

ČESKÉ VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V PRAZE

FAKULTA STROJNÍ

Ústav materiálového inženýrství



BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

Hodnocení podmínek vlivu zpracování na popouštěcí
křehkosti oceli 22CrMoNiWV8-8

2015

PECHÁČEK Jiří



ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

pro:	Jiřího P E C H Á Č K A
program:	Výroba a ekonomika ve strojírenství
obor:	Technologie, materiály a ekonomika strojírenství
název česky:	Hodnocení vlivu podmínek pracování na popouštěcí křehkost oceli 22CrMoNiWV8-8
název anglicky:	Evaluation of of treatment parametres on temper embrittlement of steel 22CrMoNiWV8-8.

Zásady pro vypracování:

Cíl:

Ověřit vliv dlouhodobých výdrží na teplotě při zpracování hmotných výkovků z oceli 22CrMoNiWV8-8 s ohledem na možnost vzniku popouštěcí křehkosti v daném teplotním intervalu.

Postup:

1. Teoretická příprava a studium odborné literatury
2. Vlivy způsobující křehnutí oceli a popouštěcí křehkost
3. Vlastnosti oceli 22CrMoNiWV8-8
4. Návrh a provedení experimentu pro posouzení možnost vzniku popouštěcí křehkosti u dané oceli
5. Vyhodnocení experimentu, závěry

Rozsah průvodní zprávy: 30 – 40 stran

Rozsah grafických prací: dle potřeby

SEZNAM DOPORUČENÉ LITERATURY:

- [1] ŽÍDEK, Milan. *Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla a za studena*. Praha : Aleko, 1995. ISBN 80-85341-45-X.
- [2] Bojan A. Marinkovic, Roberto R. de Avillez*, Simone Kessler Barros, Fernando C. Rizzo Assunção: Thermodynamic Evaluation of Carbide Precipitates in 2.25Cr-1.0Mo Steel for Determination of Service Degradation. *Mat. Res. vol. 5 no.4* São Carlos Oct./ Dec. 2002.
- [3] Hongwei Zhang *et al.*: Prediction of solidification path and carbide precipitation in Fe-C-V-Cr-Mo-W high speed steels 2012 *IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng.*

Vedoucí bakalářské práce: Ing. Jakub Horník, Ph. D.

Konzultant bakalářské práce: prof. Ing. Petr Zuna, CSc., D.Eng.h.c

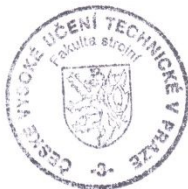
Datum zadání bakalářské práce: 30. dubna 2015

Datum odevzdání bakalářské práce: 19. června 2015

Neodevzdá-li student bakalářskou práci v určeném termínu, tuto skutečnost předem písemně zdůvodnil a omluva byla děkanem uznána, stanoví děkan studentovi náhradní termín odevzdání bakalářské práce. Pokud se však student řádně neomluvil nebo omluva nebyla děkanem uznána, může si student zapsat bakalářskou práci podruhé.

Student bere na vědomí, že je povinen vypracovat bakalářskou práci samostatně, bez cizí pomoci, s výjimkou poskytnutých konzultací. Seznam použité literatury, jiných pramenů a jmen konzultantů je třeba uvést v bakalářské práci.

Zadání bakalářské práce převzal dne: 30.4.2015
student



.....
Prof. RNDr. Petr Špatenka, CSc.
vedoucí ústavu

.....
Prof. Ing. Michael VALÁŠEK, DrSc.
děkan fakulty

V Praze dne 28. dubna 2015

Poděkování

Mnohokrát děkuji vedoucímu práce Ing Jakobovi Horníkovi Ph.D za cenné rady, podněty a pomoc při vypracování této bakalářské práce. Dále bych chtěl poděkovat Bc. Lukáši Šrámkovi za pomoc v laboratořích a své rodině za obrovskou podporu.

Abstrakt

Práce se zabývá problematikou hodnocení oceli 22CrMoNiWV8-8 v podmínkách simulujících teplotní režimy při zpracování hmotných výkovků. Vzorky po austenitizaci 1200 °C po dobu 2 h a zakalení do oleje byly následně žihány v rozsahu teplot (200 - 600) °C po dobu 100 h. Toto zpracování simuluje dlouhodobé výdrže na teplotách při zpracování a ochlazování výkovků velkých rozměrů. Bylo provedeno metalografické a fraktografické hodnocení, měření tvrdosti, tahová zkouška a zkouška rázem v ohybu. Důvodem je analýza podmínek možného výskytu křehkosti hranic zrn v důsledku intenzivní precipitace. Výsledky naznačují zvýšené riziko zkřehnutí při výdržích v intervalu (300 až 500) °C.

Klíčová slova: mikrostruktura, mikroskopie, mechanické vlastnosti, hmotné výkovky, precipitace

Abstract

Thesis deals with the evaluation of behaviour of steel 22CrMoNiWW8-8 in conditions simulating the thermal regimes in the processing of heavy forgings. Samples after austenitizing 1200 °C for 2 hours and oil quenching were subsequently annealed. The temperature range was (200 - 600) °C with dwell for 100 hours. This treatment simulates long-term holding at temperature or cooling processing of large dimensions forgings. Metallographical and fractographical evaluation, hardness measurement, tensile test and Charpy impact test were performed. The goal of evaluation was to define conditions of possible occurrence of embrittlement of grain boundaries due to intensive precipitation. The results indicates an increased risk of embrittlement in long time dwell at temperature range (300-500) °C.

Keywords: microstructure, microscopy, mechanical properties, heavy forgings, precipitation

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem bakalářskou práci vypracoval samostatně a použil k tomu úplný výčet citací použitých pramenů, které uvádím v seznamu přiloženém k práci.

Nemám závažný důvod proti užití tohoto školního díla ve smyslu §60 Zákona č. 121/2000 Sb., o právu autorském, o právech souvisejících s právem autorským a o změně některých zákonů.

V Praze dne

.....

podpis

Obsah

1. Seznam symbolů.....	8
2. Úvod.....	9
3. Teoretická část	10
3.1 Fázové přeměny	10
3.1.1 Austenitizace.....	10
3.1.2 Perlitická přeměna.....	12
3.1.3 Bainitická přeměna.....	13
3.1.4 Martenzitická přeměna	14
3.2 Tepelné zpracování.....	15
3.2.1 Kalení	15
3.2.2 Popouštění a popouštěcí křehkost	16
3.3 Precipitace	18
3.3.1 Podstata precipitace.....	19
3.3.2 Mechanismus precipitace	20
3.3.3 Rozdělení precipitace	20
3.4 Velké výkovky	21
3.4.1 Ochlazování velkých výkovků.....	21
3.4.2 Požadavky na vlastnosti oceli pro náročné výkovky	21

3.4.3 Oceli pro turbínové rotory	22
4. Experimentální část	23
4.1 Cíle experimentu	23
4.2 Experimentální materiál.....	23
4.3 Experimentální zařízení	24
4.4 Průběh experimentu	24
4.4.1 Postup tepelného zpracování vzorků.....	24
4.4.2 Příprava vzorků na zkoušku tahem	25
4.4.3 Příprava vzorků na zkoušku rázem v ohybu.....	25
4.4.4 Příprava vzorků pro metalografické vyhodnocení	26
4.4.5 Příprava vzorků na zkoušku tvrdosti	26
4.5 Výsledky experimentu	26
4.5.1 Vyhodnocení zkoušky rázem v ohybu	26
4.5.2 Vyhodnocení tvrdosti	28
4.5.3 Vyhodnocení zkoušky tahem.....	29
4.5.4 Metalografické a fraktografické vyhodnocení	30
6. Použitá literatura	43

1. Seznam symbolů

Značka	Název	Jednotka
t	čas	s
T	teplota	K, °C
T_T	teplota tání	K, °C
KV	absorbovaná energie	J
S_0	počáteční průřez	mm^2
S_1	průřez po přetržení vzorku	mm^2
L_0	počáteční délka	mm
L_1	délka po přetržení vzorku	mm
Ac_1	překrystalizační teplota	°C
Ac_3	překrystalizační teplota	°C
Ac_{1s}	překrystalizační teplota začátek	°C
Ac_{1f}	překrystalizační teplota konec	°C
Ac_m	segregační teplota	°C
Ms	martenzit začátek	°C
Mf	martenzit konec	°C
A	tažnost	%
Z	kontrakce	%
Rm	mez pevnosti	MPa
Rp0,2	smluvní mez kluzu	MPa
HRV	tvrdost dle Vickerse	-
Cr	chrom	-
C	uhlík	-
Mn	mangan	-
Ni	nikl	-
W	wolfram	-
V	vanad	-

2. Úvod

Tato práce se zaměřuje na posuzování mechanických vlastností a strukturních změn rotorové bainitické oceli 22CrMoNiWV 8-8 při dlouhodobých výdržích na teplotách popouštění. Testovaný materiál je v České republice používán k výrobě rotorů již několik let, ale není o něm z technologického hlediska stále dostatek informací. Turbínové rotory jsou velké výkovky a je nutné dbát na správný postup výroby. Vlastní zpracování probíhá při poměrně vysokých teplotách a dlouhých výdržích. To může mít za následek výskyt negativních difúzních projevů jako například nežádoucí precipitace na hranicích zrn, což se projeví zkřehnutím. Ve finále pak může dojít k defektům, jež vedou k vyřazení a sešrotování výkovku. To má pro výrobce velmi nepříjemné ekonomické následky.

Teoretická část popisuje fázové přeměny, postupy tepelného zpracování ocelí, které budou dále aplikovány na experimentální materiál a precipitaci, její podstatu, mechanismy a rozdělení. Dále pak popisuje problematiku velkých výkovků, jejich ochlazování, požadavky na vlastnosti oceli pro náročné výkovky a oceli pro turbínové rotory.

V praktické části jsou popsány jednotlivé experimenty zaměřující se na výskyt lokálních hrubozrnných struktur a prokázání výskytu precipitace.

Cílem práce je vyhodnotit náchylnosti oceli k oslabení hranic původních austenitických zrn např. vlivem nežádoucí precipitace při dlouhých výdržích a při ochlazování během zpracování výkovků.

3. Teoretická část

3.1 Fázové přeměny

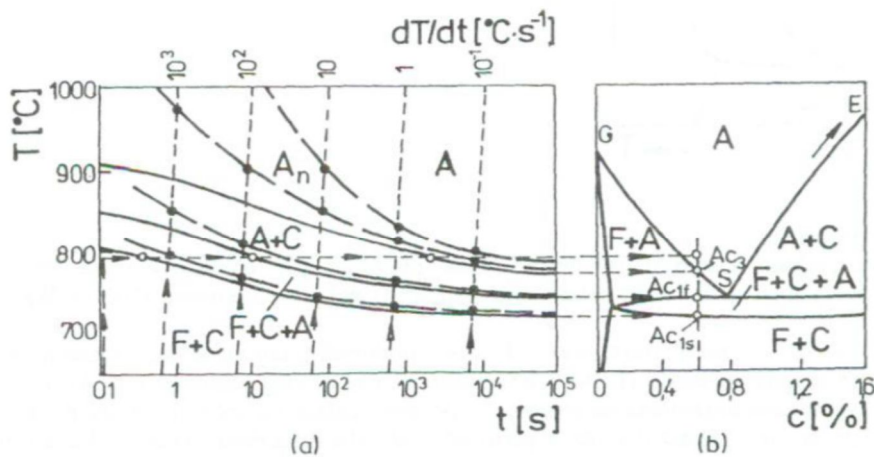
Při daných vnějších podmínkách jsou fázové přeměny doprovázeny změnami skupenství nebo krystalové struktury v tuhých látkách. Fázové transformace v tuhých látkách se mohou podle výsledné mikrostruktury dělit na dvě skupiny. První skupina, kdy matečná fáze zcela vymizí a je nahrazena novou a druhá, kdy se v matečné fázi vytvoří malý podíl jedné nebo více minoritních fází. [1]

Z technologického hlediska představují fázové přeměny významný nástroj, umožňující řízeným procesem měnit strukturní charakteristiky materiálu a jejich užité vlastnosti. [1]

3.1.1 Austenitizace

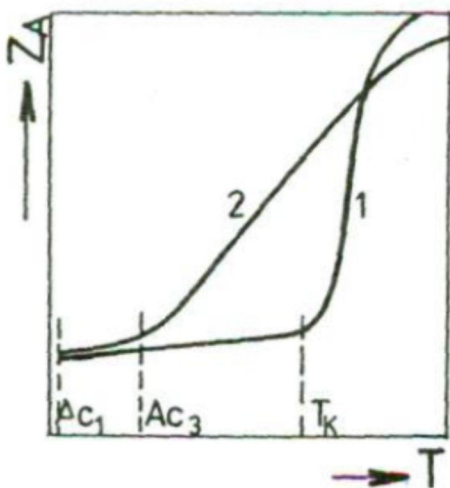
Austenitizace je difúzní pochod, při kterém se mění struktura z feriticko-cementické na austenit a je základem pro všechny přeměny s přechlazením. Eutektoidní přeměna probíhá při ohřevu v legovaných ocelích a v litinách v rozmezí teplot Ac_{1s} až Ac_{1f} (obr. 1). Přeměna perlitu na austenit začíná při překročení teploty Ac_{1s} a u podeutektoidních ocelí se postupně přeměňuje ferit na austenit v rozmezí teplot Ac_{1f} až Ac_3 . U nadeutektoidních ocelí se postupně přeměňuje sekundární cementit na austenit v rozmezí teplot Ac_{1f} až Ac_m . Tyto přeměny nezávisí pouze na teplotě, ale i na čase. [2], [3]

Kinetika austenitizace se může rozdělit na izotermickou a anizotermickou. U izotermické se slitina ohřeje (v obr. 1 uvažována podeutektoidní ocel) na zvolenou teplotu, která leží nad Ac_{1s} a sledují se fázové přeměny závislé na čase. Při austenitizaci anizotermické jde o ohřev určitou stálou rychlostí dT/dt . Průběh austenitizace anizotermické a izotermické se nejvíce liší v oblasti vysokých teplot při vysokých rychlostech ohřevu. [2]



Obr. 1: Diagram izotermické (plné čáry) a anizotermické (čárkované čáry) austenitizace podeutektoidní oceli. A – austenit, A_n – austenit nehomogenní, F – ferit, C – cementit [2]

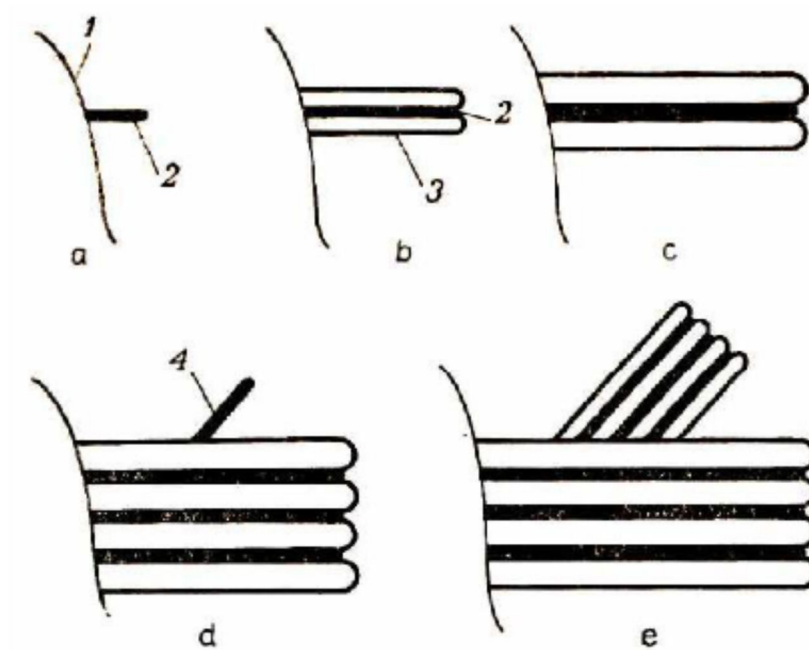
Vlastnosti austenitu jsou podmíněny velikostí zrna a chemickým složením. S rostoucí dobou ohřevu a teplotou roste homogenita austenitu, ale i velikost jeho zrna. Hrubé austenitické zrno je příčinou zmenšení houževnatosti i pevnosti. Oceli můžeme rozdělit podle náchylnosti k hrubnutí zrna na jemnozrnné a hrubozrnné (obr. 2). „Jemnozrnné oceli obsahují karbidy určitých legujících prvků, které brání hrubnutí austenitického zrna až do teploty T_k , při níž se začínají rozpouštět“. [2]



Obr. 2: Schéma závislosti velikosti austenitického zrna na teplotě austenitizace pro jemnozrnnou (1) a hrubozrnnou (2) ocel [2]

3.1.2 Perlitická přeměna

Austenit o eutektoidní koncentraci po ochlazení pod kritickou teplotu A_{c1} se rozpadá v eutektoid zvaný perlit. Přeměna austenitu probíhá v závislosti na rychlosti ochlazování v rozsahu teplot cca (700-500) °C a vznik perlitu je definován jako polymorfni přeměna železa γ v železo α . Perlitická přeměna začíná heterogenní nukleací vedoucí fáze zpravidla na hranicích austenitických zrn. Vedoucí fází může být ferit i cementit. Tvorba perlitu začíná vznikem destičky cementitu nebo feritu, který nukleuje na hranicích zrn austenitu. Jestliže vznikne jako první cementit, znamená to, že je méně uhlíku v okolí austenitu a může vzniknout feritická lamela. [4], [5], [7]



Obr. 3: Schéma nukleace a růstu perlitických nodulí (1- hranice zrn austenitu, 2- lamela cementitu, 3- destička feritu, 4- destička cementitu –zárodek nové perlitické kolonie [4], [7])

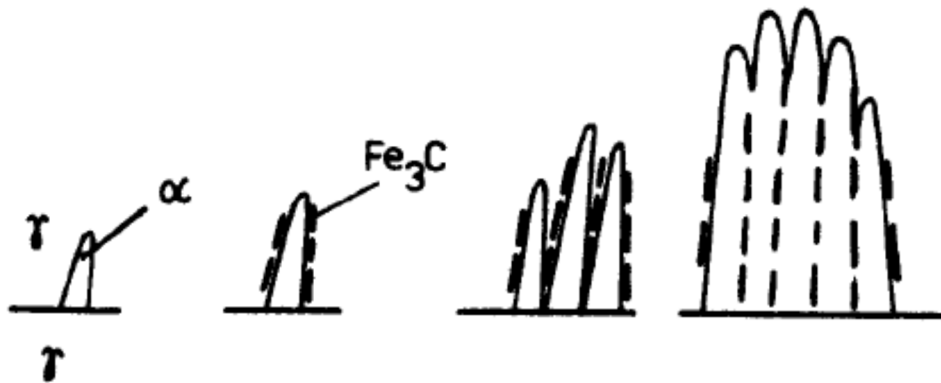
V průběhu růstu perlitové kolonie vzniká lamela cementitu, která má jinou orientaci a stane se základem nové perlitové kolonie. Tak vznikne shluk perlitových kolonií, který tvoří zrnno perlitu. Mimo lamelárního perlitu se může vyskytovat i zrnitý perlit, ve kterém se vyskytuje cementit ve tvaru částic globulárního tvaru. Zrnitý perlit má

strukturu, která je termodynamicky stabilnější než perlit lamelární. Zrnitý perlit vzniká velmi pomalým ochlazováním v okolí teploty A_{c1} nebo žháním naměkko. [5], [7]

3.1.3 Bainitická přeměna

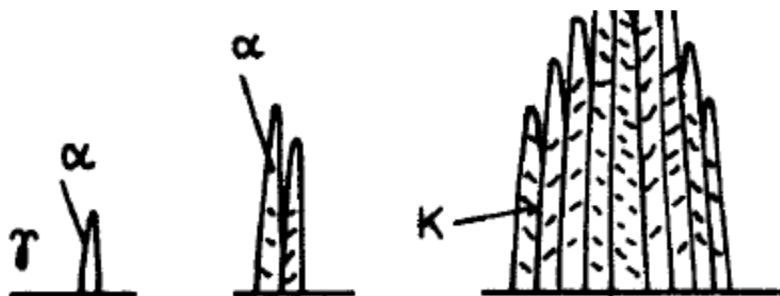
Bainitická přeměna probíhá při větším přechlazení austenitu (500 – 200) °C. Produktem rozpadu je bainit, nerovnovážná jehlicovitá strukturní součástka, tvořena směsí přesyceného feritu a karbidů. Morfologie struktury závisí na teplotě přeměny a rychlosti ochlazování přes bainitickou oblast. Podle transformační teploty se rozlišuje:

- *Horní bainit*: Strukturu tvoří svazky hrubších jehlic feritického bainitu s podélně uspořádanými částicemi cementitu, které jsou vyloučeny na povrchu jehlic. Horní bainit vzniká při teplotě (350 – 500) °C. [5], [7]



Obr. 4: Horní bainit [6]

- *Dolní bainit*: Vzniká při nižších teplotách, je tvořen tenkými deskami bainitického feritu více přesyceného uhlíkem. K precipitaci karbidů dochází uvnitř desek a je jemnější než horní bainit. [5], [7]

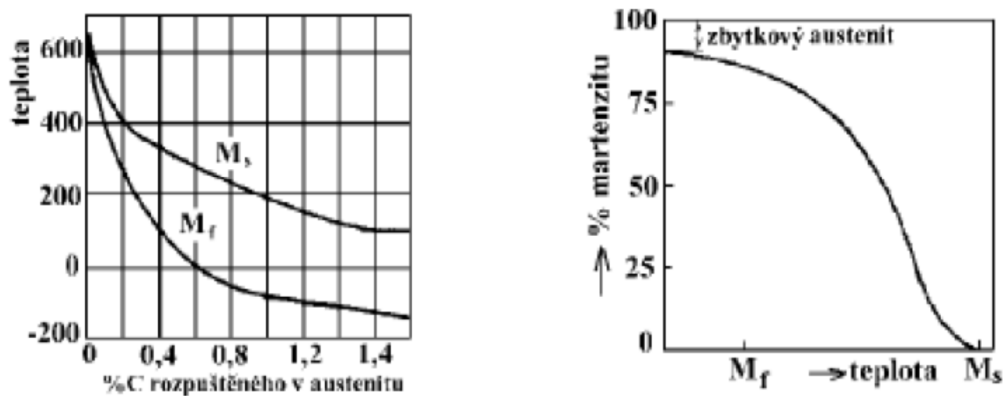


Obr. 5: Dolní bainit [6]

3.1.4 Martenzitická přeměna

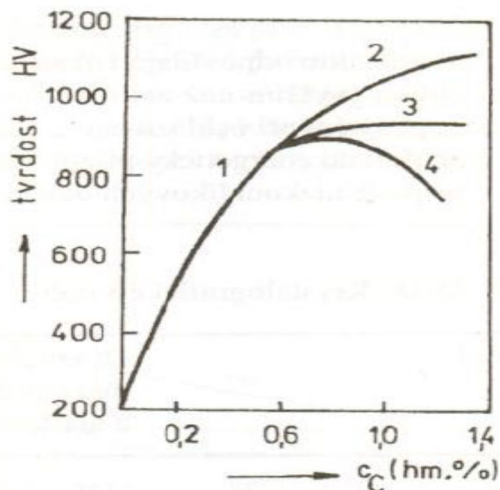
Martenzit vzniká při největším přechlazení austenitu, kdy teplota je nižší než 200 °C. Je to nerovnovážený přesycený tuhý roztok uhlíku v železe α s tetragonální mřížkou. Pro vznik metastabilní fáze, jež je hlavní strukturní součástí zakalených ocelí, je potřeba ochladit austenitizovanou ocel pod teplotu M_s (Martenzit-start) v kratším čase, než je potřebná doba pro zahájení perlitické nebo bainitické přeměny. [4], [7]

Minimální rychlost, při které jsou ještě potlačeny difúzní přeměny austenitu, se nazývá *kritická rychlost kalení*. Její hodnota závisí na struktuře a složení austenitu.



Obr. 6: Závislost M_s a M_f na obsahu uhlíku (vlevo) a martenzitická křivka (vpravo) [7]

Teploty, při kterých martenzitická reakce začíná a končí, nezávisí na rychlosti ochlazování austenitu. Všechny druhy martenzitu v ocelích, jsou tvrdší, než je tvrdost výchozí fáze. Závislost tvrdosti martenzitu na obsahu uhlíku v soustavě Fe-C je znázorněna na obr. 7. [7]



Obr. 7: Závislost tvrdosti martenzitu na obsahu uhlíku (vliv obsahu uhlíku na tvrdost: 1-martenzitu v podeutektoidní oceli kalené z teploty nad A_{c_3} , 2- martenzitu v nadeutektoidní oceli kalené z teploty nad A_{c_m} , 3-struktury tvořené martenzitem a sekundárním cementitem v nadeutektoidní oceli kalené z teploty nad A_{c_1} , 4-struktury tvořené martenzitem a zbytkovým austenitem v nadeutektoidní oceli kalené z teploty nad A_{c_m}) [7]

Zbytkový austenit, který se vyskytuje v ocelích, může mít v některých případech pozitivní vliv na tvárnost, houževnatost, zvláště pokud vytváří např. obálky jehlic martenzitu. Převážně se ale považuje přítomnost zbytkového austenitu za nežádoucí. Snižuje tvrdost zakalené oceli a může dojít k přeměně na feriticko-karbidickou směs bainitického typu, doprovázenou změnou vlastností, rozměrů, tvaru zakalené součásti, nárůstem vnitřního pnutí s možným vznikem trhlin. [7]

Přílišná tvrdost a křehkost zakalené oceli spolu se zbytkovým austenitem se odstraňují popuštěním, které by mělo bezprostředně následovat po kalení.

3.2 Tepelné zpracování

3.2.1 Kalení

Účelem kalení je zvýšit tvrdost oceli. Kalení je ohřev předmětu na teplotu nad A_{c_3} , resp. na teplotu nad A_{c_1} , výdrž na této teplotě a následné rychlé ochlazení. Díky rychlému ochlazení se austenit přemění na martenzit nebo bainit.

Schopnost oceli dosáhnout zvýšené tvrdosti kalením se nazývá *kalitelností*. Vlastnost oceli dosáhnout větší rychlosti při ochlazení, než je kritická rychlost, určité tvrdosti, se nazývá *zakalitelností* (závisí na obsahu uhlíku rozpuštěného v austenitu). *Prokalitelnost* oceli je schopnost oceli dosáhnout při kalení určité tvrdosti do určité hloubky. [8], [9]

U podeutektoidních ocelí je správná kalicí teplota asi 20 °C nad teplotu A_{c_3} . U nadeutektoidních ocelí je kalicí teplota asi 20 °C nad A_{c_1} . Překročení správné kalicí teploty nebo příliš dlouhá doba výdrže na kalicí teplotě se projeví růstem austenitického zrna a po ochlazení jsou ve struktuře hrubé martenzitické jehlice. Tento hrubý martenzit je podstatně křehčí než martenzit jemný. Překročení kalicí teploty má za následek také zvýšení množství zbytkového austenitu, a tím i pokles tvrdosti. [8], [9]

Způsoby kalení:

- 1) Martenzitické kalení do studené lázně
- 2) Přerušované (lomené) kalení
- 3) Termální kalení
- 4) Izotermické zušlechťování
- 5) Izotermické kalení
- 6) Kalení se zmrazováním

3.2.2 Popouštění a popouštěcí křehkost

Jedná se o tepelné zpracování, které následuje po kalení. Skládá se z ohřevu součástky na určitou teplotu, nižší než A_{c_1} , výdrže na této teplotě a následném ochlazení na pokojovou teplotu vhodným způsobem pro daný materiál. Popouštěním je docílena přeměna základních fází (zbytkový austenit, martenzit) na stabilnější fáze (ferit+ karbidy) a vznik nebo přeměna některých menšinových fází (karbidy, karbonitridy). Výsledná struktura je oproti výchozí blíže termodynamické rovnováze. To se projeví na snížení vnitřní napjatosti, tedy i tvrdosti a naopak nárůstu houževnatosti a deformačních charakteristik. Popouštění je rozděleno do čtyř stádií. [3], [9], [10]

Stádia popouštění:

První stádium popouštění: Probíhá přibližně do teplot 200 °C, kdy se rozpadá tetragonální martenzit na kubický. K rozpadu dochází difúzí uhlíku z přesyceného tuhého roztoku do energeticky výhodnějších míst zprostředkovaných velkým množstvím dislokací, kde dochází k tvorbě nerovnovážného ϵ karbidu. Po popouštění se struktura vyznačuje poklesem vnitřní napjatosti. [9], [10]

Druhé stádium popouštění: Probíhá v rozmezí teplot 200 °C až 300 °C, kdy nastává rozpad zbytkového austenitu na bainitickou strukturu. Můžeme pozorovat zvětšení měrného objemu součástky. Je zde možnost vzniku nízkoteplotní popouštěcí křehkosti. [9], [10]

Třetí stádium popouštění: Probíhá v rozmezí teplot 250 °C až 500 °C. Dochází zde k rozpadu kubického martenzitu na sorbit (feriticko-cementitická struktura). V tomto stádiu se zejména projevuje pokles tvrdosti a měrného objemu a naopak nárůst tažnosti a houževnatosti. [9], [10]

Čtvrté stádium popouštění: Probíhá nad teplotou 500 °C. Dochází k postupnému hrubnutí zrna cementitu a feritu. Výsledné mechanické vlastnosti klesají, přičemž deformační charakteristiky a houževnatost rostou. Na legované oceli má toto stádium pozitivní vliv v podobě sekundární tvrdosti. Pro nelegované oceli je toto stádium nežádoucí. [9], [10]

Popouštěcí křehkost:

Popouštěcí proces vede ke snížení mechanických vlastností a nárůstu houževnatosti. S rostoucí teplotou jsou tyto změny výraznější. Především u ocelí legovaných Mn, Cr, Ni se v určitém intervalu projeví nečekaný pokles houževnatosti a tomuto jevu se říká popouštěcí křehkost. Jsou dva teplotní intervaly, kde se může na tuto křehkost narazit. Jsou to popouštěcí křehkosti nízkoteplotní a vysokoteplotní. [3], [9]

Nízkoteplotní popouštěcí křehkost:

Při ohřevu zakalené součástky roste houževnatost. Růst se zastaví po překročení teploty 250 °C a houževnatost naopak začne klesat. Po dosažení teploty 300 °C je houževnatost srovnatelná s houževnatostí nepopuštěné oceli. Zkřehnutí vzniká tvorbou jemných lamel cementitu vyloučených po hranicích zrn austenitu. Křehkost vymizí a lamely zhrubnou při překročení teploty 400 °C. Pokud se ocel popustí za vyšších teplot než je 400 °C, nehrozí už pak vznik křehkosti při následném popouštění v teplotním intervalu 250 °C až 400 °C. [3], [4], [9]

Vysokoteplotní popouštěcí křehkost:

Ke vzniku vysokoteplotní popouštěcí křehkosti dochází v teplotním intervalu 450 °C až 600 °C. Při popouštění za vyšší teploty a následném pomalém ochlazení se může křehkost objevit také ve zmiňovaném rozsahu. Takto zpracovaná ocel se ochlazuje vyšší rychlostí, aby nebyl dostatečný čas na rozvoj křehkosti. Tento jev je způsoben segregací nečistot jako P, As, Sb, Sn, S a dalších na hranicích zrn austenitu. Přidáním určitého množství Mo se křehkost snižuje. Pokud se křehkost neobjeví po tomto popouštění, není vyloučen vznik křehkosti při dalším popouštění. [3], [4], [9]

3.3 Precipitace

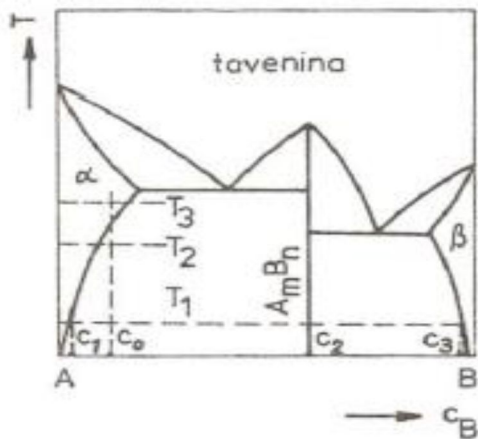
Precipitace je rozpad přesycených tuhých roztoků na směs tuhého roztoku a minoritní fáze ovlivňující vlastnosti materiálu. Významnější roli má precipitační zpevnění, které se využívá při tepelném nebo tepelně mechanickém zpracování, zušlechťování a vytvrzování. [4], [11], [15]

Precipitace nemusí mít na vlastnosti materiálu pouze kladný vliv, např. vznik popouštěcí křehkosti nebo snížení houževnatosti vlivem stárnutí.

3.3.1 Podstata precipitace

Za příčinu vzniku sekundární precipitující fáze se považuje zmenšení rozpustnosti jednoho nebo více prvků v důsledku změny vnějších podmínek, kdy jde většinou o pokles teploty. Rovnovážný diagram slitiny musí být diagramem s omezenou rozpustností v tuhém stavu (obr. 8). [11]

Na obr. 8 podle Ing. Jetmara (2012, s. 25) „uvažujeme precipitační rozpad tuhého roztoku α v binární soustavě $A - B$ s intermediální fází A_mB_m . Tato slitina obsahující koncentraci c_0 prvku B je při teplotě T_2 homogenní. V případě, že budeme slitinu z této teploty ochlazovat pomalu, bude se tuhý roztok α rozpadat a při teplotě T_3 bude slitina struktury c_0 heterogenní ($\alpha + A_mB_m$), k vyloučení A_mB_m dojde převážně po hranicích zrn. Rychlým ochlazením je možno rozpad tuhé fáze α potlačit a vytvořit přesycený tuhý roztok, který obsahuje prvek B o koncentraci c_0 . Takto vzniklý přesycený tuhý roztok α je termodynamicky nestabilní nebo metastabilní a rozpadá se za teploty okolí (přirozené stárnutí) nebo za zvýšené teploty (umělé stárnutí). V obou těchto případech se jedná o statickou precipitaci“. [11]



Obr. 8: Rovnovážný diagram s omezenou rozpustností v tuhém stavu [12]

3.3.2 Mechanismus precipitace

Precipitace se může dělit na kontinuální a diskontinuální. U kontinuální precipitace vzniká v celém objemu materiálu minoritní fáze současně různou rychlostí. Vývoj koncentračních změn je v matici kontinuální, protože částice precipitující fáze vznikají a rostou až do té doby, než je nadbytek přísadového prvku přetransformován z matrice do precipitující fáze. Za určitých podmínek mohou vznikat zóny (Guinierovy - Prestonovy), které se podílejí na precipitačním zpevnění. [2], [4], [11], [15]

Při diskontinuální precipitaci je slitinový objem rozdělen na části, které transformovaly na rovnovážné fáze. Diskontinuální precipitace se vyskytuje v přesycených tuhých roztocích s nízkou energií fázového rozhraní. [11]

3.3.3 Rozdělení precipitace

Druhy precipitace:

- 1) Statická
- 2) Dynamická
- 3) Deformačně indukovaná

Rozpad přesyceného tuhého roztoku bez interakce s deformací se označuje jako *statická precipitace*. O *precipitaci dynamickou* se jedná, probíhá-li během tváření.

Pokud precipitace nastává po tváření, jedná se o *precipitaci deformačně indukovanou*. Zvláště precipitace dynamická snižuje plastické vlastnosti a zvyšuje deformační odpory. [11]

3.4 Velké výkovky

3.4.1 Ochlazování velkých výkovků

Ochlazování výkovků má velký vliv na výsledné vlastnosti výkovku. Kovaný polotovar chladne ihned po vytažení z pece. Většina velkých výkovků se po kování ochlazuje na vzduchu. Přibližný vztah pro dobu ochlazování výkovku:

$$\tau = 0,0066\Delta T \cdot d$$

U výkovků velkých průřezů se přistupuje k zpomalenému chladnutí, aby se předešlo vzniku trhlin (povrchových i vnitřních), uvolnila se zbytková pnutí, zabránilo se povrchovému kalení a dosáhlo se předepsaných mechanických vlastností. Ve fázi ochlazování, kdy je teplota vyšší než 500 °C, vznikají tahová povrchová pnutí a tepelná tlaková pnutí vznikají v jádře. Při ochlazování, kdy je teplota nižší než 500 °C se smysl tepelných pnutí mění. V krajním případě může dojít k porušení soudržnosti v jádru výkovku. Při ochlazování výkovků je nutné počítat i se vznikem překryštalizačních a zbytkových pnutí. Pro jejich omezení se snižuje rychlost ochlazování např. v izolačním zásypu nebo pecích. [13]

Pro výkovky z legovaných ocelí se doporučuje ochlazovací postup:

- 1) prodleva na teplotě (650 – 700) °C po dobu $\tau = d/25$ (h)
- 2) ochlazování v peci rychlostí (10 – 12) K/hod na teplotu 200 °C
- 3) ochlazování na vzduchu

Ve zvláštním případě vnitřních vad mohou při ochlazování vzniknout vločky. Vnikají při současném působení vnitřního pnutí a kritické koncentrace vodíku. Vzniku vloček se může zabránit protivločkovým žiháním. [13]

3.4.2 Požadavky na vlastnosti oceli pro náročné výkovky

Na mechanické vlastnosti oceli je znám nepříznivý účinek některých doprovodných prvků. „*Např. antimon, fosfor a arzen v interakci s manganem a křemíkem způsobují popouštěcí křehkost a vedou ke snížení lomové houževnatosti*“. [13]

Nekovové vměstky na bázi hliníku a sulfidy mohou přispívat ke vzniku plastických a creepových lomů. Pokroky v metalurgii v posledních letech způsobily, že se můžou výrazně omezit nežádoucí prvky a vyrábět tzv. čisté a superčisté oceli, tím že omezení síry již nevyžaduje přísadu manganu do oceli a mangan se může zredukovat na pár setin procenta. [13]

Tyto ocele se vyrábí za využití pánvové pece ve spojení s vakuovým zpracováním při odlévání. Prvky jako Si, Mn a P jsou odstraněny již v oxidačním stádiu taveb a vstupují do oxidační strusky. Superčisté ocele mají ve velké míře snížené obsahy škodlivých prvků. [13]

3.4.3 Oceli pro turbínové rotory

Vlastnosti, které jsou požadovány při výrobě rotorů a disků turbín mají právě čisté a superčisté ocele. Jsou to zvýšená lomová houževnatost a odolnost vůči popouštěcí křehkosti. Důvodem jsou např. defekty při vysokorychlostních testech, velkých tepelných napětích nebo normální práci při nízkých teplotách. [13]

Ocel 1Cr1Mo0,25V, byla vyráběna již v 50. letech a prošla časovým vývojem čistoty, kdy tolerované obsahy P, Sn a As byly značně v 90. letech sníženy. Obrovská zlepšení nastala u ocelí na bázi Ni, konkrétně u oceli chemického složení 3,5NiCrMoV u které byl spočítán J faktor [$J = (Mn + Si) \cdot (P + Sn) \cdot 10^4$] pro běžný stav (J=48), čistý stav (J=10) a superčistý stav (pouhých J=1,6). [13]

Ocel	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	V	As	Sb	Sn
Běžná	0,26	0,30	0,042	0,008	0,012	3,47	1,77	0,39	0,12	0,006	0,001	0,006
Superčistá (max.)	0,30	0,05	0,05	0,005	0,002	3,75	2,00	0,50	0,15	0,005	0,002	0,005
Cílová	0,25	0,02	0,02	0,002	0,001	3,50	1,65	0,45	0,10	0,002	0,001	0,002

Obr. 9: Tabulka s variantami ocele 3,5NiCrMoV [13]

„V nejbližší době je nutné prověřit a definovat limitní obsahy prvků P, S, As, Sb a Sn, které v interakci s dalšími legujícími prvky již nevedou k dalšímu zlepšení oceli v provozním cyklu“. U superčistých ocelí se kladou další požadavky na maximální přípustný obsah Mn. [13]

4. Experimentální část

4.1 Cíle experimentu

Cílem experimentu je posoudit strukturní změny a změny mechanických vlastností při popouštění rotorové bainitické oceli 22CrMoNiWV8-8 austenitizované za teploty 1200 °C, při které dochází k rozpuštění karbidů. Při žihání se bude sledovat průběh reakcí, změny tvrdosti a absorbované práce. Z experimentu se také bude vyhodnocovat oblast žilacích teplot, při kterých nastává intenzivní precipitace, která v případě výskytu po hranicích zrn může způsobit v určité teplotní oblasti interkrystalickou křehkost oceli při chladnutí hmotných výkovků z kovací teploty nebo z teplot finálního tepelného zpracování.

4.2 Experimentální materiál

Materiál byl dodán firmou Pilsen Steel s.r.o. ve formě hranolů obrobených z výkovků rotorové bainitické oceli 22CrMoNiWV8-8. Předpis chemického složení pro tento materiál je uveden v tabulce 1. V tabulce 2 je uvedeno chemické složení materiálu použitého pro laboratorní experiment.

Tabulka 1: Předpis chemického složení

Prvek	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Al	N
[hm%]	0,20-0,24	0,60-0,80	≤ 0,1	≤ 0,1	≤ 0,007	2,00-2,20	0,70-0,80	0,80-0,90	0,25-0,35	0,60-0,70	≤ 0,01	/

Tabulka 2: Chemické složení experimentálního materiálu 22CrMoNiWV8-8

Prvek	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	W	Al	N
[hm%]	0,182	0,66	0,11	0,01	0,007	2,09	0,68	0,79	0,273	0,66	0,01	0,01

4.3 Experimentální zařízení

Zpracování daného materiálu probíhalo v laboratořích ÚMI/ICDAM FS ČVUT v Praze. Pro tepelné zpracování vzorků byla použita elektrická odporová pec. Vzorky byly následně opracovány na normované rozměry pro rázovou zkoušku, která probíhala na instrumentovaném kladivu PH 300/450 – Charpy. Lomové plochy přeražených vzorků byly zdokumentovány na stereomikroskopu NIKON SMZ1500, který je vybaven CCD kamerou. Pro přípravu metalografických vzorků byla použita pila LECO MSX 255 na řezání vzorků, lis LECO PR-4 pro zalisování vzorků do bakelitové pryskyřice, bruska MTH KOPAMKT 1031 a leštička LECO GPX 300. Zkouška tvrdosti podle Vickerse byla provedena na tvrdoměru LECO V-100-C. Na trhacím stroji WEB50 s řídicím systémem TEMPOS byla provedena zkouška tahem dle ČSN EN ISO 6892- 1. Struktura byla vyhodnocena na světelném mikroskopu CARL ZEISS-NEOPHOT 32, který je rovněž vybaven CCD kamerou. Pro detailní hodnocení mikrostruktury byl použit elektronový mikroskop JEOL JSM 7600F s vysokým rozlišením. [11]

4.4 Průběh experimentu

Vzorky byly tepelně zpracovány a následně na nich po obrobení byly provedeny mechanické zkoušky: zkouška tvrdosti, zkouška rázem v ohybu a tahová zkouška. Metalografické hodnocení vzorků bylo uskutečněno na světelném a elektronovém mikroskopu.

4.4.1 Postup tepelného zpracování vzorků

Nejprve se vzorky zahřály v elektrické odporové peci na austenitizační teplotu 1200 °C. Na této teplotě byly ponechány po dobu dvou hodin. Po vyjmutí z pece byly ihned zakaleny do olejové lázně a následně žhánány při teplotách (200 - 600) °C s dobou výdrže 100 hodin.

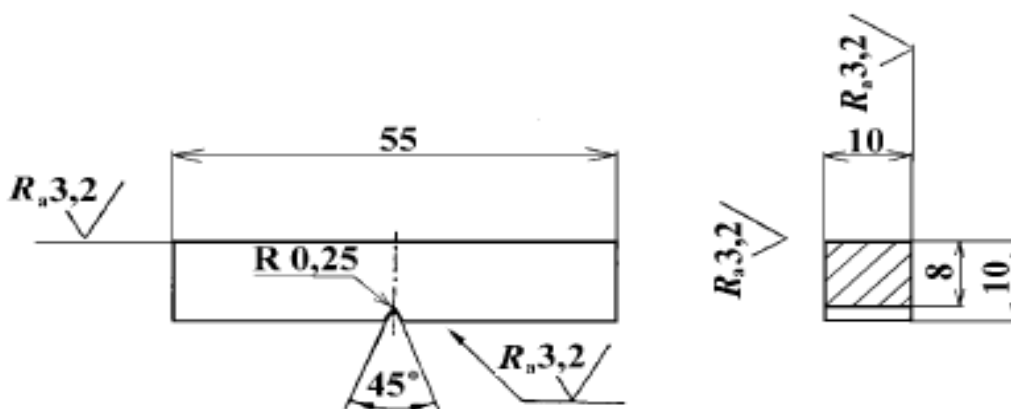
4.4.2 Příprava vzorků na zkoušku tahem

Tvar a rozměry zkušebních tyčí závisí na tvaru a rozměrech kovových výrobků, pro které jsou určovány mechanické vlastnosti. Zkušební tyč je většinou obráběna. Vzorky o stálém příčném průřezu mohou být podrobeny zkoušce bez obrobení.

V našem případě byla zkušební tyč obrobena do kruhového průřezu na normalizované rozměry pro krátkou zkušební tyč podle vzorce $L_o = 5 \cdot d_o$. Délka pracovní části tyče byla $L_o = 30$ mm a průměru $d_o = 6$ mm. Po přetržení vzorku byly vyhodnoceny meze kluzu, meze pevnosti, kontrakce a tažnost. Tahová zkouška se řídí normou ČSN EN ISO 6892- 1.

4.4.3 Příprava vzorků na zkoušku rázem v ohybu

Po tepelném zpracování byly vzorky ofrézovány a obroušeny na rozměr, který je pro instrumentovanou zkoušku daný normou ČSN ISO 148-1. Tyč je čtvercového průřezu. Délka tyče je $55 \pm 0,60$ mm, šířka vzorku $10 \pm 0,11$ mm a výška vzorku $10 \pm 0,60$ mm. Pomocí pily byl zhotoven V-vrub s úhlem rozevření $45 \pm 2^\circ$ a hloubkou vrubu 2 mm. Tvar a rozměry vzorku jsou znázorněny na obrázku 10.



Obr. 10: Tvar a rozměry zkušebního tělesa s V-vrubem. [14]

4.4.4 Příprava vzorků pro metalografické vyhodnocení

Vzorky tvaru krychle o rozměrech 20 × 20 mm byly rozříznuty pilou LECO MSX 255. Obě půlky byly pomocí lisu LECO PR-4 zafixovány do bakelitové pryskyřice, následně broušeny na brusce a leštěny pomocí diamantové pasty. Dále byly vzorky leptány z důvodů zviditelnění struktury.

Jako leptadlo byl použit:

Nital –chemické složení: 5 ml HNO_3 , 95 ml C_2H_5OH , doba leptání cca 5 až 10 sekund.

Villela - Bain- doba působení 3 až 5 sekund.

Naleptané vzorky byly použity pro fotodokumentace prováděné na světelném a elektronovém mikroskopu.

4.4.5 Příprava vzorků na zkoušku tvrdosti

Tvrdost byla měřena na vyhotovených výbrusech pro metalografii. Měření bylo provedeno metodou podle Vickerse na tvrdoměru LECO V-100-C při zatížení 30 kg a standardní době zatěžování 10 sekund. Hodnoty tvrdosti byly vyhodnoceny z pěti vpichů, které byly od sebe dostatečně vzdáleny, aby nedocházelo k ovlivnění výsledků.

4.5 Výsledky experimentu

4.5.1 Vyhodnocení zkoušky rázem v ohybu

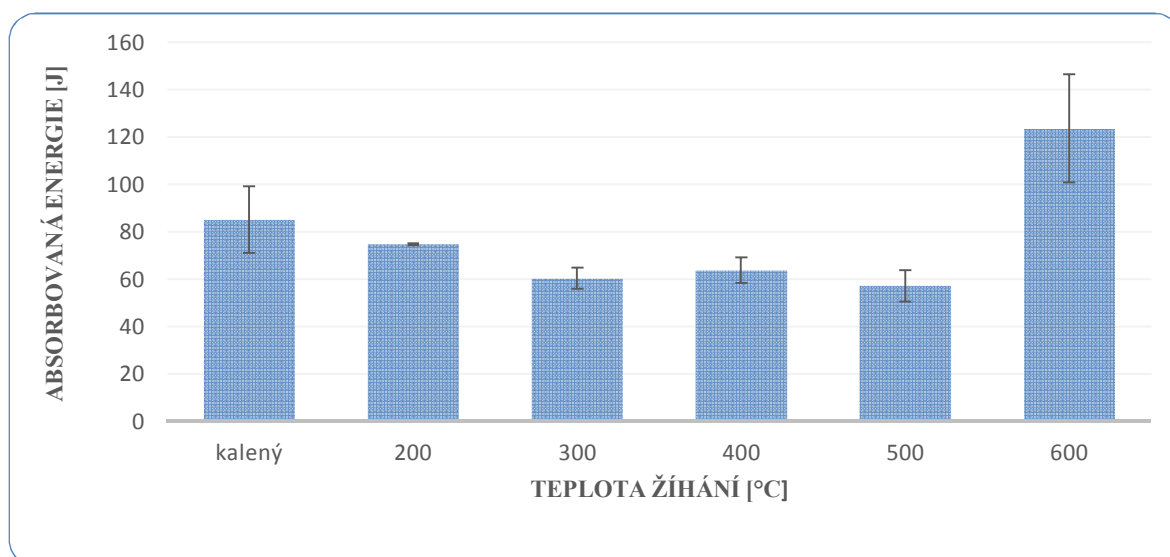
Rázová zkouška byla provedena na instrumentovaném Charpyho kladivu podle normy ČSN EN ISO 14556 se základními parametry:

- Nominální energie stroje: 300 J
- Zkušební teplota: 22 °C
- Rozměry vzorku: 55×10×10, V-vrub 2 mm
- Poloměr zaoblení břitu kladiva: 2 mm
- Vzdálenost mezi opěrami: 40 mm

Cílem této zkoušky bylo zjistit absorbovanou energii v závislosti na žíhací teplotě a zaznamenat do grafu.

Tabulka 3: Naměřené hodnoty absorbované energie a její směrodatné odchylky

Austenitizační teplota [°C]	Teplota žíhání [°C]	Doba žíhání [h]	Absorbovaná energie [J]	Směrodatná odchylka
1200	kalený	-	85,1	14,10
	200	100	74,7	0,50
	300		60,3	4,45
	400		63,7	5,40
	500		57,2	6,59
	600		123,6	22,90



Graf 1: Závislost absorbované energie na žíhací teplotě a její směrodatné odchylky

V grafu 1 je patrná změna absorbované energie s teplotou žíhání. Zakalený materiál vykazuje hodnotu absorbované energie 85 J. Hodnoty absorbované energie mírně klesají pro teploty 200 °C a 300 °C. Očekávaný nárůst houževnatosti od teploty 400 °C je přerušen výrazným poklesem absorbované energie (57 J) při teplotě 500 °C. Tato hodnota je rovněž nejnižší, v daném intervalu teplot. Výraznější změna absorbované energie oproti zakalenému stavu nastává při žíhací teplotě 600 °C a je možné předpokládat další růst s rostoucí teplotou.

Pokud by došlo k přednostnímu vylučování karbidické fáze po hranicích zrn je teplotní rozmezí (300 – 500) °C potenciálně nebezpečné pro výskyt efektu popouštěcí křehkosti.

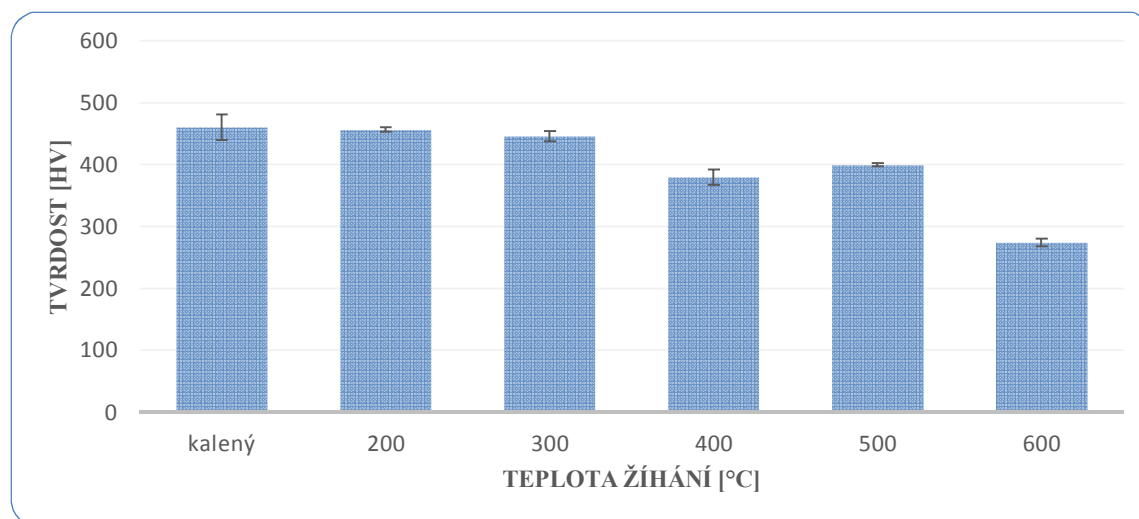
4.5.2 Vyhodnocení tvrdosti

Vyhodnocení tvrdosti probíhalo na tvrdoměru LECO V-100C se zatěžující silou do 500 N, měření proběhlo při zatížení 30 kg a době zatěžování 10 sekund. Na každém vzorku bylo provedeno 5 vpichů, z nich byla určena průměrná hodnota tvrdosti a směrodatná odchylka. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v tabulce 4.

Tabulka 4: Naměřené hodnoty tvrdosti a jejich směrodatných odchylek

Austenitizační teplota [°C]	Teplota žhání [h]	Doba žhání [h]	Tvrdost HV	Směrodatná odchylka
1200	kalený	-	460	21
	200	100	457	3
	300		446	8
	400		380	12
	500		399	3
	600		274	6

Z naměřených hodnot lze posoudit změny tvrdosti a k jakým dochází strukturním změnám během žhání.



Graf 2: Závislost tvrdosti na žhací teplotě

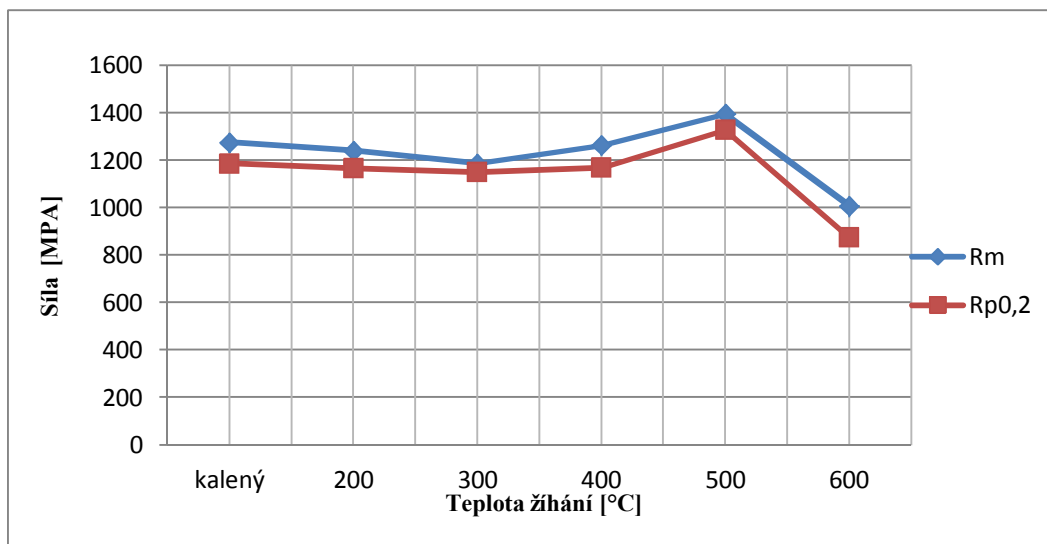
V grafu 2 je patrné, že největší tvrdost má zakalená martenzitická struktura. U žhání při teplotě 200 °C a 300 °C tvrdost nepatrně klesá a dochází k uvolňování uhlíku z martenzitu za současné precipitace pravděpodobně karbidů M_2C . U teploty 400 °C je pokles tvrdosti výraznější doprovázený mírným nárůstem houževnatosti (graf 1). Při teplotě 500 °C dochází opět ke zvýšení tvrdosti, což je pravděpodobně způsobeno výrazným příspěvkem zpevnění precipitací karbidů legujících prvků (Cr, Mo, V, W), při současném úplném rozpadu martenzitu. Současně byla zaznamenána i nejnižší hodnota absorbované energie (graf 1). Nejnižší tvrdost byla naměřena při teplotě 600 °C, kdy se struktura mění na sorbitickou. Dochází ke snížení pevnosti a tvrdosti, ale je vytvořen vhodný poměr pevností a houževnatostí, která již při této teplotě výrazně roste (graf 1).

4.5.3 Vyhodnocení zkoušky tahem

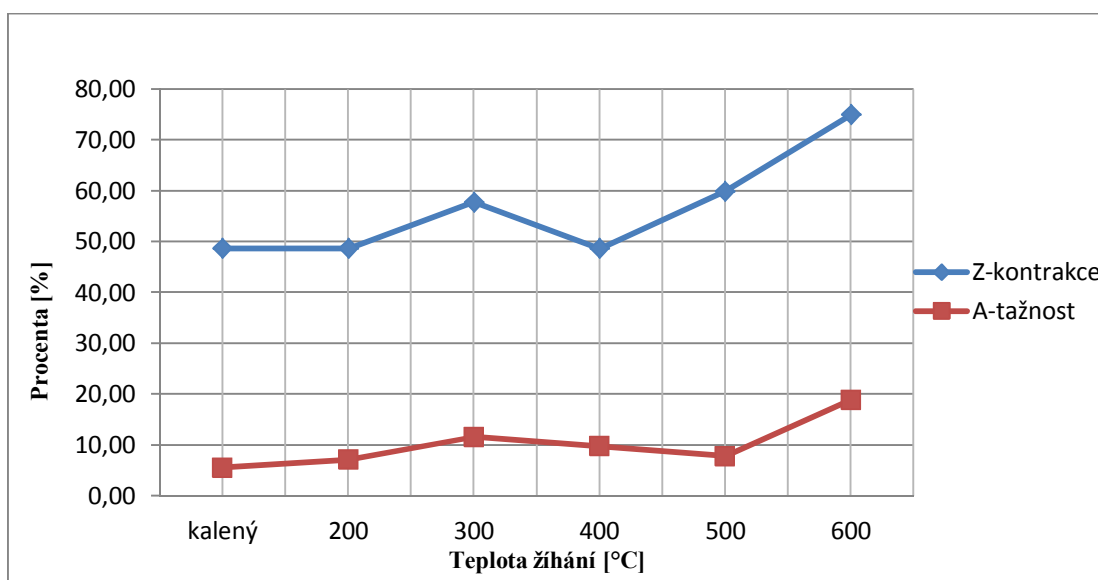
V tabulce 5 jsou uvedeny hodnoty z tahové zkoušky, ze kterých byly vyhodnoceny mez pevnosti, mez kluzu a stanoveny tažnost a kontrakce. Pro větší přehlednost jsou hodnoty zobrazeny v grafu 3 a 4. Z průběhu pevnosti a meze kluzu, kde je patrný výrazný nárůst při teplotě 500 °C lze spolu s nárůstem tvrdosti a poklesem houževnatosti předpokládat největší riziko zkřehnutí právě při této teplotě. Při teplotě žhání 300 °C je patrný největší poměr $R_{p0,2} / R_m = 0,97$.

Tabulka 5: Naměřené a vypočítané hodnoty z tahové zkoušky

Austenitizační teplota [°C]	Teplota žhání [°C]	Doba žhání [h]	R _m [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	S ₀ [mm ²]	S ₁ [mm ²]	L ₀ [mm]	L ₁ [mm]	A [%]	Z [%]
1200	kalený	-	1274,9	1185,1	28,274	14,51	45	47,5	5,56	48,68
	200	100	1239,2	1164,6		14,51		48,2	7,11	48,68
	300		1185,5	1148,8		11,94		50,2	11,56	57,77
	400		1262,8	1167,4		14,51		49,4	9,78	48,68
	500		1394,5	1327,5		11,34		48,5	7,78	59,89
	600		1007,6	874,2		7,07		53,5	18,89	74,99



Graf 3: Závislost meze pevnosti a meze kluzu na žhací teplotě

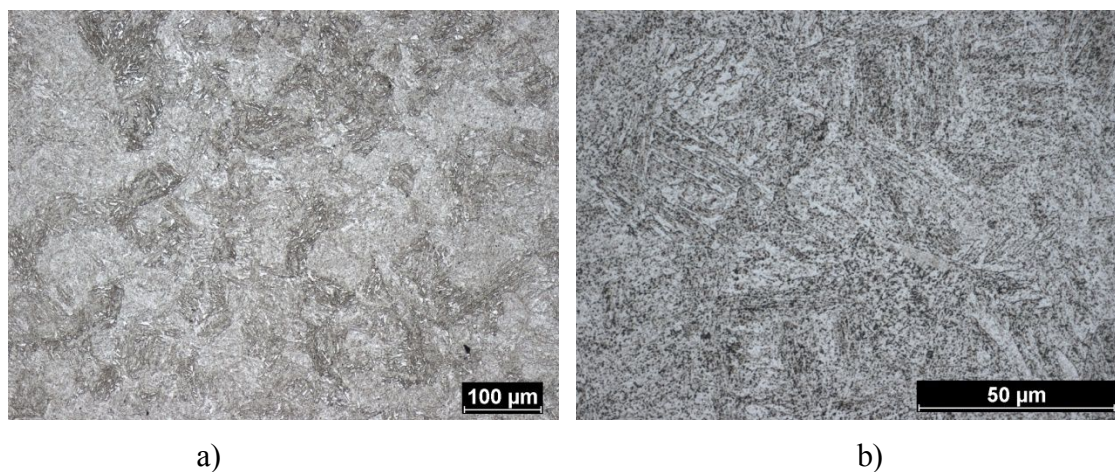


Graf 4: Závislost tažnosti a kontrakce na žhací teplotě

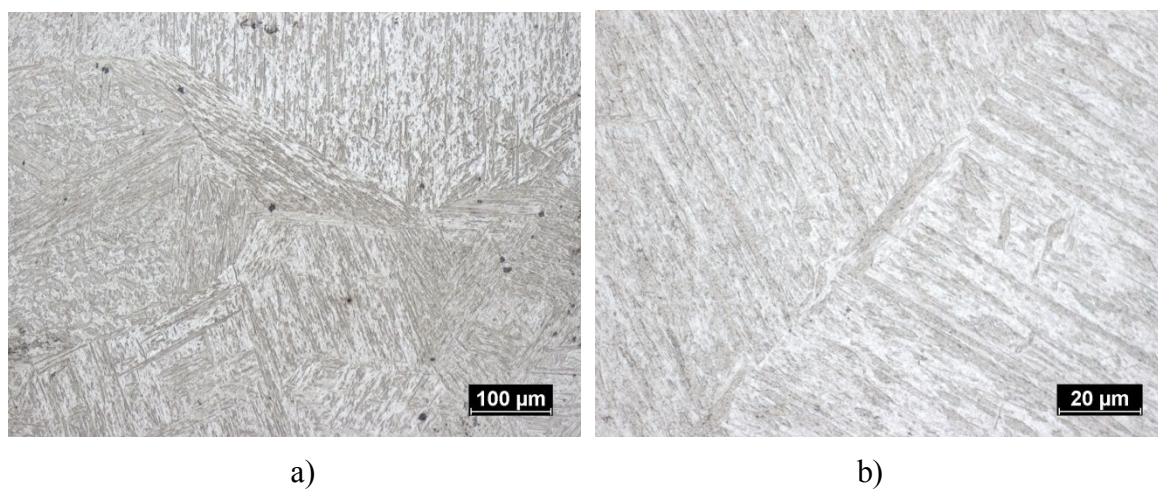
4.5.4 Metalografické a fraktografické vyhodnocení

Účelem tohoto hodnocení je analyzovat změny v mikrostruktuře po různých režimech zpracování baintické oceli 22CrMoNiWV8-8. Změny byly pozorovány v morfologii, mikrostruktuře a lokaci karbidických fází. Následně byly také zdokumentovány lomové plochy vzorků po zkoušce rázem v ohybu.

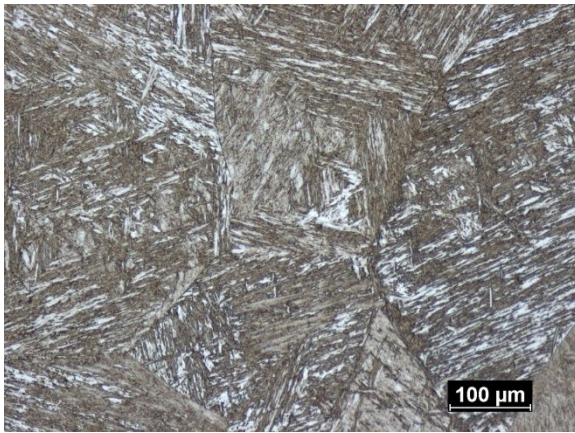
Vyhodnocení strukturních změn, změn v morfologii a karbidických fází:



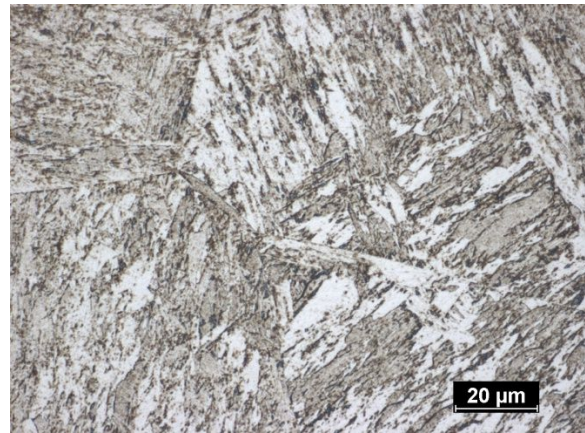
Obr. 11: Struktura výchozího materiálu před tepelným zpracováním, originální zvětšení a) 100×, b) 500×



Obr. 12: Struktura po tepelném zpracování: Kaleno z 1200 °C do oleje, originální zvětšení a) 100×, b) 500×

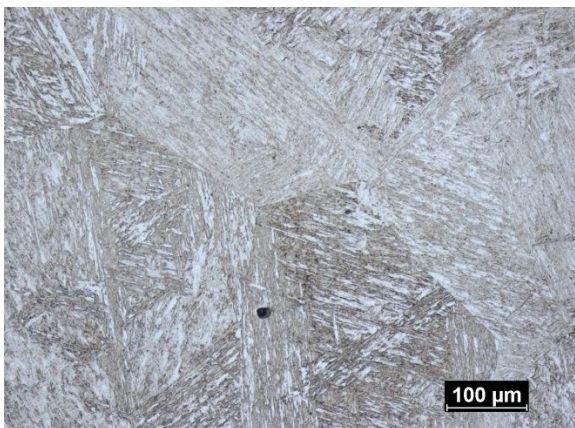


a)

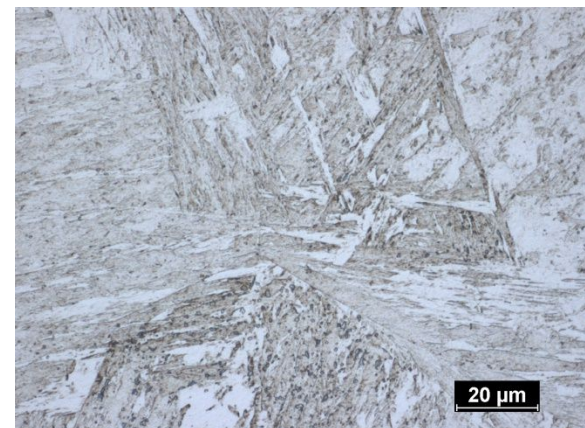


b)

Obr. 13: Struktura po tepelném zpracování: Kaleno z 1200 °C do oleje, teplota žihání 200 °C, originální zvětšení a) 100×, b) 500×

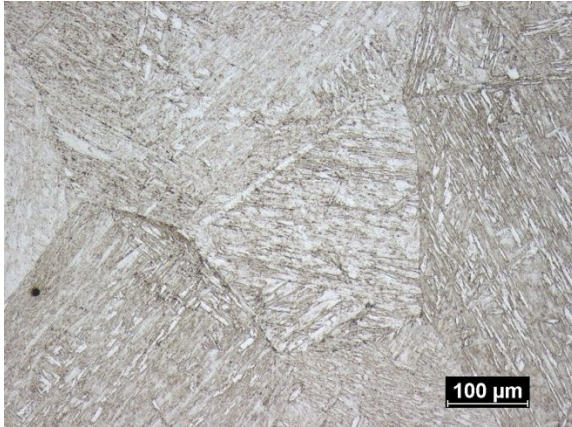


a)

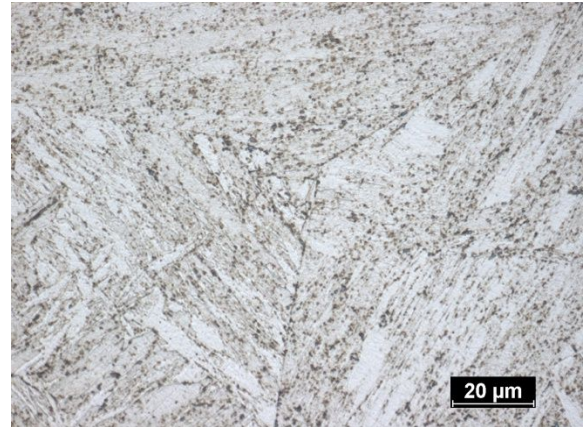


b)

Obr. 14: Struktura po tepelném zpracování: Kaleno z 1200 °C do oleje, teplota žihání 300 °C, originální zvětšení a) 100×, b) 500×

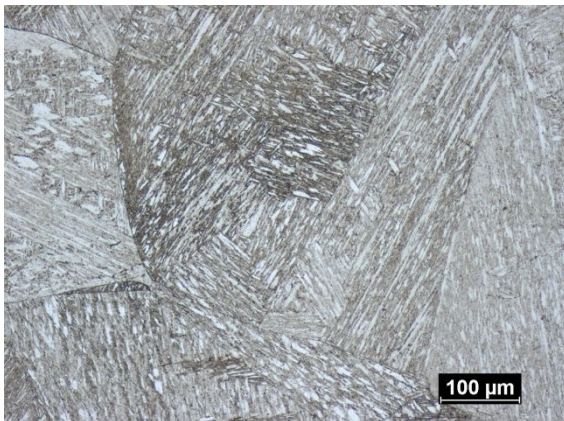


a)

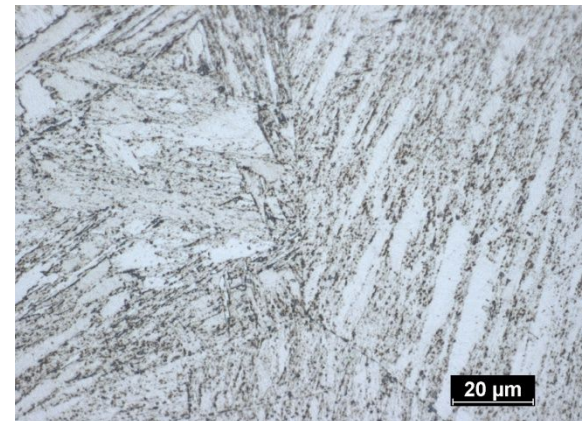


b)

Obr. 15: Struktura po tepelném zpracování: Kaleno z 1200 °C do oleje, teplota žhání 400 °C, originální zvětšení a) 100×, b) 500×

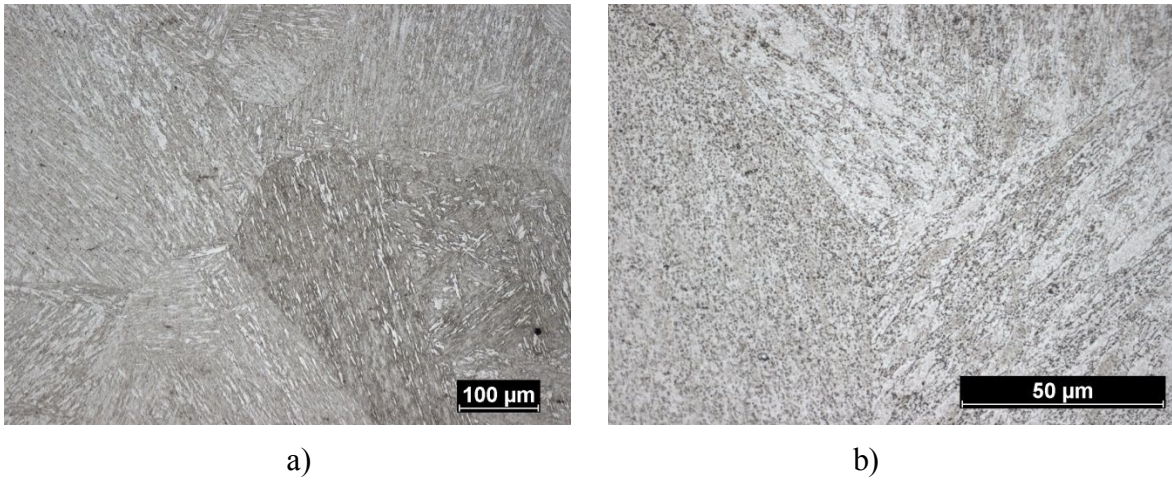


a)



b)

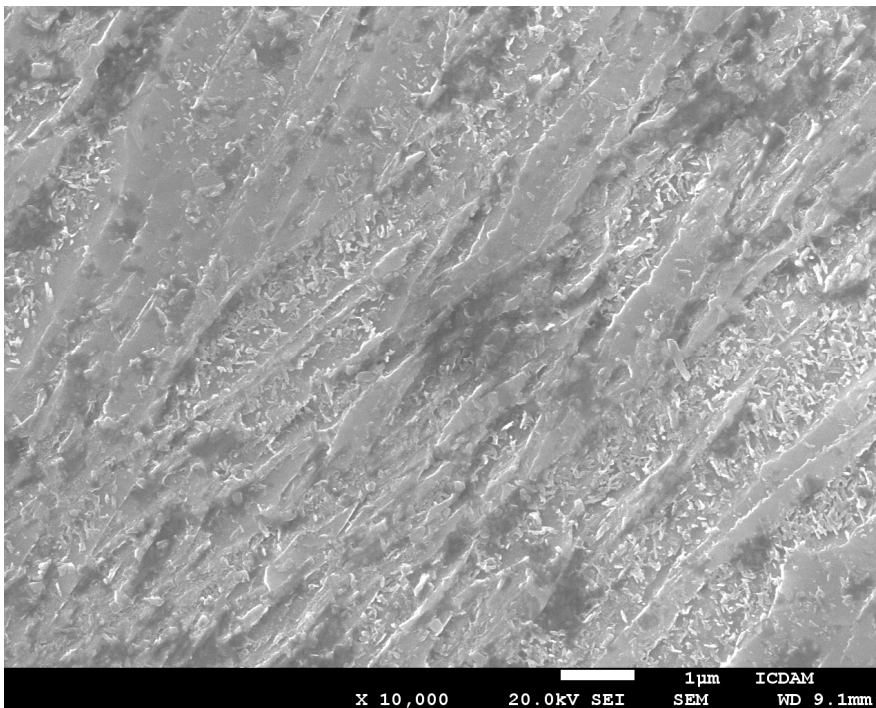
Obr. 16: Struktura po tepelném zpracování: Kaleno z 1200 °C do oleje, teplota žhání 500 °C, originální zvětšení a) 100×, b) 500×



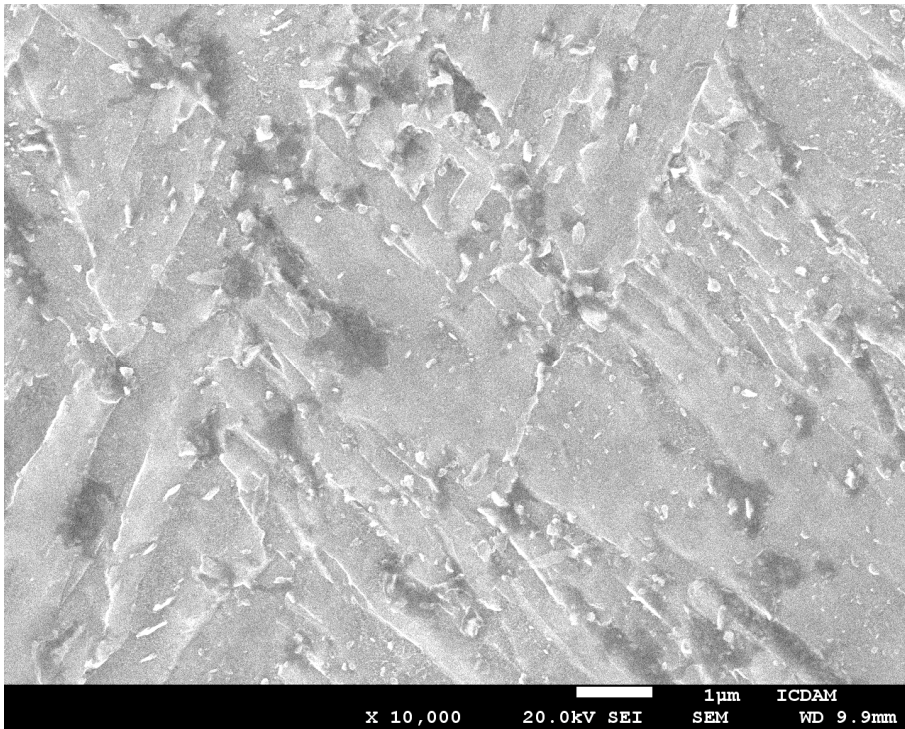
Obr. 17: Struktura po tepelném zpracování: Kaleno z 1200 °C do oleje, teplota žihání 600 °C, originální zvětšení a) 100×, b) 500×

Detailní zobrazení struktury:

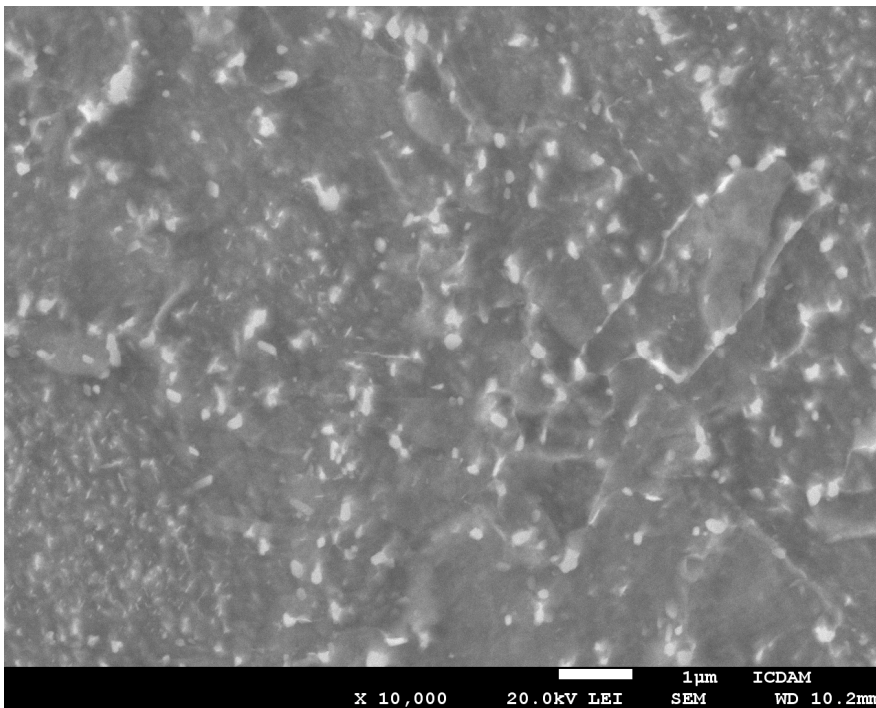
Pro detailnější zobrazení struktury byl použit elektronový mikroskop JOEL JSM 7600F (SEM) na kterém byly pořízeny fotografie ze vzorku výchozího materiálu, lomových ploch a vzorky při teplotách žihání 200 °C, 500 °C a 600 °C.



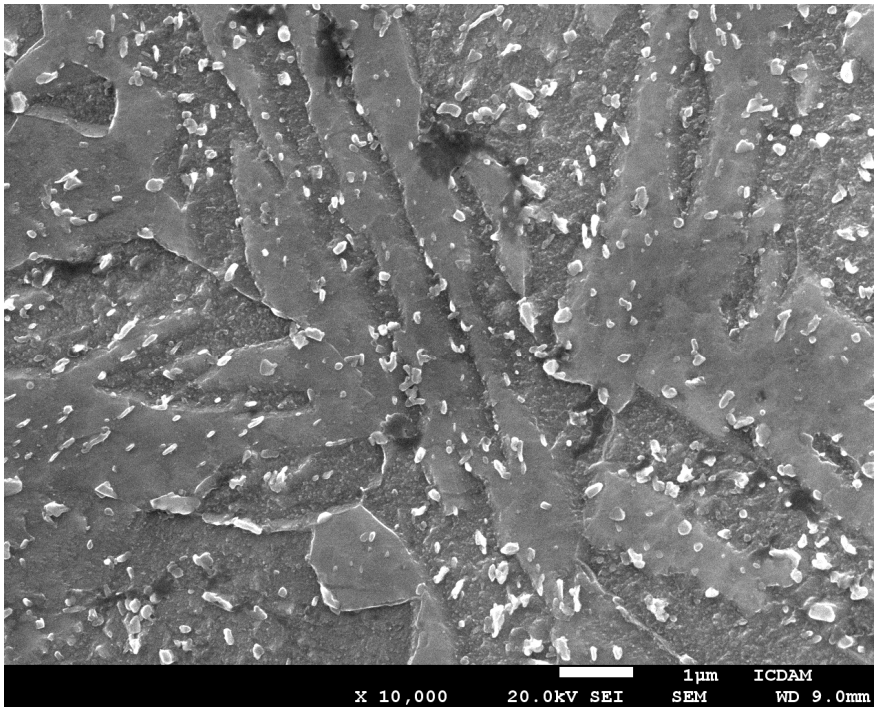
Obr. 18: Mikrostruktura oceli žihané při 200 °C, SEM



Obr. 19: Mikrostruktura oceli žíhané při 500 °C, SEM



Obr. 20: Mikrostruktura oceli žíhané při 600 °C, SEM



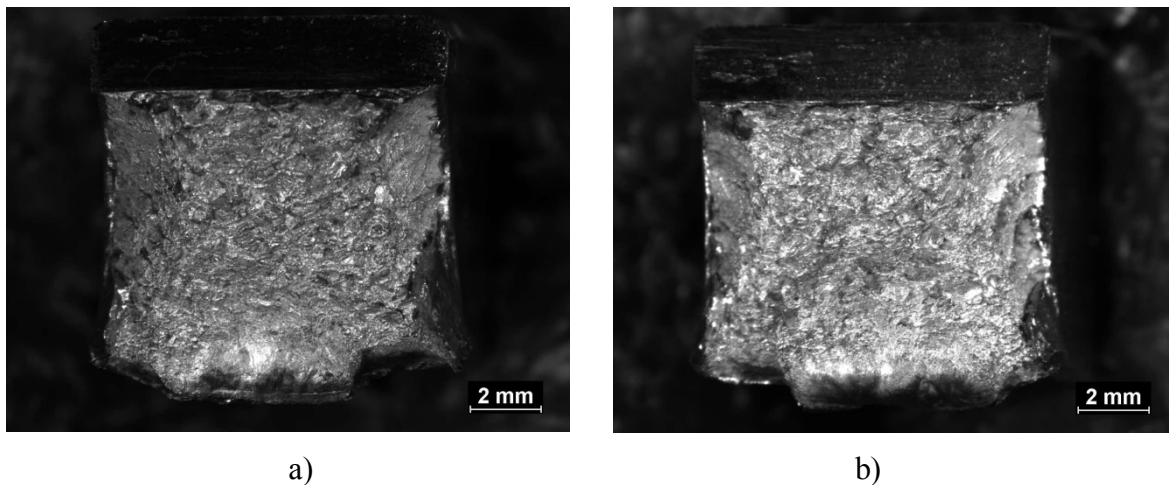
Obr. 21: Mikrostruktura výchozího materiálu před tepelným zpracováním, SEM

Po zakalení z teploty 1200 °C je struktura tvořena martenzitem, případně bainitem. Na obrázku 12 a) a b) jsou patrné dlouhé martenzitické jehlice. Při teplotě žhání 200 °C dochází k popuštění martenzitu a jemné precipitaci tyčkových karbidů na hranicích uvnitř i podél feritických jehlic.

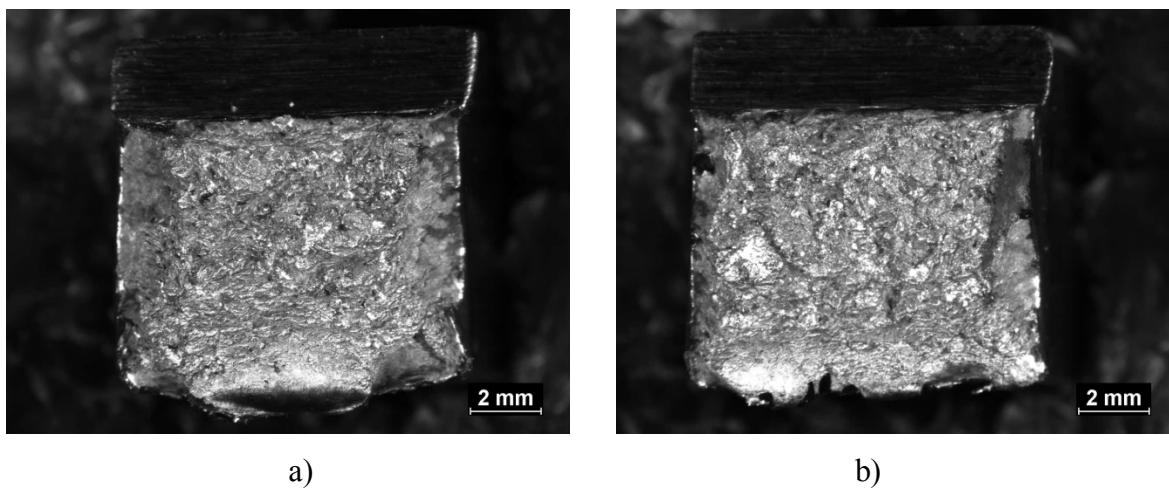
Při žhací teplotě 300 °C vzrůstá podíl precipitujících částic popouštěného martenzitu, rovněž se částice vyskytují po hranicích původních austenitických zrn. U teploty 400 °C má již struktura charakter bainitu a dochází ke koagulaci vyloučeného precipitátu. Při teplotě 500 °C precipitát mírně hrubne a vytváří se typická sorbitická struktura, k vylučování precipitátu dochází intenzivněji i po hranicích zrn. Za teploty 600 °C je precipitát převážně globulárního tvaru vyloučený rovnoměrně v celém objemu materiálu. Pro porovnání je na obr. 21 uvedena bainitická mikrostruktura výchozího polotovaru (před laboratorním zpracováním)

Vyhodnocení fraktografických snímků:

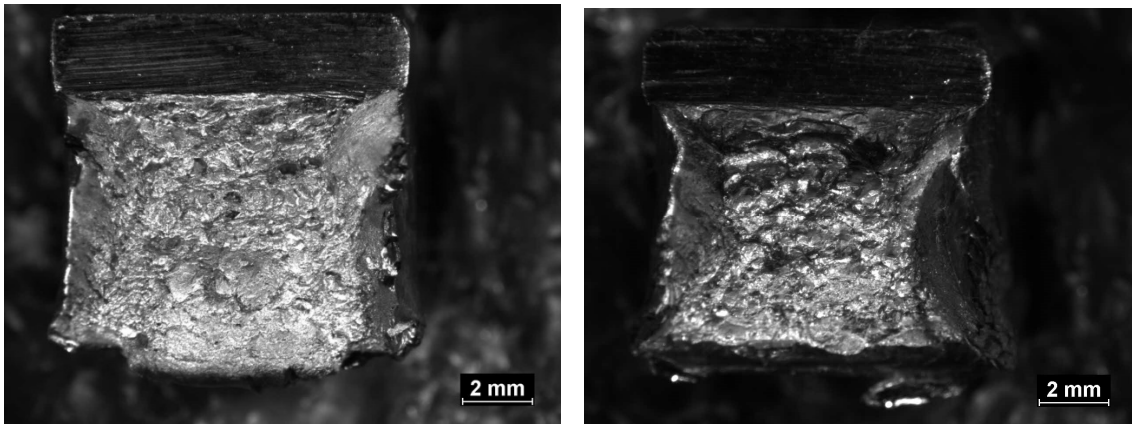
Snímky lomových ploch jsou pozorovány na stereomikroskopu a porovnány s absorbovanou energií potřebné na přeražení vzorku.



Obr. 22: Vzhled lomové plochy vzorku a) zakaleného z teploty 1200 °C, b) žíhaného za teploty 200 °C. Absorbovaná energie potřebná pro přeražení vzorku: a) 85,1 J, b) 74,7J



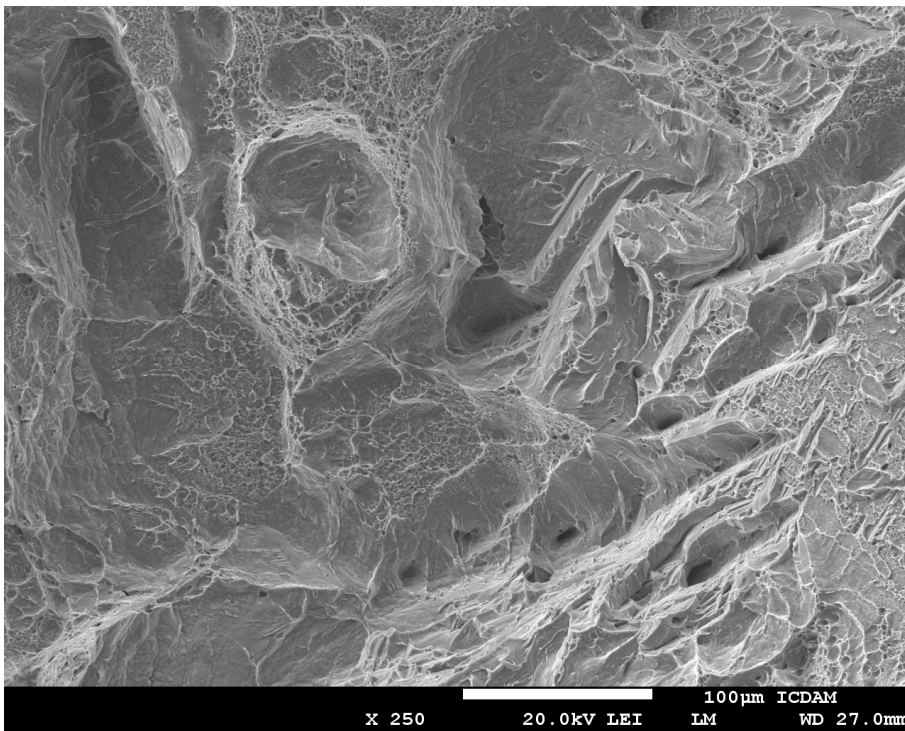
Obr. 23: Vzhled lomové plochy vzorku žíhaného za teploty a) 300 °C a b) 400 °C. Absorbovaná energie potřebná pro přeražení vzorku: a) 60,3 J, b) 63,7 J



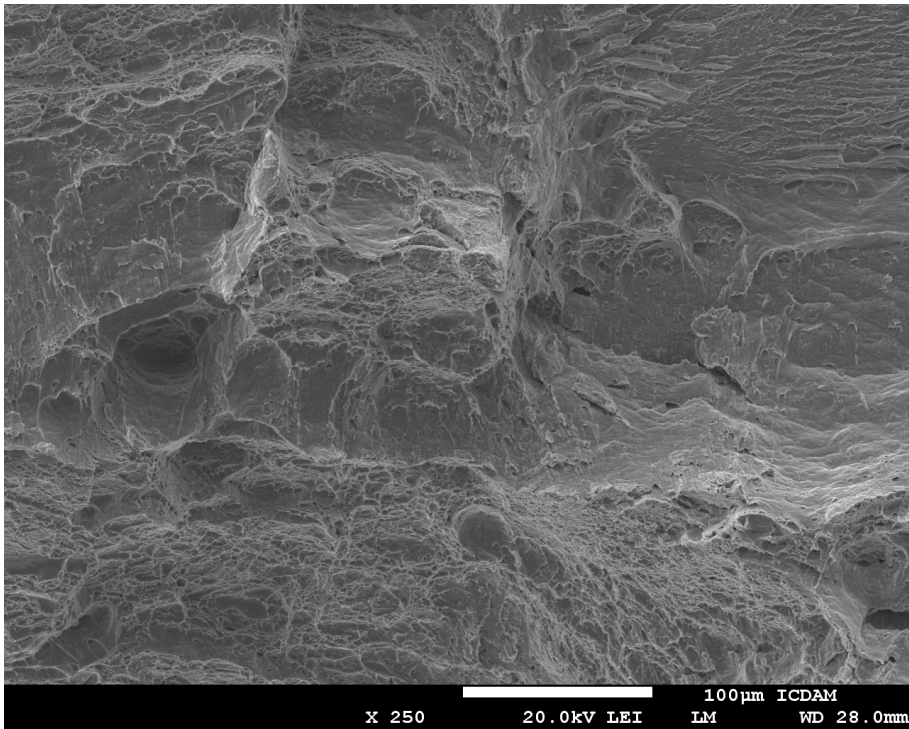
a)

b)

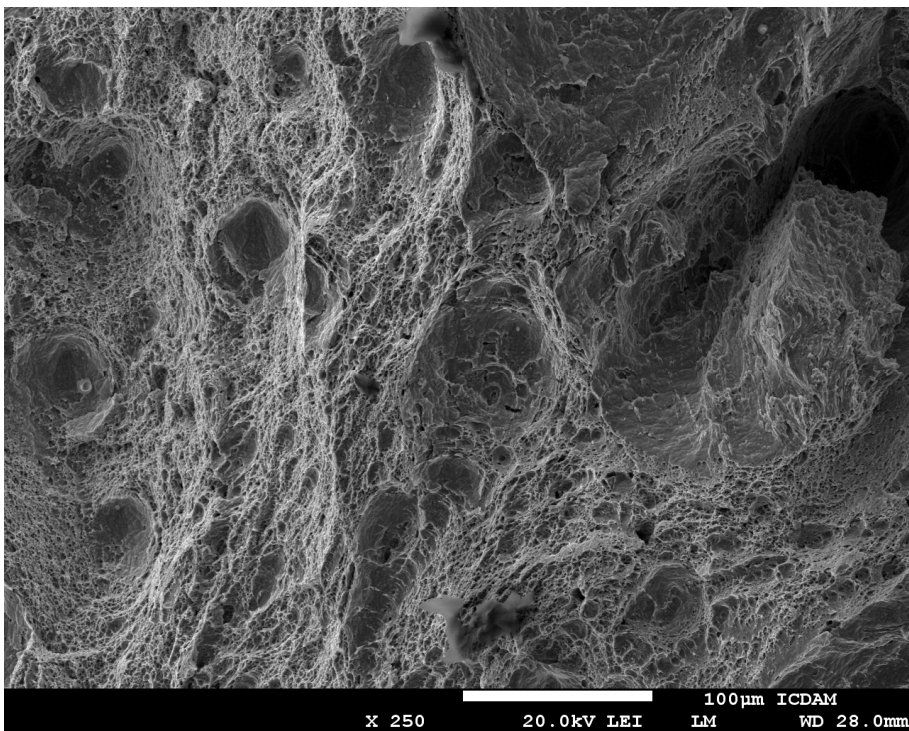
Obr. 24: Vzhled lomové plochy vzorku žíhaného za teploty a) 500 °C a b) 600 °C. Absorbovaná energie potřebná pro přeražení vzorku: a) 57,2 J, b) 123,6 J



Obr. 25: Mikrostruktura lomové plochy žíhané při teplotě 200 °C, SEM



Obr. 26: Mikrostruktura lomové plochy žíhané při teplotě 500 °C, SEM



Obr. 27: Mikrostruktura lomové plochy žíhané při teplotě 600 °C, SEM

Lomové plochy vzorků ve všech stavech zpracování vykazují smíšený lom. Z makropohledu jsou lomové plochy až do teploty 500 °C bez výrazných odlišností (obr. 22a – 24a). U teploty 600 °C je patrný nárůst plastické deformace a podílu houževnatého lomu (obr. 24b).

Při detailní analýze lomové plochy elektronovým mikroskopem jsou patrné oblasti tvárného porušení a převládajícího transkrystalického štěpného porušení (obr. 25, 26). Interkrystalické štěpení se vyskytuje lokálně a to převážně po martenzitických jehlicích nebo deskách. Interkrystalický lom po hranicích původních zrn byl pozorován pouze ojediněle. S rostoucí teplotou žíhání roste i podíl tvárného porušení, které při teplotě 600 °C činí cca 75 % (obr. 27).

5. Závěr

Provedené laboratorní tepelné zpracování vzorků a následná analýza vybraných mechanických vlastností a mikrostruktury oceli 22CrMoNiWW8-8 prokazují po zakalení a následném žíhání v rozsahu teplot (200 - 600) °C po dobu 100 hodin následující změny.

V zakaleném stavu má ocel martenzitickou, případně bainitickou mikrostrukturu, tvrdost 460 HV, $R_m = 1275$ MPa, $R_{p0,2} = 1185$ MPa a KV= 85 J.

Žíhání vede s rostoucí teplotou k mírnému poklesu tvrdosti, pevnosti, meze kluzu a současně ke značnému poklesu absorbované energie. Při teplotě žíhání 300 °C je patrný největší poměr $R_{p0,2} / R_m = 0,97$. Současně byla dosažena druhá nejnižší hodnota absorbované energie 60,3 J. Při teplotě 500 °C byla zaznamenána absolutně nejnižší hodnota absorbované energie 57,2 J, za současného nárůstu pevnostních hodnot na maximum ($R_m = 1395$ MPa, $R_{p0,2} = 1328$ MPa) a opětovného lokálního růstu tvrdosti o cca 20 HV.

Lomové plochy vykazují smíšený charakter lomu. V oblasti teplot 200 – 500 °C převládá trankrystalické štěpné porušení doprovázené lokálním výskytem interkrystalického lomu. Při vyšších teplotách převládá tvárné porušení.

Mikrostruktury vzorků odpovídají provedenému zpracování. Martenzitit během žíhání snižuje obsah uhlíku za současné precipitace karbidu železa a při vyšších teplotách i legujících prvků. Karbidy dekorují hranice martenzitických a bainitických jehlic, od teploty 300 °C precipitace probíhá i po hranicích původních austenitických zrn. Za teploty 500 °C se precipitace zintenzivňuje. Teplota 600 °C již vede k postupnému zanikání jehlicovitého charakteru feritu a je patrný jemný, poměrně rovnoměrně rozložený, převážně globulární precipitát. Pro detailnější analýzu velikosti, rozložení a typu precipitátu by bylo třeba použít transmisní elektronovou mikroskopii.

Snížení houževnatosti bylo prokázáno v oblasti teplot (300 – 500) °C. Možné nebezpečí zkřehnutí materiálu při dlouhodobých výdržích bylo prokázáno při teplotě 500 °C, kdy

bylo dosaženo nejnižší absorbované energie a současně nejvyšších hodnot mechanických vlastností.

Při zpracování velkých výkovků by měla být pozornost věnována co nejkratším prodlevám zejména v okolí teploty 500 °C.

6. Použitá literatura

- [1] **VODÁREK, V.:** *Fázové přeměny*. [online]. Studijní opora. VŠB- TU, Ostrava, 2013. ISBN 978-80-248-3376-7. Dostupné z http://katedry.fimmi.vsb.cz/Modin_Animace/Opory/03_Materialov%C3%A9_inzenyrstvi/04_Fazove_premeny/Vodarek_Fazove_premeny.pdf
- [2] **MACEK, K., ZUNA, P. a kolektiv:** *Strojírenské materiály*. Vydavatelství ČVUT, Praha, 2003. ISBN 80-01-02789-8.
- [3] **GREGOR, M.:** *Tepelné zpracování ručních utahovacích nástrojů*. [online]. Bakalářská práce. VUT, Brno, 2012, 10s. Dostupné z http://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=54341
- [4] **PTÁČEK, L. a kolektiv:** *Nauka o materiálu II*. Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., Brno, 2002. ISBN 80-7204-248-3.
- [5] **Driml, B.:** *Tepelné zpracování kovových materiálů*. [online]. Dostupné z <http://www.elitalycea.wz.cz/files/tep/tep20.pdf>
- [6] **HOTAŘ, A.:** *Teorie tepelného zpracování a zkoušení materiálů*. [online]. Přednášky. TUL, Liberec. Dostupné z http://www.techno-mat.cz/data/katedry/kmt/KMT_TZZ_PR_01_CZE_Hotar_Fazove_premeny_I.pdf
- [7] **KŘÍŽ, A.:** *Rozpad austenitu*, [online]. Přednášky, Strojírenské materiály- tepelné zpracování, ZČU, Plzeň, 2009. Dostupné z http://www.ateam.zcu.cz/download/Tepelne%20zpracovani%2009_10.pdf
- [8] **LEMFELD, J., JECH, J., PARMA, A.:** *Nauka o materiálu pro 1. a 2. ročník OU a UŠ hutnických*. Praha, 1979.
- [9] **SKÁLOVÁ, J., KOUTSKÝ, J., MOTYČKA, V.:** *Nauka o materiálech*. Západočeská univerzita, Plzeň, 2003.

- [10] **KRAUS, V.:** *Tepelné zpracování a slinování*. 2. vydání. ZČU, Plzeň, 1999. 274 s. ISBN 80-708-2582-0.
- [11] **JETMAR, T.:** *Příčiny hrubozrnnosti a interkrystalického oslabení v podpovrchové vrstvě elektrárenských rotorů z oceli 3,5Ni 1,5Cr*. Diplomová práce. ČVUT, Praha, 2012, 25s.
- [12] **JANOVEC, Jiří, MACEK, Karel a ZUNA, Petr.:** *Fyzikální metalurgie*. ČVUT, Praha, 2008. ISBN 978-80-01-02935-0.
- [13] **GREGER, M.:** *Studijní opora: Kování*. [online]. Vysoká Škola Báňská- Technická univerzita, Ostrava, 2008. Dostupné z <http://www.fmfi.vsb.cz/export/sites/fmfi/cs/studium-a-vyuka/studijni-opory/633-Greger-Kovani.pdf>
- [14] **CEJP, J.:** *Technické zkoušení materiálů*. 5. přednáška- Zkoušení odolnosti proti křehkému porušení. ČVUT, Praha, 2015.
- [15] **ASHBY, M.F.-JONES, D.R.H.:** *Engineering Materials 1*. Oxford, Pergamon-Elsevier Sci. Ltd. 1994