolísá. Přísada titanu do oceli se tedy osvědčila s ohledem na příznivý vliv na velikost zrna.

12 Ekonomické hodnocení

Pomocí ekonomického hodnocení byly porovnávány ceny výroby 1 kilogramu oceli 42 2921 a navrhované oceli. V následujících výpočtech jsou uvedeny souhrnné ceny za používaný vrat, desoxidující a legující materiály. V cenách obou variant jsou dále započítány přírážky výrobní režie za spotřebované mzdy a energii tavicího agregátu a náklady spojené s tepelným zpracováním.

12.1 Ekonomické hodnocení oceli 42 2921

Tavicí agregát pracuje s maximální hmotností vsázky 1006 kilogramů. Do agregátu byl zavezen vrat o celkové hmotnosti 907 kilogramů. Celková hmotnost desoxidčních přísad a legur činila 98,02 kilogramů. Celková cena za použitý vrat, desoxidovadla a legury činila 8795 Kč. Přírážka výrobní režie byla 5 Kč za kilogram. Cena tepelného zpracování činila 13 Kč za kilogram. V následujícím textu je uveden výpočet ceny 1 kilogramu vyráběné oceli:

- celková hmotnost vsázky $m_v = 1005,02$ kg
- celkové náklady na materiál $CN_m = 8\,795$ Kč
- cena za 1 kilogram vyrobené oceli:

$$cena\ oceli_{1kg} = \frac{CN_m}{m_v}$$
$$cena\ oceli_{1kg} = \frac{8795}{1005,02} = 8,75\ K\check{c}$$

- celková cena za 1 kg oceli s ohledem na zahrnutí výrobních nákladů a nákladů na TZ:
 $celk.cena\ oceli_{1kg} = 8,75 + 5 + 13 = 26,75\ K\check{c}$

12.2 Ekonomické hodnocení navrhované oceli

Do tavicí agregátu bylo zavezeno 1005,5 kilogramů materiálu. Hmotnost vratu činila 860 kilogramů. Hmotnost desoxidovadel a legur činila 145,5 kilogramu. Celková cena za použitý materiál byla 21 155,7 Kč. Přírážka výrobní režie byla 5 Kč za kilogram. Náklady na TZ byly nulové. Cena 1 kilogramu navrhované oceli:

- celková hmotnost vsázky $m_v = 1005,5$ kg
- celkové náklady na materiál $CN_m = 21\,155,7$ Kč
- cena za 1 kilogram vyrobené oceli:

$$cena\ oceli_{1kg} = \frac{CN_m}{m_v}$$
$$cena\ oceli_{1kg} = \frac{21155,7}{1005,5} = 21,04\ K\check{c}$$

- celková cena za 1 kg oceli s ohledem na zahrnutí výrobních nákladů a nákladů na TZ:
 $celk.cena\ oceli_{1kg} = 21,04 + 5 + 0 = 26,04\ K\check{c}$

Porovnáním obou variant vychází navrhovaná ocel o 0,71 Kč na Kg levněji než ocel 42 2921.

13 Diskuze výsledků

Technologickou zkouškou odlitků bylo zkoumáno chování ocelí při rázovém zatížení. Zkušební vzorky byly podrobovány úderům beranu o hmotnosti 150 kilogramů, jehož těžiště padalo volně z výšky 1,8 metru s dopadovou energií 2400 J. U odlitků zkušebních tyčí Ø 30 milimetrů byl patrný rozdíl mezi chováním oceli 42 2921 a navrhované oceli, a to jak ve stavu litém, tak po tepelném zpracování. Porovnání litých stavů obou ocelí poukazuje na vysokou křehkost oceli 42 2921, u níž došlo k lomu po prvním úderu, a naopak na vysokou houževnatost navrhované oceli, kterou se nepodařilo přelomit ani po několika úderech. Obdobné chování bylo pozorováno u porovnávaných ocelí ve stavu po tepelném zpracování. Ocel 42 2921 byla přeražena po pěti úderech. Lom tyče vykazoval určitý podíl tvárného lomu. Navrhovanou ocel se obdobně jako v případě litého stavu nepodařilo přelomit. Stejně chování při rázovém zatěžování bylo patrné i odlitků tyčí Ø 40 a 50 milimetrů. V obou případech průměrů došlo k přeražení zkušební tyče z oceli 42 2921 v litém stavu na první úder, lom byl křehký. Zkušební tyče z navrhované oceli ve stavu po odlití se přerazit nepodařilo. K možnosti porovnání lomových ploch byly tyče naříznuty z obou stran přibližně do 1/3 průměru. U tyče z navrhované oceli v litém stavu o Ø 40 milimetrů došlo k přeražení po 6 úderech, což u této oceli opět poukazuje na vysokou houževnatost a tomu odpovídající lom, jenž byl v celém průřezu tvárný. U tyčí po tepelném zpracování nedošlo ani u oceli 42 2921, ani u navrhované oceli k lomu bez vytvoření vrubu. Ocel 42 2921 se však porušila již po druhém úderu, avšak k porušení tyčí z navrhované oceli došlo až po pěti úderech. Lomová plocha vzorků z oceli 42 2921 opět vykazovala podíl tvárného lomu. U navrhované oceli byl lom stejně jako v předcházejících případech v celém průřezu tvárný. Technologické zkoušky rázem potvrdily popsané chování obou srovnávaných ocelí i u odlitků tlukadel. Třmen tlukadla u lité oceli 42 2921 se podařilo přerazit na jeden úder. Lom vykazoval v celém objemu známky křehkého porušení. Třmen tlukadla z navrhované oceli v litém stavu se přerazit nepodařilo ani po několikerém úderu, stejně tak třmeny tlukadel z porovnávaných ocelí po tepelném zpracování. Na místě je však nutno podotknout, že s ohledem na bezpečnost zkoušek tlukadel nebylo prováděno hodnocení až do lomu třmenů.

Ověřením chemického složení byla prokázána schopnost slévárenského zařízení a obsluhy docílit požadovaných a předepsaných hodnot. S ohledem na tuhnutí bylo pozorováno odlišné chemické složení mezi povrchem a jádrem odlitků, kde se s výraznější měrou uplatnila segregace uhlíku a manganu, segregace ostatních prvků byla pozorována pouze v omezené míře.

Mikrostrukturní hodnocení pomocí světelného mikroskopu prokázalo charakteristické odlišnosti ve struktuře oceli 42 2921 a navrhované oceli ve stavu litém i po tepelném zpracování. U oceli 42 2921 v litém stavu bylo pozorováno souvislé síťoví po hranicích austenitických zrn. S ohledem na teoretické informace uvedené v diplomové práci byla tato fáze předběžně určena jako karbid, jenž vzniká v důsledku změn chemického složení při tuhnutí oceli. Na snímcích byly rovněž patrné masivní útvary obdobného zbarvení jako u fáze vyloučené po hranicích zrn, s četným množstvím ostrých jehlic vystupujících do okolního austenitu, které se však od této lišily tvarem a zejména místy výskytu. Těmito byly interdendritické prostory a blízká okolí hranic austenitických zrn. Protože místa výskytu odpovídala místům zvýšené segregace prvků v průběhu tuhnutí, byl i zde předpokládánou fází karbid, tvořený zejména manganem, chromem a železem, čemuž odpovídá i naměřená mikrotvrdość 1312 HV. Při bližším zkoumání struktury těchto útvarů byl v části sledován charakteristický reliéf, jemuž byl přisouzen původ ve zvýšeném obsahu fosforu resp., že se jedná s velkou pravděpodobností o karbidicko - fosfidické eutektikum, které je součástí těchto karbidů a dosahuje mikrotvrdości přibližně 1517 HV. Kromě popsaných fází bylo možné na

snímcích pozorovat charakteristické jehlicovité útvary, které se vyskytovaly v okolí hranic zrna a masivních útvarů v interdendritických prostorách. Pravděpodobně jde o deformačně indukovaný martenzit, jenž vznikl v důsledku současným působením snížení koncentrace uhlíku a manganu vlivem vyloučení karbidů a vnitřních napětí, která vznikají při tuhnutí odlitků. U oceli 42 2921 po tepelném zpracování se ve struktuře objevovaly zbytky nerozpuštěných karbidů jednak jako ostrůvkovité útvary uvnitř austenitických zrn, jednak místně po jejich hranicích jako síťoví. To nasvědčuje tomu, že zvolená teplota rozpouštěcího žíhání a/nebo doba výdrže nebyly dostačující pro dosažení jejich úplného rozpuštění. U navrhované oceli v litém stavu se vždy zvýraznila dendritická struktura odlitku. Na rozdíl lité oceli 42 2921 však struktura nevykazovala známky souvislého karbidického síťoví vyloučeného na hranicích austenitických zrn ani masivních karbidů v jejich okolí a uvnitř zrn austenitu. Na hranicích zrn se vyskytovaly karbonitridy titanu, jejichž výskyt bylo možno dále sledovat i uvnitř austenitických zrn. V mezidendritických prostorách se ve velké míře vyskytovaly oblé částice s charakteristickým reliéfem ve svém okolí. Výskyt těchto fází bylo možno pozorovat i na hranicích zrn. Tyto částice byly předběžně označeny za karbid obsahující molybden. Na snímcích bylo rovněž možné pozorovat rýhy v austenitických zrnech nahodilé orientace, které nemohly být důsledkem špatné přípravy vzorků resp. jejich poškrábání. S velkou pravděpodobností se jedná o deformačně indukovaný martenzit, jenž vznikl buď v průběhu řezání, broušení nebo jako důsledek rázového namáhání při technologické zkoušce odlitků. U stejné oceli po tepelném zpracování byl výskyt oblé částic, diskutovaných u stejné oceli v litém stavu, výrazně nižší. Na hranicích austenitických zrn se však místně objevilo síťoví, jenž lze přisoudit vyloučenému karbidu. Důvod tohoto se však nepodařilo objasnit.

Pomocí řádkovacího elektronového mikroskopu byly zkoumány fáze, jenž bylo možno pozorovat u oceli 42 2921 a navrhované oceli v litém stavu. Rozbor chemického složení fáze vyloučené na hranicích zrn u oceli 42 2921 prokázal zvýšený obsah chrómu a manganu. Z tohoto důvodu a rovněž s ohledem na morfologii, která se výrazně podobá morfologii karbidů chrómu u chrómových ocelí, byla tato fáze označena jako komplexní karbid železo-mangan-chróm. Přesné stanovení druhu by však vyžadovalo využití metod difrakční analýzy, jež umožňují stanovit mřížku fáze. Masivní útvary v interdendritických prostorách a v blízkosti hranic zrn obsahovaly rovněž zvýšený obsah chrómu. S ohledem na tvrdost zjištěnou u této fáze, která dosahovala hodnoty přibližně 1312 HV, byla i tato fáze označena za komplexní karbid obsahující chróm. Specifický reliéf části tohoto karbidu poukazoval na možnost přítomnosti karbidicko-fosfidického eutektika, neboť právě v těchto oblastech se vyskytovala vysoká koncentrace fosforu, jehož přítomnost nebyla chemickými rozbory v jiných místech detekována. Vysoká tvrdost 1517 HV tomuto závěru nasvědčuje. Režim zobrazení zpětně odraženými elektrony neprokázal výrazný rozdíl v chemickém složení mezi jehlicemi fáze, která se vyskytovala v okolí masivních mezidendritických karbidů, a austenitu. Z tohoto důvodu lze předpokládat, že zmíněné jehlice jsou deformačně indukovaným martenzitem, který vznikl v důsledku superpozice lokální změny chemického složení a napětí, které vzniklo v odlitcích během tuhnutí. U navrhované oceli v litém stavu pozorování hranic austenitických zrn prokázalo místní vyloučení drobných útvarů, u nichž rozbor chemického složení prokázal přítomnost zvýšeného množství molybdenu. S velkou pravděpodobností se jedná o karbid železo - mangan - molybden. Chemický rozbor částic oblého tvaru, které se nacházely v austenitických zrnech v interdendritických polohách a v blízkosti hranic zrn potvrdil, vysoký obsah molybdenu. Mikrotvrdost měřená na těchto částicích dosahovala hodnoty přibližně 1017 HV. S ohledem na tuto skutečnost lze konstatovat, že zmíněné částice jsou rovněž karbidem obsahujícím molybden. Rozbor blízkého okolí tohoto karbidu prokázal zvýšený obsah fosforu, který nebyl v jiných místech prakticky detekován. Proto lze uvažovat, že se fosfor, obdobně jako tomu bylo u lité oceli

42 2921, soustřeďuje v interdendritických polohách a může být součástí karbidu nebo zde tvoří samostatné eutektikum, čemuž by napovídala i naměřená hodnota mikrotvrdosti 882 HV.

S ohledem na přísadu titanu do oceli lze konstatovat, že titan zde tvoří stabilní karbonitrid. Cílené zařazení titanu jako legury pro zjemnění zrna se osvědčilo. Měření velikosti zrna prokázalo příznivý vliv přísady titanu do navrhované oceli, u níž dosahovala velikost zrna o několik stupňů menší velikosti než u lité oceli 42 2921 bez titanu.

Ekonomické porovnání oceli 42 2921 a navrhované oceli poukazuje na nižší náklady spojené s výrobou 1 kilogramu navrhované oceli. Rozdíl v nákladech na 1 kilogram činí přibližně 0,71 Kč a hovoří tak ve prospěch navrhované oceli. Protože se na ceně navrhované oceli z velké části podílí cena molybdenu, je otázkou, do jaké míry je možné snížit jeho obsah, aniž by došlo k výrazné změně ve struktuře navrhované oceli. Snížení obsahu molybdenu by výrazně snížilo výrobní náklady u navrhované oceli.

14 Závěr

Ocel 42 2921 ve stavu litém vykazuje při namáhání rázem bez ohledu na rozměry odlitku křehké chování. Navrhovaná ocel v litém stavu dosahuje bez ohledu na rozměry a tvar naopak značné houževnatosti, bez znaků křehkého porušení.

Ocel 42 29 21 ve stavu po tepelném zpracování je oproti litému stavu houževnatější, přesto nedosahuje houževnatosti navrhované oceli v litém stavu. Lomové plochy odlitků prokázaly známky křehkého porušení. Navrhovaná ocel ve stavu po tepelném zpracování je houževnatá, avšak při rázovém zatížení dosahuje nižší počet úderů do lomu oproti navrhované oceli v litém stavu.

Rozbor mikrostruktury u lité oceli 42 2921 prokázal silnou náchylnost k tvorbě a vylučování karbidů železo - mangan - chróm. Tyto jsou ve struktuře přítomny v podobě síťové po hranicích austenitických zrn a v podobě masivních útvarů v interdendritických polohách s četným množstvím karbidických jehlic, jež z těchto útvarů vystupují do okolního austenitu, kde působí jako silný koncentrátor napětí. Podařilo se prokázat, že fosfor přítomný v oceli je součástí karbidických útvarů.

Tepelné zpracování oceli 42 2921 vede k účinnému rozpouštění karbidů železo-mangan-chróm. Tyto karbidy zůstávají ve struktuře po tepelném zpracování jako zbytky síťové na hranicích zrn a jako oblé útvary v interdendritických polohách s výrazně nižším počtem jehlic vystupujících do okolního austenitu.

Navrhovaná ocel vykazuje převážně austenitickou strukturu s nízkým podílem karbidů molybdenu v interdendritických polohách a pouze v omezené míře na hranicích austenitických zrn.

Tepelné zpracování navrhované oceli vede k rozpouštění karbidů molybdenu na hranicích austenitických zrn a v interdendritických polohách, které tak po ochlazení zůstávají v oceli zachovány pouze v omezené míře.

Snížení obsahu uhlíku u navrhované oceli přispívá k úspěšnému potlačení tvorby křehkých karbidů.

Přísada molybdenu působí příznivě na tvar a množství vylučovaných karbidů. Tyto jsou v oceli přítomny v podobě malých oblých útvarů v interdendritických polohách a menších červíkovitých útvarů na hranicích zrn, které zde však tvoří souvislé síťové a vyskytují se zde pouze místně.

Titan způsobuje u navrhované oceli tvorbu stabilních karbonitridů. S ohledem na velikost zrna se přísada titanu do navrhované oceli projevila příznivě. Velikost zrna u navrhované oceli je o několik stupňů menší než u lité oceli 42 2921.

Rozbor chemického složení prokázal u oceli 42 2921 i u navrhované oceli zvýšenou segregaci uhlíku a manganu. U ostatních prvků nejsou rozdíly v koncentraci markantní.

Ekonomické hodnocení oceli 42 2921 a navrhované oceli poukázalo na snížení výrobních nákladů na 1 kilogram o 0,71 Kč ve prospěch navrhované oceli.

Odléváním je možné získat austenitickou manganovou ocel s vysokou houževnatostí a převážně austenitickou strukturou. Pro zajištění dostatečné houževnatosti není nutné ocel podrobovat tepelnému zpracování.

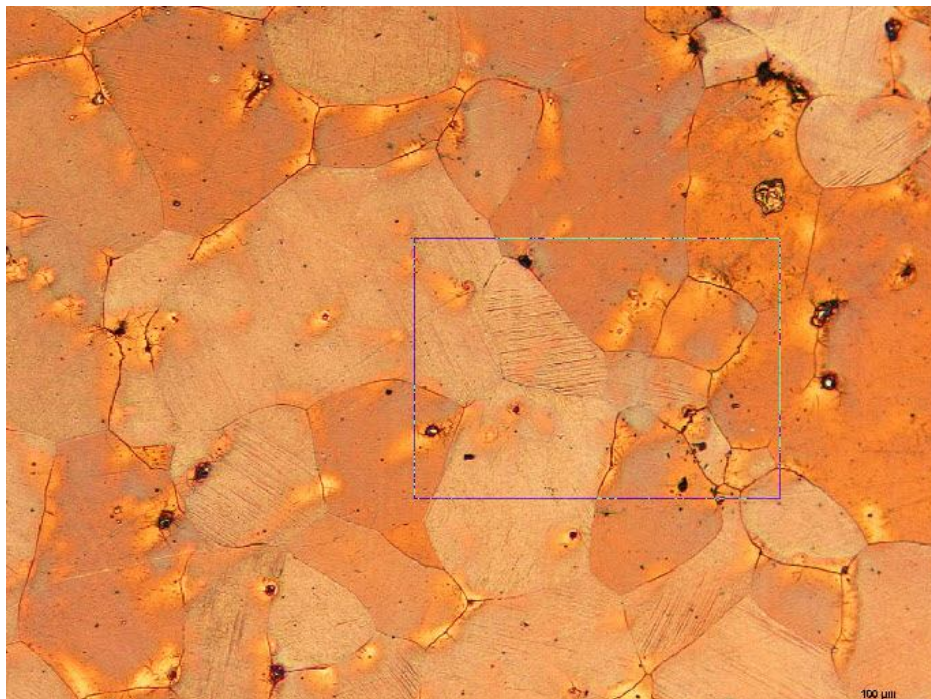
Použitá literatura

- [1] KUŽIČKIN, D.; FREMUNT, P.: Konstrukční ocele tvářené a na odlitky
- [2] AGGEN, G; et al. : Properties and selection: Irons, Steels, and High Performance Alloys, ASM Handbook, Volume 1
- [3] ADAMS, L.,B. et al.: Metallography and microstructures, ASM Handbook, Volume 9
- [4] MAZANCOVÁ, E.: Technické materiály 1. - kovové materiály, Ostrava, 2012
- [5] ZBOŘIL, J.: Degradční proces železniční výhybky, Disertační práce, Pardubice, 2011
- [6] FAIRHURST, W.: The Use of abrasion - resistant high chromium molybdenum cast irons in minerals processing, MINE and QUARRY, 1976
- [7] JURSA, J.; MITURA, K. et al.: Austenitická manganová ocel, Patentový spis 276 028, 1991
- [8] SKÁLOVÁ, J.; KOUTSKÝ, J.; MOTYČKA, V.: Nauka o materiálech, ZČU Plzeň, 2008
- [9] PTÁČEK, L. a kolektiv : Nauka o materiálu 1, CERM, 2003
- [10] BAKER, H. et al.: Alloy phase diagrams, ASM Handbook, Volume 3
- [11] MYSLIVEC, T.: Fyzikálně chemické základy ocelářství, SNTL Praha, 1971
- [12] VETIŠKA, A. et al.: Teoretické základy slévárenské technologie, 1974
- [13] ŠENBERGER, J. et al.: Metalurgie oceli na odlitky, 2008
- [14] BERNÁŠEK, V.; HOREJŠ, J.: Technologie slévání, ZČU Plzeň, 2006
- [15] DUŠEK, M.: Tepelné zpracování 12% Mn oceli, Bakalářská práce, ZČU Plzeň, 2007
- [16] HAVLÍK, P.: Strukturní stabilita svarového spoje uhlíková/austenitická ocel, Diplomová práce, VUT Brno, 2012
- [17] JANDOVÁ, D.; KASL, J.: Světelná mikroskopie - učební text, ZČU Plzeň, 2012

Přílohy

Příloha A - měření velikosti zrna metodou počítání zrn

Měření velikosti zrna metodou počítání zrn spočívá ve vytvoření obrazce - obdélníku o stranách 59,8x83,6 mm na 100 násobně zvětšeném snímku mikrostruktury. Počítá se počet celých zrn uvnitř obrazce n_1 a počet zrn obrazcem protnutých n_2 viz obr. A.1. Zjištěné hodnoty jsou uvedeny v tab.A.1,2.



Obr. A.1 Snímek mikrostruktury navrhované oceli v litém stavu s pomocným obrazcem

Litá ocel 42 2921					
Ø 30 mm		Ø 50 mm		třmen tlukadla	
n_1	n_2	n_1	n_2	n_1	n_2
1	2	1	2	1	4
0	3	0	3	0	3
0	3	1	2	0	3
1	2	1	2	1	4
1	2	0	3	0	3

Tab. A.1 Počet zrn uvnitř obrazce n_1 a zrn obrazcem protnutých n_2 u jednotlivých rozměřů vzorků - litá ocel 42 2921

Navrhovaná ocel - litý stav					
Ø 30 mm		Ø 50 mm		třmen tlukadla	
n_1	n_2	n_1	n_2	n_1	n_2
4	9	6	8	5	8
4	11	3	10	4	10
5	8	3	10	4	8
5	9	4	10	3	12
3	11	2	12	4	10

Tab. A.2 Počet zrn uvnitř obrazce n_1 a zrn obrazcem protnutých n_2 u jednotlivých rozměrů vzorků - navrhovaná ocel litý stav

Pro výpočet počtu zrn na ploše 500 mm^2 platí vztah:

$$n_{100} = n_1 + n_2 / 2 - 1$$

Počet zrn na mm^2 plochy:

$$m = 2 \cdot n_{100}$$

Střední plocha průřezu zrna:

$$a = 1/m$$

Střední jmenovitý průměr zrna:

$$d = 1/\sqrt{m}$$

Číslo velikosti zrna:

$$G = \frac{\log m}{\log 2} - 3$$

Příloha B - naměřené hodnoty mikrotvrdosti

Litá ocel 42 2921 - Ø 50 mm - HV10		
Austenit	Karbid - i.p	Karbid - reliéf
443	1310	1500
442	1315	1539
448	1317	1498
448	1312	1500
445	1308	1526
446	1315	1538

Tab. B.1 Naměřené hodnoty mikrotvrdosti fází u lité oceli 42 2921
-i.p.=interdendritické polohy

Ocel 42 2921 stav po TZ - Ø 50 mm - HV10	
Austenit	Karbid - i.p
443	1305
458	1308
443	1300
442	1301
443	1300
450	1298

Tab. B.2 Naměřené hodnoty mikrotvrdosti fází u oceli 42 2921 po TZ
-i.p.=interdendritické polohy

Navrhovaná ocel - litý stav - Ø 50 mm - HV10			
Austenit	Karbid - i.p	Karbid - i.p - okolí	Martenzit
409	1021	882	498
409	1030	880	489
415	1021	883	507
410	1010	881	514
412	1002	880	491
416	1015	884	501

Tab. B.3 Naměřené hodnoty mikrotvrdosti fází u navrhované oceli v litém stavu
-i.p.=interdendritické polohy

Navrhovaná ocel stav po TZ - Ø 50 mm - HV10	
Austenit	Martenzit
421	498
419	481
415	498
417	497
419	495
420	490

Tab. B.4 Naměřené hodnoty mikrotvrdosti fází u navrhované oceli ve stavu po TZ