

VŠB - Technická universita Ostrava

Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství

Katedra materiálového inženýrství

Vlastnosti granulárního bainitu a jeho řízené ovládání

Granular bainite properties and its control

Student:

Petra Machýčková

Vedoucí bakalářské práce:

prof. Ing. Eva Mazancová, CSc.

Ostrava 2011

Zadání bakalářské práce

Student: **Petra Machýčková**
Studijní program: B3923 Materiálové inženýrství
Studijní obor: 3911R030 Technické materiály
Téma: **Vlastnosti granulárního bainitu a jeho ovládní**
Granular bainite properties and its control

Zásady pro vypracování:

1. Úvod
2. Charakteristiky granulárního bainitu
3. Metalografické hodnocení granulárního bainitu
4. Závěr

Seznam doporučené odborné literatury:


- [1] MAZANCOVÁ, E.: Strukturně metalurgické charakteristiky vybraných typů rozpadu austenitu. Habilitační práce, VŠB-TU Ostrava, 2002, s. 106.
- [2] MAZANCOVÁ, E., FRIEDRICH, Z.: Technické materiály I-kovové materiály, Studijní opory, VŠB-TU Ostrava, 2010, s.144.
- [3] WANG, S.CH., YANG, J.R.: Mater. Sci. Eng., A154, 1992, s. 43-45.

Formální náležitosti a rozsah bakalářské práce stanoví pokyny pro vypracování zveřejněné na webových stránkách fakulty.

Vedoucí bakalářské práce: **prof. Ing. Eva Mazancová, CSc.**

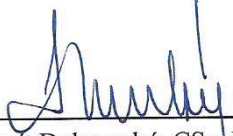
Datum zadání: 30.11.2010

Datum odevzdání: 25.05.2011



prof. Ing. Zdeněk Jonšta, CSc.
vedoucí katedry





prof. Ing. Ludovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.
děkan fakulty

Zásady pro vypracování bakalářské práce

I.

Bakalářskou prací (dále jen BP) se ověřují vědomosti a dovednosti, které student získal během studia, a jeho schopnosti využívat je při řešení teoretických i praktických problémů.

II.

Uspořádání bakalářské práce:

- | | |
|--|------------------------------|
| 1. Titulní list + zásady pro vypracování BP | 5. Textová část BP |
| 2. Prohlášení + místopřísežné prohlášení | 6. Seznam použité literatury |
| 3. Abstrakt + klíčová slova česky a anglicky | 7. Přílohy |
| 4. Obsah BP | |

ad 1) Titulním listem je originál zadání BP, který student obdrží na své oborové katedře. Za titulním listem následují tyto „Zásady pro vypracování bakalářské práce“.

ad 2) Prohlášení + místopřísežné prohlášení napsané na zvláštním listě (student jej obdrží na své oborové katedře) a vlastnoručně podepsané studentem s uvedením data odevzdání BP. *V případě, že BP vychází ze spolupráce s jinými právníky a fyzickými osobami a obsahuje citlivé údaje, je na zvláštním listě vloženo prohlášení spolupracující právnícké nebo fyzické osoby o souhlasu se zveřejněním BP.*

ad 3) Abstrakt a klíčová slova jsou uvedena na zvláštním listě česky a anglicky v rozsahu max. 1 strany pro obě jazykové verze.

ad 4) Obsah BP se uvádí na zvláštním listě. Zahrnuje názvy všech očíslovaných kapitol, podkapitol a statí textové části BP, odkaz na seznam příloh a seznam použité literatury, s uvedením příslušné stránky. Předpokládá se desetinné číslování.

ad 5)

Textová část BP obvykle zahrnuje:

- Úvod, obsahující charakteristiku řešeného problému a cíle jeho řešení v souladu se zadáním BP;
- Vlastní rozpracování BP (včetně obrázků, tabulek, výpočtů) s dílčími závěry, vhodně členěné do kapitol a podkapitol podle povahy problému;
- Závěr, obsahující celkové hodnocení výsledků BP z hlediska stanoveného zadání.

BP nemusí obsahovat experimentální (aplikační) část.

BP bude zpracována v rozsahu min. 25 stran (včetně obsahu a seznamu použité literatury).

Text musí být napsán vhodným textovým editorem počítače po jedné straně bílého nelesklého papíru formátu A4 při respektování následující **doporučené** úpravy - písmo Times New Roman (nebo podobné) 12b; řádkování 1,5; okraje – horní, dolní – 2,5 cm, levý – 3 cm, pravý 2 cm. Fotografie, schémata, obrázky, tabulky musí být očíslovány a musí na ně být v textu poukázáno. Budou zařazeny průběžně v textu, pouze je-li to nezbytně nutné, jako přílohy (viz ad 7).

Odborná terminologie práce musí odpovídat platným normám. Všechny výpočty musí být přehledně uspořádány tak, aby každý odborník byl schopen přezkoušet jejich správnost. U

vzorců, údajů a hodnot převzatých z odborné literatury nebo z praxe musí být uveden jejich pramen - u literatury citován číselným odkazem (v hranatých závorkách) na seznam použité literatury.

Nedostatky ve způsobu vyjadřování, nedostatky gramatické, neopravené chyby v textu mohou snížit klasifikaci práce.

ad 6) BP bude obsahovat alespoň 10 literárních odkazů, z toho nejméně 3 v některém ze světových jazyků.

Seznam použité literatury se píše na zvláštním listě. **Citaci literatury je nutno uvádět důsledně v souladu s ČSN ISO 690.** Na práce uvedené v seznamu použité literatury musí být uveden odkaz v textu BP.

ad 7) Přílohy budou obsahovat jen ty části (speciální výpočty, zdrojové texty programů aj.), které nelze vhodně včlenit do vlastní textové části, např. z důvodu ztráty srozumitelnosti.

III.

Bakalářskou práci student odevzdá ve dvou knihařsky svázaných vyhotoveních, pokud katedra garantující studijní obor neurčí jiný počet. Vnější desky budou označeny takto:

nahore: *Vysoká škola báňská - Technická univerzita Ostrava*
Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství
Katedra

uprostřed: *BAKALÁŘSKÁ PRÁCE*


dole: *Rok* *Jméno a příjmení*

Kromě těchto dvou knihařsky svázaných výtisků odevzdá student kompletní práci také v elektronické formě do IS EDISON včetně abstraktu a klíčových slov v češtině a angličtině.

IV.

Bakalářská práce, která neodpovídá těmto zásadám, nemůže být přijata k obhajobě. Tyto zásady jsou závazné pro studenty všech studijních programů a forem bakalářského studia fakulty metalurgie a materiálového inženýrství Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava od akademického roku 2009/2010.

Ostrava 30. 11. 2009


Prof. Ing. Eudovít Dobrovský, CSc., Dr.h.c.
děkan fakulty metalurgie a materiálového inženýrství
VŠB-TU Ostrava

ZASADY.DOC

Prohlášení

Prohlašuji, že

- Jsem byla seznámena s tím, že na moji bakalářskou práci se plně vztahuje zákon č. 121/2000 Sb. – autorský zákon, zejména §35 – užití díla v rámci občanských a náboženských obřadů, v rámci školních představení a užití díla školního (§60 – školní dílo);
- Beru na vědomí, že Vysoká škola báňská - Technická universita Ostrava (dále jen VŠB – TUO) má právo nevýdělečně ke své vnitřní potřebě bakalářskou práci užít (§35 odst. 3);
- Souhlasím s tím, že bakalářská práce bude archivována v elektronické formě v databázi Ústřední knihovny VŠB – TUO a jeden výtisk bude uložen u vedoucího bakalářské práce. Souhlasím s tím, že údaje o bakalářské práci budou zveřejněny v informačním systému VŠB – TUO;
- Bylo sjednáno, že s VŠB – TUO, v případě zájmu z její strany, uzavřu licenční smlouvu s oprávněním užít dílo v rozsahu §12 odst. 4 autorského zákona;
- Bylo sjednáno, že užít své dílo – bakalářskou práci nebo poskytnout licenci k jejímu využití mohu jen se souhlasem VŠB – TUO, která je oprávněna v takovém případě ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které byly VŠB – TUO na vytvoření díla vynaloženy (až do jejich skutečné výše);
- Beru na vědomí, že odevzdáním své bakalářské práce souhlasím s jejím zveřejněním podle zákona č. 111/1998 Sb., o vysokých školách a o změně a doplnění dalších zákonů (Zákon o vysokých školách) bez ohledu na výsledek její obhajoby.

Místopřistíženě prohlašuji, že jsem celou bakalářskou práci vypracovala samostatně.

V Ostravě... 24.5.2011

..... Petra Machyčková

Podpis (jméno a příjmení studenta)

Abstrakt

Bakalářská práce „Vlastnosti granulárního bainitu a jeho řízené ovládní“ se zabývá problematikou konstrukčních ocelí s bainitickou strukturou. Teoretická část podává informace o metalurgických a mechanických vlastnostech bainitických oceli zejména pak s granulárním bainitem. Dále se zabývá podmínkami vzniku granulárního bainitu a s tím spojené nukleace M/A složky v podmínkách kontinuálního rozpadu austenitu. V praktické části jsou stanoveny základní mechanické a metalurgické vlastnosti nízkouhlíkové oceli včetně vlivu tepelného zpracování na M/A složku.

Klíčová slova:

Granulární bainit, M/A složka, martenzit,

Abstract

The Bachelor thesis, „Granular bainite properties and its control“ deals with problems of structural steels with bainite structure. The theoretical part gives information about metallurgical and mechanical properties of bainitic steels especially with granular bainite. It also deals with conditions of granular bainite formation and the associated M/A constituent nucleation under conditions of continuous austenite transformation. In practical part the basic mechanical and metallurgical properties of low carbon steels are determined, including heat treatment influence on the M/A constituent.

Keywords:

Granular bainite, M/A constituent, martensite

Obsah

1	Seznam použitých značek	8
2	Úvod.....	9
3	Charakteristiky granulárního bainitu.....	10
3.1	Mechanicko-metalurgické chování bainitických ocelí	10
3.2	Materiálově inženýrské parametry bainitické fázové přeměny	11
3.2.1	Charakteristika bainitických mikrostruktur vzniklých v podmínkách kontinuálního rozpadu austenitu	12
3.3	Porovnání dosahovaného souboru mechanicko – metalurgických vlastností bainitických laťkových a granulárních mikrostruktur.	16
3.3.1	Příklad podmínek vzniku granulárního bainitu v návaznosti na parametry ochlazování z válcovací (doválcovací) teploty	17
3.4	Fyzikálně inženýrské charakteristiky granulárního bainitu a podmínky vzniku M/A složky	18
4	Experiment	26
4.1	Experimentální materiál a technika hodnocení.....	26
4.2	Výsledky a jejich rozbor	27
4.3	Závěr experimentu	31
5	Závěr.....	32
6	Seznam použité literatury:.....	33

1 Seznam použitých značek

E.. Youngův modul

ν .. Poissonovo číslo

γ_p .. Efektivní energie spotřebovaná na vznik jednotkové plochy lomového povrchu

Hodnota $\gamma_p \sim 14 \text{ Jm}^{-2}$

c.. Velikost ostré trhliny iniciované porušením křehké mikrostrukturní složky

T_T ... Přechodová teplota

l_c ...Sřední délka trhliny

K, k_y ... Materiálové konstanty

2 Úvod

Zpracování konstrukčních oceli a následné hodnocení mechanických a metalurgických charakteristik ukázalo, že významnou složkou je výskyt bainitu. Různé morfologické typy bainitu ovlivňují odolnost proti křehkému porušení. I malé změny v morfologii produktů bainitické fázové přeměny se výrazně projeví na odolnosti proti porušení. Studium mikrostrukturních charakteristik produktů bainitické fázové přeměny se mohou odhalit příčiny změny v odolnosti bainitické matrice proti křehkému porušení. Fyzikálně inženýrská podstata podmínek vzniku a přesná klasifikace typů morfologie, jsou velice důležité při návrhu nových typů bainitických oceli a při tepelném či tepelně mechanickém zpracování stávajících typů komerčních ocelí.

Definování mikrostrukturní charakteristiky rozpadu austenitu na bainit za podmínek kontinuálního rozpadu je velice důležité. Při izotermickém rozpadu je snadnější klasifikovat produkty bainitické fázové přeměny. Při kontinuálním rozpadu austenitu vznikají specifické typy bainitu, které jsou odlišné od typů vzniklých v podmínkách izotermického rozpadu austenitu.

Cílem této bakalářské práce je přiblížit představy o mechanických a metalurgických vlastnostech granulárního bainitu a jeho chování v ocelích. Práce je rozdělená do dvou částí. První část se věnuje charakterizování bainitických mikrostruktur při kontinuálním rozpadu austenitu, které se projeví při hodnocení dosahované úrovně mechanických vlastností. Druhá část je praktická, ve které je ukázán vztah mezi vzhledem lomových ploch po zkouškách vrubové houževnatosti a objemovým podílem M/A složky.

3 Charakteristiky granulárního bainitu

3.1 Mechanicko-metalurgické chování bainitických ocelí

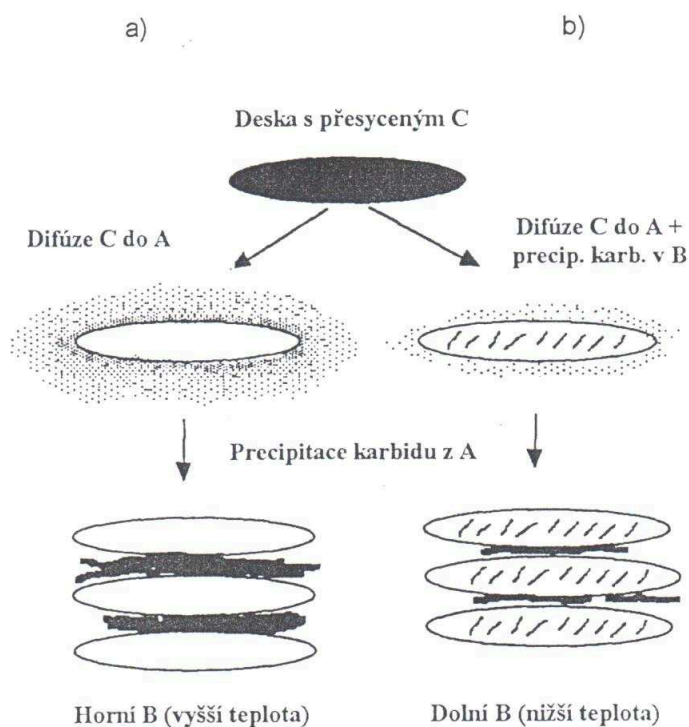
Součástí studia mikrostrukturních charakteristik bainitických ocelí je sledování návaznosti na hodnocení odolnosti proti porušení (absorbovaná energie při rozvoji porušení). Lomová houževnatost K_{Ic} , charakterizující kritickou hodnotu napětíové intenzity, určuje podmínky pro rozvoj trhliny. Vyjádří se jako součin mikroskopického lomového napětí σ_F a druhé odmocniny délkového rozměru defektu. Lomové napětí σ_F se stanovuje pomocí tahových zkoušek (vzorek s vrubem). Vztah lomového napětí k parametrům mikrostruktury:

$$\sigma_F = \left[E_{\gamma_p} / \pi (1 - \vartheta^2) c \right]^{1/2} \quad (1)$$

U bainitických ocelí se dosahuje nižší úrovně lomové houževnatosti než u ocelí s martenzitickou mikrostrukturou. Mikroskopické štěpné lomové napětí σ_F je v rozmezí 1100 - 2200 MPa u bainitických ocelí, u martenzitických ocelí je v rozmezí 3100 - 4000 MPa. Hodnoty jsou tepelně nezávislé. Rozdíl mezi hodnotami mikroskopického štěpného lomového napětí je dán rozdílem hodnot veličiny c v rovnici (1). Rozdíl vyplývá z rozdílných velikostí karbidických částic v pozorovaných mikrostrukturách [1].

Rozdílnost ve velikosti karbidických částic a jejich hrubosti v bainitické mikrostrukturu způsobují transformační parametry bainitické fázové přeměny. V počátečním stádiu je vznik částic bainitu bezdifúzní (obr.1a), u horního bainitu v další etapě dochází k rychlé redistribuci uhlíku do okolního austenitu. V průběhu fázové přeměny z austenitu obohaceného o uhlík vznikají hrubé karbidické částice [1, 2, 3, 4].

U spodního bainitu se uhlík pomaleji dostává do okolního austenitu a tím vznikají jemné částice karbidů. Toto se uskutečňuje v objemu látek bainitického feritu. Tento proces probíhá omezeně s porovnáním s horním bainitem (obr.1b) [1, 2, 3, 4].



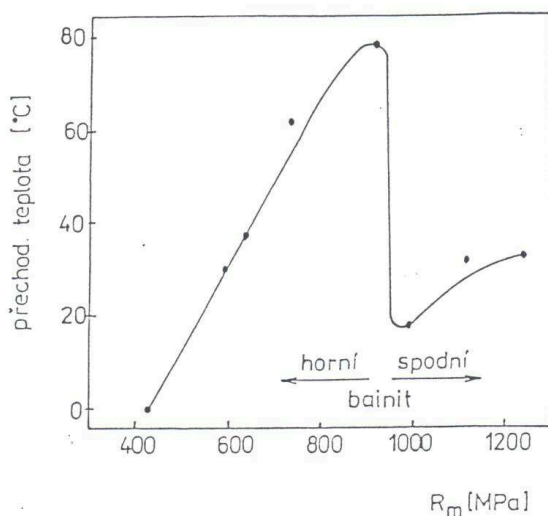
Obr. 1 Schematické zobrazení stádia rozvoje bainitické mikrostruktury pro případ a) horního bainitu, b) dolního bainitu [1].

3.2 Materiálově inženýrské parametry bainitické fázové přeměny

Zpracováním konstrukčních ocelí a hodnocením dosahovaných mechanicko-metalurgických vlastností se ukázalo, že významným parametrem je výskyt bainitu o různé morfologii v podmínkách kontinuálního rozpadu austenitu. I nepatrné změny v morfologii produktů bainitické fázové přeměny se projeví ve změně odolnosti matrice proti křehkému porušení. V závislosti houževnatosti na dosahované pevnosti, při výskytu různé morfologie bainitu, lze zjistit prudký zlom v přechodové teplotě při přechodu z horního bainitu na spodní bainit (obr. 2) [1]. Zaměřením pozornosti na mikrostrukturní charakteristiky produktů bainitické fázové přeměny přispívá k vysvětlení změn v odolnosti bainitické matrice proti křehkému porušení [1, 2, 3, 4].

Velice důležité je definování mikrostrukturní charakteristiky rozpadu austenitu na bainit při kontinuálním rozpadu. Za izotermických podmínek rozpadu austenitu se vystačí s rozdělením na horní bainit, dolní bainit, případně i střední bainit. Toto rozdělení vede k nepřesnostem, protože při kontinuálním rozpadu, uskutečňující se v teplotním intervalu

pro izotermický rozpad austenitu na bainit, vznikají nové morfologické typy, částečně se odlišující od morfologických charakteristik částí fázové přeměny austenitu na bainit [1].



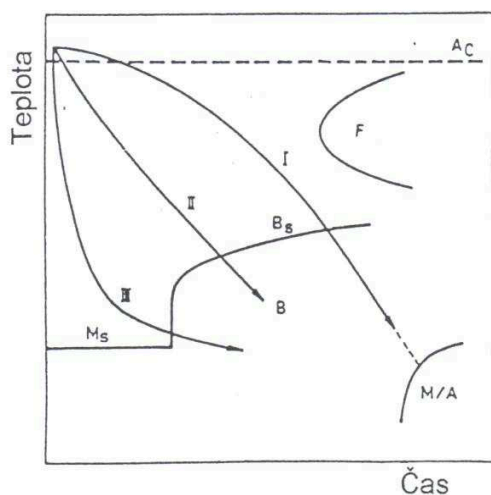
Obr. 2 Závislost přechodové teploty zkoušek vrubové houževnatosti na dosahované pevnosti (vliv spodního a horního bainitu) [1].

3.2.1 Charakteristika bainitických mikrostruktur vzniklých v podmínkách kontinuálního rozpadu austenitu

První práce tohoto směru provedli Habraken a Economopoulos [5], charakterizovali u konstrukčních ocelí při kontinuálním rozpadu vzniklé morfologické modifikace bainitické fázové přeměny. Použitím techniky extrakčních replik TEM analyzovali charakteristiky vzniklého bainitu. Mikrostrukturně odpovídaly formě horního bainitu a spodního bainitu, ve většině případů pozorovali směs mikrostruktur. Směs byla tvořena mikrostrukturami od konvenčního acikulárního typu po specifické morfologické útvary. Tyto útvary mají granulární vzhled. Významný podíl zaujímá M/A složka, která je směsí vysokouhlíkového martensitu a austenitu [1, 2, 3, 5, 6].

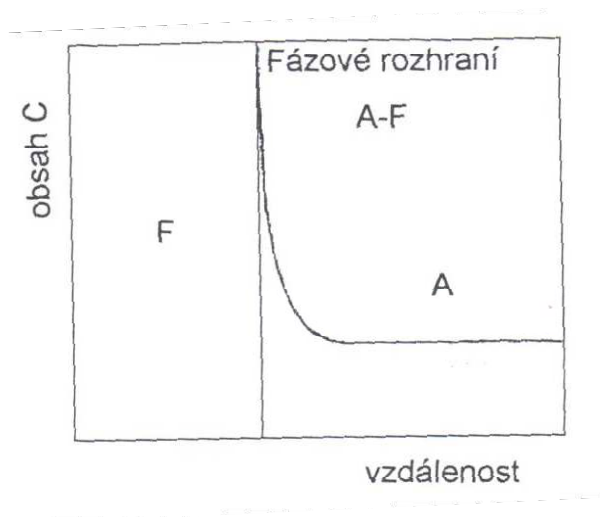
Podmínky vzniku různých morfologií bainitu zmiňuje obr. 3 [1]. Při pomalém ochlazování se tvoří granulární bainit (křivka I). Při rychlejší ochlazování vzniká směs horního bainitu a středního bainitu (křivka II). Ke vzniku spodního bainitu je třeba kvaziisotermické výdže nad teplotou M_s (křivka III) [1, 2, 3, 6].

V původních pracích zabývajících se rozбором podmínek vzniku granulárního bainitu se předpokládalo, že za daných podmínek dochází k difuznímu toku uhlíku z fázového rozhraní latěk feritu a austenitu. Tyto podmínky omezí vznik mezilaťkového cementitu, charakteristické pro vznik produktů fázového rozpadu austenitu na horní bainit [1, 2, 3, 4, 6].



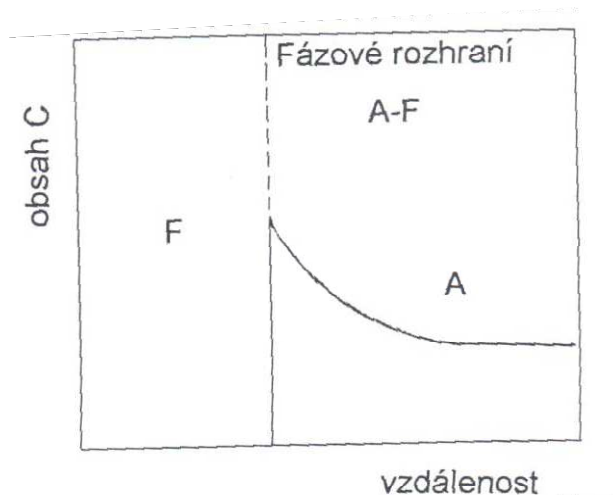
Obr. 3 Schematické zobrazení podmínek vzniku různých morfoloických variant bainitu [1].

Vyšší obsah uhlíku, než je v netransformovaném austenitu, se podílí na stabilizaci austenitu vzhledem k dalšímu fázovému rozpadu. Útvary austenitu mají pak granulární charakter. Granulární bainit, v některých případech, lze charakterizovat neúplným rozvojem horního bainitu. Při větší rychlosti ochlazování vzniká na fázovém rozhraní austenitu a laťkového bainitického feritu větší přesycení uhlíkem (obr. 4) [1, 7]. Důsledek přesycení uhlíkem je, že na fázovém rozhraní dochází k precipitaci karbidických částic během rozvoje procesu bainitické fázové přeměny [1, 2, 3, 4, 7].



Obr. 4 Obohacení uhlíkem na fázovém rozhraní austenit-bainitický ferit v případě vyšší rychlosti [1].

Nižší rychlost ochlazování vede k rozšíření uhlíku do větší vzdálenosti v austenitu od fázového rozhraní austenit-bainitický ferit. V těsné blízkosti tohoto rozhraní je úroveň uhlíku nižší, než je tomu při vyšší ochlazovací rychlosti. Na obr. 5 [1, 7] je uvedeno schematické rozdělení uhlíku v okolí fázového rozhraní austenit-bainitický ferit. Nižší ochlazovací rychlost vede k nižšímu přesycení uhlíkem a precipitace cementitu je taky zde omezena. Ve svých důsledcích by vedla ke snížení pravděpodobnosti vzniku granulárního bainitu. Došlo by ke snížení obsahu uhlíku v austenitické matici, ten by se vyloučil ve formě cementitu a snížila by se tím i stabilita austenitu. Oblasti austenitu obohacené o uhlík při kontinuálním ochlazování se přeměňují za nižších teplot na martensit a tyto oblasti mohou obsahovat podíl zbytkového austenitu [1, 2, 3, 4, 6, 7, 8].



Obr. 5 Obohacení uhlíkem na fázovém rozhraní austenit-bainitický ferit v případě nižší rychlosti ochlazování [1].

Ohmori et al [9] předložili jiné rozdělení produktů bainitické fázové přeměn, ta je založena na systematickém studiu produktů izotermického a kontinuálního rozpadu austenitu v ocelích typu Ni-Cr-Mo. Z výsledků studia extrakčních replik a tenkých folií shrnuli krystalografické a morfologické charakteristiky bainitu, v oceli tohoto typu, do tří skupin. Skupiny byly označeny – bantí I, II, III. Bainit II odpovídá hornímu bainitu s karbidickými částicemi vyloučenými na obvodu latěk bainitického feritu. Bainit III odpovídá spodnímu bainitu s karbidickými částicemi vyloučenými v objemu bainitických latěk. Bainit I odpovídá granulárnímu bainitu, tvořený lačkami bainitického feritu s potlačeným výskytem vyprecipitovaných karbidických částic a oblastí M/A složky [1].

Lze rozlišovat v konstrukčních ocelích tyto morfologické varianty bainitu [1, 10]:

- Vznik bainitického feritu, spojen s precipitací karbidických částic nebo epsilon-karbidu v objemu latěk (desek)
- Vznik bainitického feritu, spojen s mezilačkovou (mezideskovou) precipitací karbidu, mající charakter jednotlivých karbidických částic. Mezi lačkami (deskami) bainitu lze zaznamenat i výskyt austenitu
- Vznik bainitického feritu včetně výskytu diskrétních oblastí (ostrůvky, bloky) austenitu respektive M/A složky. V této klasifikaci rozdíl mezi lačkovou a deskovou morfologií bainitického feritu nebyl uvažován. Bramfitt a Speer [10] navrhli obecnou klasifikaci bainitických mikrostruktur:

bainit B₁- zahrnuje interlaťkovou (interdeskovou) precipitaci cementitu, resp. epsilon-karbidu.

bainit B₂- zahrnuje interlokovou (interdeskovou) precipitaci cementitu, resp. austenitu.

bainit B₃- zahrnuje diskretní oblasti výchozí fáze (austenit) nebo produkty její návazné fázové přeměny (vysokouhlíkový martensit a zbytkový austenit).

Při ovlivnění dosahované úrovně mechanických vlastností (hodnocení odolnosti proti křehkému porušení) se projeví rozdílnost mikrostrukturních charakteristik bainitické fázové přeměny. Fyzikálně inženýrská podstata podmínek vzniku a přesná klasifikace typů morfologie, jsou velice důležité při návrhu nových typů bainitických ocelí a při tepelném či tepelně mechanickém zpracování stávajících typů komerčních ocelí [1, 2, 3, 4].

3.3 Porovnání dosahovaného souboru mechanicko – metalurgických vlastností bainitických laťkových a granulárních mikrostruktur.

Hodnoty vrubové houževnatosti u tyčí z nízkoaloyovaných konstrukčních ocelí o průměru 25 mm ochlazovaných na vzduchu jsou výrazně nižší, než hodnoty zjištěné u stejných tyčí ochlazených do vody po austenitizaci. Důvodem této rozdílnosti je vznik granulárního bainitu a vysokouhlíkového martensitu obsažený v M/A složce, významně se podílející na snížení dosahovaných hodnot vrubové houževnatosti. Rozměr lomových ploch sledovaných vzorků vedou k podobným závěrům. U vzorků s granulárním bainitem byla v práci [1] zjištěna střední velikost lomových fazet 20μm, kdežto u vzorků s laťkovým bainitickým feritem okolo 14 μm, je jemnější. U vzorků zrychleně ochlazených se zaznamenal minoritní výskyt samopouštěného martenzitu [1].

Rozdílná velikost lomových ploch, v případě mikrostruktury s granulárním bainitem, vede k vyšší hodnotě přechodové teploty. Přechodová teplota lze vyjádřit následovně [1]:

$$T_T = K - k_y \cdot I_c^{-1/2} \quad (2)$$

Počet tvárných hřebenů při štěpném porušení je nižší při vzniku lomové plochy v granulárním bainitu než v laťkovém bainitu. Tyto hřebeny působí proti šíření štěpného porušení. Lomová plocha je důsledek snížené vrubové houževnatosti ocelí s granulárním bainitem, v případě materiálů s laťkovým bainitickým feritem to takto není [1].

Vysokouhlíkový martensit vytváří potenciální místa pro iniciaci štěpných trhlin, kterými jsou částice M/A složky. Projeví se to přímým porušením nebo účinkem indukovaných pnutí v návaznosti na velikost M/A částic. Degradující působení granulárního bainitu je odvozeno od mikrostrukturních charakteristik částic M/A složky. Částice M/A složky se stávají potenciálními místy podporující štěpné porušení [1].

Výskyt granulárního bainitu, související s určitým podílem M/A složky, není výsledkem zvýšení pevnostních vlastností, ale je projevem snížené houževnatosti, odolnosti proti křehkému porušení. Na snížení houževnatosti se podílí rozložení M/A složky v matrici, ale i objemový podíl v základní mikrostruktuře. Rovnoměrné a jemné částice M/A složky o nízkém objemovém podílu se dají získat například zvýšenou rychlostí ochlazování [1, 7, 13].

Výskyt horního bainitu, související se vznikem hrubozrnných karbidických částic, situovaných na fázovém rozhraní latěk bainitického feritu, má nepříznivý vliv na odolnost proti křehkému porušení. Hrubé karbidické částice tvoří iniciační centra štěpného porušení. Také volné dráhy mezi částicemi mají vliv na odolnosti proti křehkému porušení. Bainit, mající jemné karbidické částice v objemu latěk bainitického feritu, příznivě odolává proti křehkému porušení. Jemné karbidické částice mají za následek nižší pravděpodobnost iniciace mikrotrhlin kritické velikosti, u hrubších karbidů na fázovém rozhraní bainitických latěk to takto není. V tomto případě se bude kladně uplatňovat vliv kratších volných drah mezi karbidickými částicemi [1].

Při rozpadu austenitu, v teplotním intervalu vyšším než je pro horní bainit, vzniká granulární bainit. Rychlost difuze uhlíku v bainitickém feritu i austenitu je dostatečná. Jinými slovy uhlík v bainitickém feritu snadno difunduje do oblasti austenitu, při tom nevytváří hromadění uhlíku na fázovém rozhraní, toto je schematicky uvedeno na obr. 4 a obr. 5 [7].

3.3.1 Příklad podmínek vzniku granulárního bainitu v návaznosti na parametry ochlazování z válcovací (doválcovací) teploty

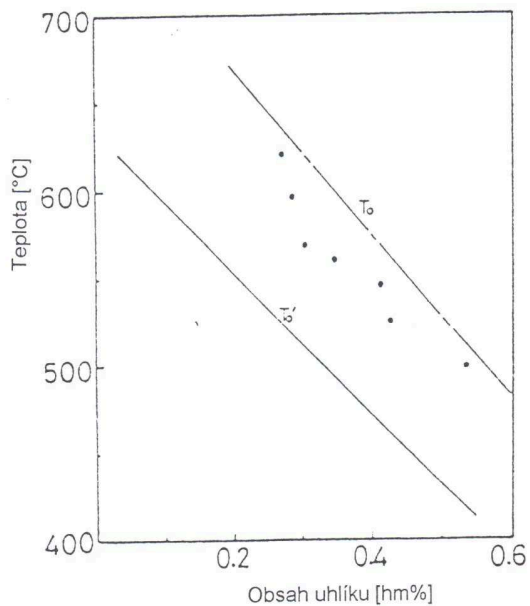
Příklad pro získání představy o strukturních a materiálově technických vlastnostech granulárního bainitu a tím spojeného vlivu výskytu částice M/A složky v mikrostruktuře oceli. Mikrostrukturu tvarové tyče tvoří granulární bainit [4, 6, 10]. Tahová zkouška dvou různě tlustých částí tvarové tyče nevykazuje žádné rozdíly. Tlustší část materiálu má nižší

hodnoty vrubové houževnatosti než tenčí část materiálu. Rozdíl vrubové houževnatosti, těchto dvou materiálu, odpovídá i rozdílnému vzhledu lomových ploch. V tlustší části materiálu se vyskytuje hrubší zrnitý bainit, u tenčí části karbidické částice. Objemový podíl M/A složky její rozdělení i velikost oblasti výskytu této složky je rozdílný. V tlustší části materiálu je objemový podíl M/A složky vyšší. Vlnová dispersní analýza M/A složky odhalila vyšší obsah uhlíku. Rozdíl způsobuje různá rychlost ochlazování materiálu po dovalcování [1, 6, 12].

3.4 Fyzikálně inženýrské charakteristiky granulárního bainitu a podmínky vzniku M/A složky

Z bezdifúzní představy tvorby granulárního bainitu, procesy spojené se vznikem M/A složky lze popsat tímto způsobem. Lokalizované oblasti, které získávají obsah uhlíku matečního (výchozího) austenitu, vznikají během fázové přeměny na granulární bainit. Lze předpokládat, že rozpadový proces probíhá v plném rozsahu, protože difuze není podmínkou pro realizaci daného typu austenitu. Austenitické zrno okamžitě netransformuje vzhledem ke kinetickým omezením souvisejícím s průběhem heterogenní nukleace. Fázová přeměna proběhne v určité části výchozího zrna austenitu, proto jsou vzniklé oblasti bainitického feritu přesyceny uhlíkem. Nadbytek uhlíku difunduje do netransformovaného austenitu, který má vyšší rozpustnost pro uhlík. Teplota počátku fázové přeměny při vzniku granulárního bainitu je vyšší než při vzniku horního bainitu. Při vzniku granulárního bainitu uhlík přechází do netransformovaného austenitu, při vzniku horního bainitu je uhlík lokalizován v blízkosti fázového rozhraní bainit-austenit. Výsledkem lokálního obohacení fázového rozhraní uhlíkem je vznik karbidických částic [1, 6, 13].

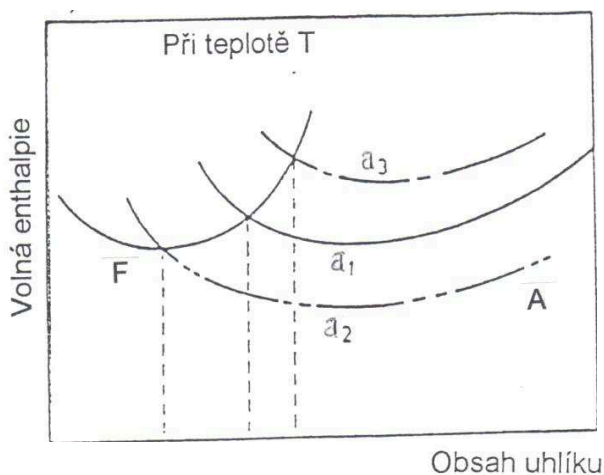
Další transformační proces probíhá za menší změny volné entalpie, vzhledem k vyššímu obsahu uhlíku v austenitu. Výsledkem je trvalé obohacení zbytkového austenitu uhlíkem až do stádia, ve kterém není možná fázová přeměna z termodynamických důvodů tzn. dochází k jejímu zastavení. V tomto případě je obsah uhlíku na úrovni odpovídající hodnotě T_0 , resp. T'_0 , schematicky uvedeno na obr. 6. Posun teploty T_0 na teplotu T'_0 souvisí s nahromaděním energie v bainitickém feritu [1, 6].



Obr. 6 Závislost T_0 a T'_0 na obsahu uhlíku [1, 8].

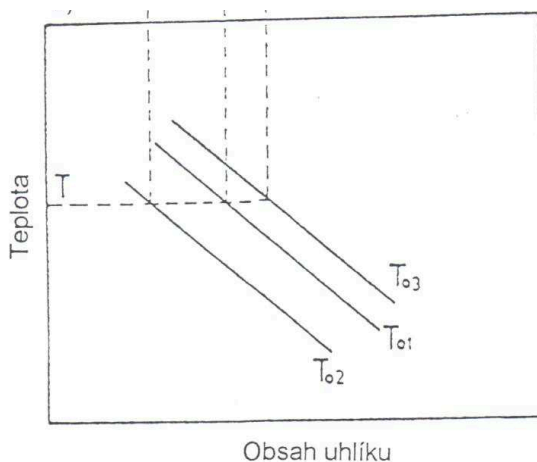
Úroveň nahromaděné energie je v průměru 400 J/mol, vyplývá to z invariantní deformace při změně tvaru při bainitické fázové přeměně. Jak ukazuje obr. 6 kritický obsah uhlíku leží blíže k hranici odpovídající T_0 než T'_0 [1, 6, 14].

Dalším kontinuálním ochlazením, uhlíkem obohaceného austenitu pod jeho teplotu M_s , se uskuteční částečný rozpad na martenzit za vzniku M/A složky. To znamená, že objemový podíl M/A složky je spojen s kritickým obsahem uhlíku v matici netransformovaného austenitu při zastavení procesu bainitické fázové přeměny. Obrázek 7 popisuje závislost volné entalpie na obsahu uhlíku pro bainitický ferit a austenit za teploty T.



Obr. 7 Schematický diagram závislosti volné entalpie austenitu a bainitického feritu na obsahu uhlíku ($T = \text{konst}$) [1].

Pro různé stavy austenitické matrice je další závislost odpovídající T_0 zobrazena na obr. 8 [1, 6, 14].



Obr. 8 Schematický diagram závislosti T_0 , pro různé stavy austenitu, na obsahu uhlíku [1].

V případě zvýšeného legování oceli přísadou např. manganu a molybdenu se volná entalpie austenitu snižuje. Na obr. 7 je toto označeno a_2 . Příslušná závislost T_0 se posune směrem doleva a dolů, tedy z T_{01} na T_{02} (obr. 8). Při nižším stupni rozpadu austenitické matrice se fázová přeměna austenitu na granulární bainit zastaví. Tím je v matrici vyšší objemový podíl uhlíkem obohaceného austenitu, výsledkem je vznik většího objemového podílu M/A složky [1, 4, 6, 8, 14].

V případě rozpadu deformačně zpevněného austenitu, při tepelně mechanické zpracování, se volná entalpie austenitu zvýší. Křivka volné entalpie deformačně zpevněného austenitu se posune z a_1 do a_3 (obr. 7). Teplotní závislost se posune zároveň z T_{01} do T_{03} (obr. 8). Tvorba bainitického feritu proběhne do vyššího stupně [1, 4, 6, 8, 14].

Výsledky mikrostrukturního rozboru a hodnocení odolnosti proti křehkému porušení objasňuje fyzikálně-metalurgická podstata rozdílných výsledků, dosažených při hodnocení vzorku odebraného materiálu ze stojiny a z příruby tvarové tyče. Podstatou je rozdílná rychlost ochlazování oceli ve stojině a v přírubě. Z porovnání rychlostí ochlazování plyne, že vyšší rychlost ochlazování způsobí vznik většího objemového podílu granulárního bainitu, je-li jeho transformační teplota snížena, než nižší rychlost ochlazování. Souvisí to s negativním spádem závislosti pro T_0 . Tyto podmínky způsobují, že zůstává nižší objemový podíl austenitu, který se následně transformuje za nižší teploty na M/A složku (obr. 3). Tímto lze vysvětlit snižující se objemový podíl této složky se vzrůstem rychlosti

ochlazování. Vznik jemnější oblasti M/A složky a rozložení v matrici je rovnoměrnější. Nelze vyloučit i možnost vzniku jemnějšího bainitického feritu, v souvislosti s uvedenou jemností a rovnoměrnějším rozdělením M/A složky, mající příznivé výsledky odolnosti proti křehkému porušení. Tyto mikrostrukturní charakteristiky se projeví i v rozdílné velikosti štěpných fazet. Vztah mezi přechodovou teplotou a střední velikostí trhliny, rovnice (2), lze očekávat při vyšších hodnotách l_c i dosažení vyšší teploty T_T [1, 4, 6, 14].

Degradační účinek M/A složky na modifikaci odolnosti proti křehkému porušení nelze jednoznačně popsat. Z rozdělení M/A složky v matrici granulárního bainitu, velikosti a tvaru lze usuzovat na úroveň štěpného porušení. Z mikrotrhliny iniciované v M/A složce se štěpné porušení šíří do základní matrice, může také dojít ke spojení s jinou mikrotrhlinou. Nelze vyloučit možnost nepříznivého účinku superpozičního tahového napětí vyvolaného mezi částicemi M/A složky v matrici při rozpadu austenitu, obohaceného uhlíkem, na martenzit. Lomové plochy nenaznačují možnost přednostního narušení vazby mezi matricí a M/A složkou a iniciací mikrotrhliny na fázovém rozhraní, která by se dále šířila matricí, jak je uvažováno při studiu vlivu výskytu M/A složky v tepelně ovlivněné zóně svarového spoje [1, 6, 8, 13, 15].

Studium vlivu částic M/A složky v konstrukčních ocelích, související se vznikem granulárního bainitu, není jedinou oblastí, v níž se může výskyt této složky projevit svým degradačním účinkem na odolnost proti křehkému porušení. Pozornost je věnována i hodnocení vlivu této složky v tepelně ovlivněné zóně svarového spoje. Její výskyt představuje kritický moment z hlediska náchylnosti svarových spojů ke křehkému porušení [1, 5, 6, 8, 13, 16].

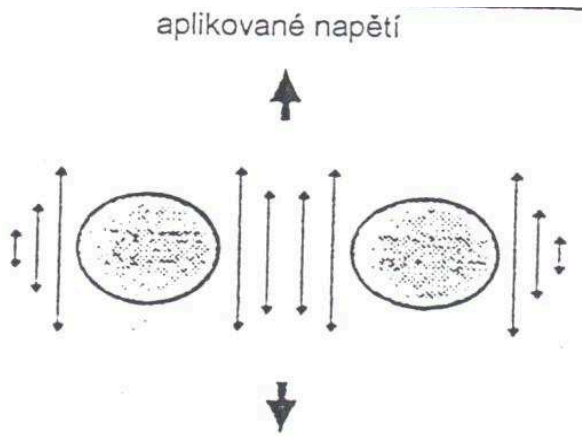
Součástí studia M/A složky je i hodnocení její stability při žíhání, z hlediska modifikace vlastností tepelně ovlivněné zóně svarových spojů. U sledovaného typu oceli, mající objemový podíl M/A složky okolo 20%, bylo provedeno v práci [1, 6] hodnocení stability při žíhání na teplotě 600 °C po dobu 1 hodiny (6 hodinách). Výskyt M/A složky, po 6 hodinách žíhání, byl eliminován, kdežto po 1 hodině žíhání se objemový podíl snížil na polovinu. Rozpad byl doprovázen precipitací hrubších karbidických částic. Rozpad M/A složky se uskutečňuje v rámci vysokouhlíkového martenzitu o složení přibližně odpovídajícímu eutektoidnímu [1,6,7].

Mikrostrukturním rozborem bylo ukázáno, že martenzit v M/A složce má vysokouhlíkový charakter a oblasti M/A složky jsou náhodně rozděleny v matrici. Vyšší

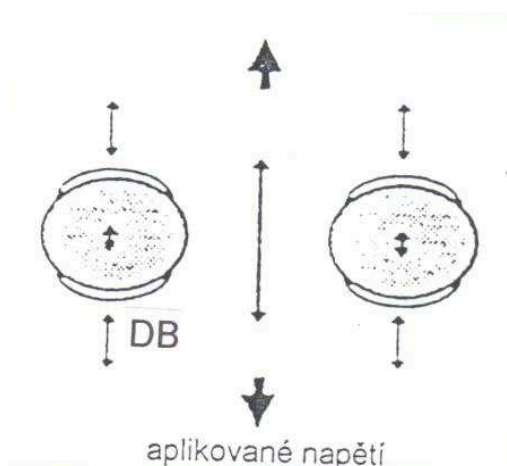
výskyt této složky v granulárním bainitu se projevuje nepříznivě. Masivní charakter je znakem morfologie granulárního bainitu, souvisí to s teplotní závislostí jeho vzniku. Výskyt M/A složky, charakter lomových ploch a hodnota vrubové houževnatosti spolu úzce souvisí. Fyzikálně metalurgický rozbor, příčin vzniku M/A složky, ukazuje existenci účinné cesty pro omezení jejího degradačního účinku tím, že omezí objemový podíl M/A složky v granulárním bainitu. Jde o snížení stability výchozí austenitické matrice v případě deformačně zpevněné výchozí austenitické matrice nebo volbou vyšší rychlosti ochlazování. Legováním pro zvýšení stability austenitu dojde ke zvýšení prokalitelnosti a tím vzniká předpoklad pro dosažení zvýšeného objemového podílu vzniklé M/A složky, vedoucí ke snížení odolnosti oceli proti křehkému porušení [1, 12].

Detailní analýzou se zjistila bimodální morfologická charakteristika speciálně naleptaných částic M/A složky. Kromě výskytu blokových částic byly detekovány i částice s odlišnou geometrií, tyto částice měly formu úzkých protažených tyček. Blokované částice se vyskytují na hranicích původních zrn austenitu. Tenké tyčové částice se vyskytují v mezilaťkových nebo mezideskových oblastech bainitického feritu. Statistické hodnocení četnosti výskytu blokových částic a tenkých tyčových částic M/A složky je 75 % až 80 % detekovaných blokových částic. Procentuální zastoupení částic blokového tvaru je shodné v případě vyššího i nižšího výskytu degradující M/A složky u zkoumaného materiálu z příruby a stojiny. Hranice zrn výchozího austenitu mohou být iniciačními místy pro vznik M/A složky. Částice blokového tvaru ze stojiny tvarových tyčí z práce [1] mají maximální velikost 6 μ m, velikost blokových částic z příruby je přibližně 2,5 μ m. Částice tyčového tvaru mají délku 3 μ m až 6 μ m a šířku 0,3 μ m až 1 μ m [12].

Částice M/A složky se podílejí při iniciaci procesu porušení. Lomové poruchy, vzniklé při štěpném porušení, ukazují na přítomnost částic M/A složky v granulárním bainitu, podílejší se vlivem jejich vzájemné interakce na iniciaci porušení. Příklady mechanismů iniciace porušení matrice účinkem přítomností částic M/A složky v granulárním bainitu je na obr. 20 a obr. 21 [1, 4, 12, 15].



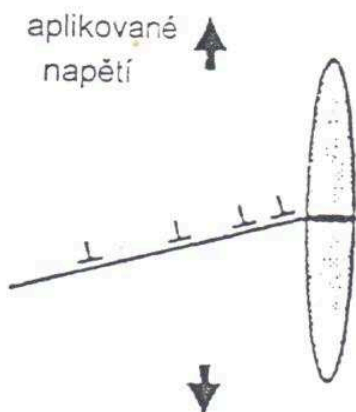
Obr. 20 Mechanismus porušení účinkem vzájemné interakce pnutí, která vyvolávají blokové M/A částice ve svém okolí a v základní matici [1].



Obr. 21 Mechanismus porušení účinkem narušení spojení matrice – částice M/A složky a pnutí vyvolaného v okolní matici v důsledku martenzitické fázové přeměny vysokouhlíkového austenitu [1].

Obr. 20 odpovídá podmínkám, ve kterých dochází k vzájemné interakci pnutí, vyvolaných v základní matici v okolí částic M/A složky. Obr. 21 udává mechanismus, který je výsledkem účinku narušeného spojení matrice částice M/A složky a vnitřního pnutí, které částice vyvolávají ve svém okolí jako výsledek martenzitické fázové přeměny vysokouhlíkového austenitu, plynoucí z fyzikálně metalurgických podmínek vzniku granulárního bainitu. Dále je na obr. 21 vyznačeno narušení fázového rozhraní, souvisejícího s jeho nízkou energií. Obr. 22 schematicky zobrazuje pravděpodobnost

iniciace porušení v případě výskytu částic ve tvaru tenkých tyček jako výsledek interakce kluzného pásu v matrici a částice M/A složky [4, 15].



Obr. 22 Mechanismus iniciace porušení v částici M/A složky, která má tyčovitý tvar[1].

Z předložených výsledků nelze určit převládající typ uvedených variant porušení. Z mikrostrukturního rozdělení částic M/A složky v základní matrici lze předpokládat, že kde je mezičásticová vzdálenost kratší se bude uskutečňovat mechanismus porušení s vyšší pravděpodobností. [1, 4].

Vliv přítomnosti částic M/A složky v granulárním bainitu je nízký, z hlediska pevnostních charakteristik, působení složky se projeví v nepříznivém posunu přechodové teploty [7, 12, 15].

$$\Delta FATT = 25 + 1,24(\%M/A) \quad (8)$$

Vztah vyjadřuje závislost přechodové teploty rázové houževnatosti $\Delta FATT$ na objemovém podílu M/A složky v oceli. Rovnice je použitelná pro rozmezí 10 až 30 % objemového podílu M/A složky. Nejvyšší podíl se uskutečňuje v případě 10 % objemového podílu částic M/A složky z celkového vzrůstu $\Delta FATT$. Každý vzrůst objemového podílu M/A složky o 1 % vyvolá vzrůst přechodové teploty o 3 °C [7].

Přítomnost částic M/A složky v ocelích, nezbytná součást uskutečněného rozpadu austenitu na granulární bainit, se podílí na snížené odolnosti proti křehkému porušení. Vzhledem k morfologii této složky jsou uvažovány tyto mechanismy:

- Křehké částice M/A složky se porušují a iniciované mikrotrhliny se šíří do feritické matrice. Tento mechanismus je zaznamenán v případě výskytu částice M/A složky ve formě tyček (obr. 22).

- Superpozice tahových napětí indukovaných v základní matici bainitického feritu, přispívající k iniciaci porušení. Účinek se zesiluje v případě těsnějšího uspořádání blokových částic (obr. 20).

- Narušení fázového rozhraní částic blokového tvaru (obr. 21), vedoucí ke vzniku štěpného porušení matrice bainitického feritu. Tento mechanismus je četnější v případě nižšího objemového podílu částic M/A složky.

U materiálu s vyšším objemovým podílem částic M/A složky dochází k vyššímu obohacení austenitu stabilizujícími prvky a k vyvolání vyšší úrovně pnutí spojeného s rozpadem vysokouhlíkového austenitu na martenzit, než je tomu v případě nižšího objemového podílu M/A složky. Austenit se transformuje ve druhém případě na nižší podíl martenzitu a proces je doprovázen nižšími pnutími indukovanými v matici [1, 4, 6, 8].

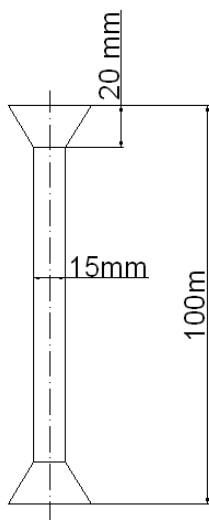
4 Experiment

4.1 Experimentální materiál a technika hodnocení

Ke studiu byla použita 1 tavba z nízkouhlíkové oceli. Chemické složení této studované oceli je uvedeno v následující Tab. 1. Ze studované tavby byl vyválcován I-profil o výšce 100 m. Pro daný typ materiálu jsou požadovány následující hodnoty mechanických vlastností: $R_{emin} = 460$ MPa, $R_m = 615 - 755$ MPa, $A_{5min} = 20 \%$ a $KCU3 (20^\circ C) = 120$ J.cm⁻². Ze studované tavby byl vyválcován I-profil o výšce 100 m. Stojina tohoto I-profilu měla průměr 15 mm a příruba byla tlustá 20 mm. Schéma I-profilu je zobrazeno na obr. 12. Nestejnorodé tloušťky částí profilu vedly k různým rychlostem ochlazování z doválcovací teploty.

Tab. 1 Chemické složení studované tavby.

Chemické složení tavby	C	Mn	Si	P	S	Mo	Nb	Alc	N	O ₂
[hm %]	0,06	1,5	0,3	0,011	0,003	0,25	0,06	0,029	0,01	0,005



Obr. 12 Schéma I-profilu

Z příruby i ze stojiny byly odebrány vzorky, na kterých se stanovily základní mechanické vlastnosti (R_e , R_m , A_5 , KCU3). Provedl se mikrostrukturní rozbor vzorků ze stojiny i z příruby, dále pak i rozbor mikrostruktury příruby po tepelném zpracování.

Tahová zkouška byla provedena dle normy ČSN EN 10 002 – 1 Zkouška tahem za okolní teploty. Zatěžování zkušebních vzorků bylo prováděno na zkušebním stroji ZWICK. Vzorky z každé části byly deformovány po třech kusech. Zkouška byla provedena za laboratorní teploty. Po provedené zkoušce byly stanoveny její střední hodnoty [17].

Zkouška vrubové houževnatosti byla provedena dle normy ČSN EN 10 045 – část 1 Kovové materiály – Zkouška rázem v ohybu, podle Charpyho s maximální kapacitou 300 J. Na vzorcích, po třech kusech z každé části, byl vytvořen uprostřed vzorku U-vrub. Zkušební vzorky byly přeraženy jedním rázem kyvadlového kladiva [18].

Pomocí elektronového mikroskopu SEM JEOL – 6400 LV byla pozorována lomová plocha provedených zkoušek vrubové houževnatosti na vzorcích ze stojiny i z příruby.

Mikrostrukturní rozbor byl realizován pomocí světelného mikroskopu Olympus X20. Mikrostruktury se stanovily při zvětšení 500x. Pro odhalení výskytu M/A složky byly materiály ze stojiny a z příruby leptány nitalem, ale i speciálním leptacím činidlem dle La Perry. Dále byl vzorek z příruby po dovalcování tepelně zpracován. Tepelné zpracování proběhlo při teplotě 650°C s výdrží 2 hodin na této teplotě. Po té se vzorek nechal na vzduchu ochladit.

Procentuální podíl M/A složky ve stojině i v přírubě byl stanoven pomocí bodové metody.

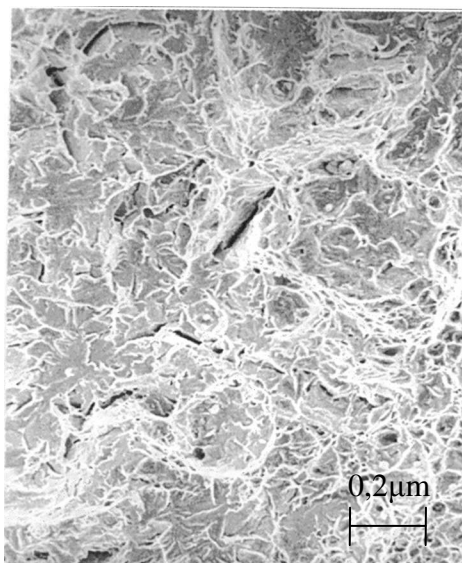
4.2 Výsledky a jejich rozbor

Na zkoušených vzorcích byly naměřeny hodnoty mechanických vlastností pomocí tahové zkoušky. Ty jsou uvedeny v následující Tab. 2. Výsledky potvrzují splnění technických požadavků, které tento typ oceli vykazuje. Naměřené hodnoty jsou mírně vyšší, než požadované a tím potvrzují splnění požadavků.

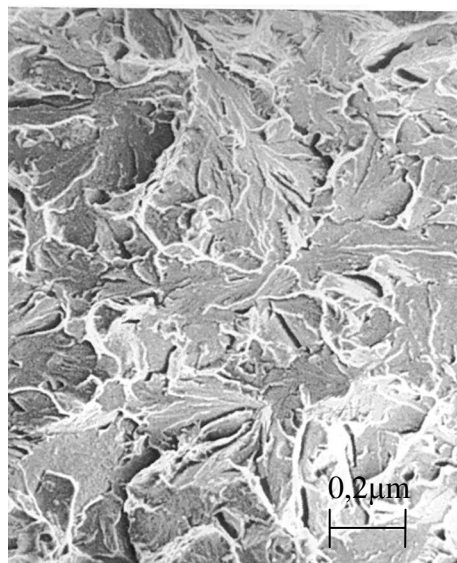
Tab. 2 Naměřené základní mechanické vlastnosti studované tavby

	R _e	R _m	A ₅
	[MPa]	[MPa]	[%]
Naměřená hodnota	461 - 487	657 - 659	24,0 - 27,1
Průměrná hodnota	475	663	26,4

Hodnocením vrubové houževnatosti byl zjištěn rozdíl mezi materiálem ze stojiny a z příruby. Na vzorcích materiálu ze stojiny byla naměřena hodnota vrubové houževnatosti vyšší, než je požadovaná, to znamená, že materiál více odolává proti porušení. Odpovídá tomu i vzhled lomové plochy (obr. 13). V případě hodnocení vzorků materiálu z příruby (obr. 14) byla naopak naměřená hodnota nižší, než je požadovaná, což znamená, že tento materiál nesplňuje požadavek na minimální úroveň KCU3. V Tab. 3 jsou shrnuty všechny získané hodnoty vrubové houževnatosti.



Obr. 13 Lomová plocha stojiny po provedené zkoušce vrubové houževnatosti



Obr. 14 Lomová plocha příruby po provedené zkoušce vrubové houževnatosti

Tab. 3 Naměřené hodnoty zkoušky vrubové houževnatosti

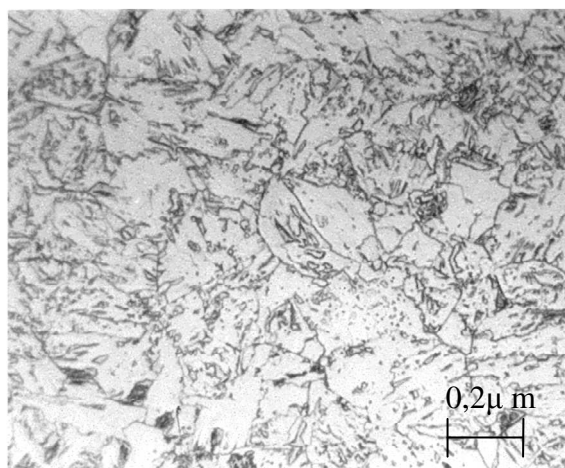
	Stojina	Příruba
	KCU _{3(+20°C)}	KCU _{3(+20°C)}
	[J.cm ⁻²]	[J.cm ⁻²]
Naměřená hodnota	139 - 159	26 - 38
průměrná hodnota	144	31

Na vzorcích ze stojiny a z příruby po provedené zkoušce vrubové houževnatosti byla pozorována lomová plocha. Na obr. 13 je zobrazená lomová plocha stojiny, která vykazuje množství tvárných hřebenů s jemnou, důlkovou morfologií. Lomová plocha příruby (obr. 14) vykazovala transkrystalické křehké porušení s výraznější říčkovou morfologií s ojedinělým výskytem velmi úzkých tvárných hřebenů. Je to důkaz negativního vlivu M/A složky na houževnatost materiálů.

Dále byly vzorky materiálu ze stojiny a z příruby leptány v nitalu a La Perrově roztoku. Na krátkou dobu se povrch vzorku ponoří do leptacího činidla, poté opláchne a osuší. Na takto naleptaném vzorku se pozorovala mikrostruktura. Mikrostruktura po naleptání v nitalu má acikulární morfologii. Rozdíly mikrostruktur materiálu z příruby a ze stojiny nejsou patrné, jak ukazuje obr. 15 a obr. 16.

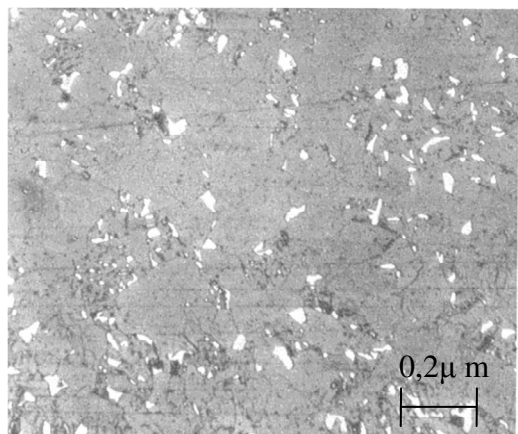


Obr. 15 Mikrostruktura stojiny, po doválcování (nital)

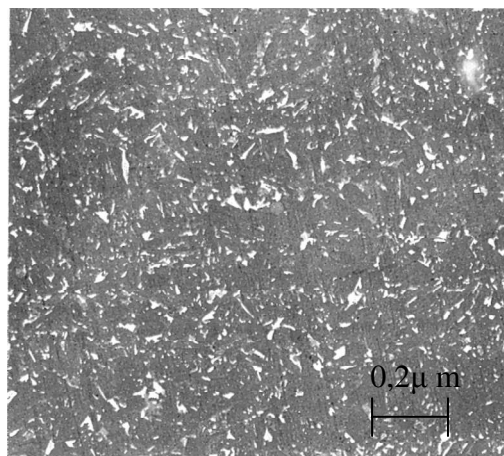


Obr. 16 Mikrostruktura příruby, po doválcování (nital)

Vzorky materiálu ze stojiny a z příruby byly také leptány leptacím činidlem dle La Perry. Leptací činidlo je smícháno v poměru 1:1 z roztoku 4 % hydrosiřičitanu sodného a destilované vody s roztokem 1 % kyseliny pikrové v alkoholu. Mikrostruktury jednotlivých vzorků ze stojiny a z příruby po tomto leptání již vykazovaly rozdílnost. M/A složka se po naleptání jevila jako bílé částice, jak je možno pozorovat na obr. 17 a obr. 18.



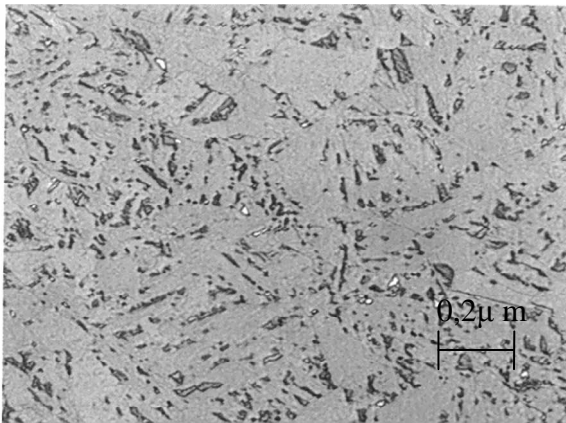
Obr. 17 Mikrostruktura materiálu ze stojiny leptaná leptacím činidlem dle La Perry.



Obr. 18 Mikrostruktura materiálu z příruby leptána leptacím činidlem dle La Perry.

Bodovou metodou, pomocí mřížky o velikosti 55 x 55 mm, byl stanoven procentuální podíl M/A složky v materiálu ze stojiny a z příruby. V materiálu ze stojiny (obr. 17) byl zjištěn 6 % podíl M/A složky, kdežto v materiálu z příruby (obr. 18) byl podíl větší až 29%.

Po tepelném zpracování je mikrostruktura vzorku materiálu z příruby zobrazena na obr. 19. Tepelné zpracování mělo dokázat, že není řešením pro likvidaci M/A složky. Tato složka se přetransformovala na karbidickou a na fotografii ji lze pozorovat jako černé útvary.



Obr. 19 Mikrostruktura materiálu z příruby po tepelném zpracování (La Perra).

4.3 Závěr experimentu

Cílem tohoto experimentu bylo zhodnocení mechanických a metalurgických parametrů sledované oceli. Hodnoty mechanických vlastností odpovídaly požadovaným hodnotám, které daná ocel vykazuje. Porovnáním hodnot vrubové houževnatosti jednotlivých vzorku částí I-profilu se ukázalo, že silně závisí na rychlosti ochlazování z doválcovací teploty. Negativní vliv M/A složky na vrubovou houževnatost, ukázal výskyt velmi úzkých tvárných hřebenů.

Mikrostrukturním rozborem se ukázala rozdílnost mezi vzorky materiálu ze stojiny a z příruby. Struktura obou vzorku vykazovala acikulární morfologii. Objemový podíl M/A složky byl vyšší ve vzorcích z příruby. Mikrostruktura vzorku materiálu z příruby po následném tepelném zpracování ukázala přetransformování M/A složky na karbidickou. Z tohoto lze říci, že tepelné zpracování není řešením pro eliminaci M/A složky.

5 Závěr

Bainitické oceli dosahují nižší úrovně lomové houževnatosti než oceli martenzitické. Izotermické podmínky rozpadu austenitu dělí bainit na horní, dolní i střední bainit. Rozdělení toho typu není velice přesné. Při kontinuálním rozpadu, uskutečněné v teplotním intervalu pro izotermický rozpad austenitu na bainit, vznikají nové morfologické typy. Mikrostrukturně odpovídají směsi mikrostruktur od konvenčního typu po specifické morfologické útvary. Vyšší obsah uhlíku se podílí na stabilizaci austenitu vzhledem k dalšímu fázovému rozpadu. Útvary mají granulární tvar a jejich vyšší objemový podíl se tvoří přednostně při pomalém ochlazení. Nižší rychlost ochlazení vede k rozšíření uhlíku do větší vzdálenosti austenitu od fázového rozhraní austenit – bainitický ferit. Blízko tohoto rozhraní je úroveň uhlíku nižší, než při vyšší ochlazovací rychlosti. M/A složka je směsí vysokouhlíkového martensitu a austenitu. Objemový podíl v základní mikrostruktuře i rozdělení M/A složky v matici se významně podílí na snížení dosahovaných hodnot vrubové houževnatosti. Jemné a nejrovnoměrnější rozdělení této složky vede ke snížení objemového podílu granulárního bainitu, respektive jeho M/A složky. Toto snížení se dá provést zvýšenou rychlostí ochlazení. Při ovlivnění úrovně mechanických vlastností se projeví rozdílnost mikrostrukturních charakteristik bainitické fázové přeměny. Podstata podmínek vzniku a přesná klasifikace typů morfologie jsou důležité při návrhu nových typů bainitických ocelí.

6 Seznam použité literatury:

Monografické publikace:

1 MAZANCOVÁ, E. *Strukturně metalurgické charakteristiky vybraných typů rozpadu austenitu dislacivním mechanismem*. Ostrava, 2002. 65 l.,[29] l. příl. Habilitační práce (CSc). VŠB - Technická universita Ostrava. Fakulta metalurgie a materiálového inženýrství.

2 WANG, L.; GAO, C.; LIU, X.; WANG, Y. Effect of EMCP Parameters on the Microstructure and Properties of C460 gNH steel. *Journal of Shanghai University of Technology – Mater. Sci. Edhg.* 2009, roč. 24, č. 12, s. 917-921

3 COTA, A.B.; SANTOS, D.B. Microstructural characterization of bainite steel submitted to forsin testing and inter upled accelerate cooling. *Material characterization.* 2000, vol. 44, no. 3, s. 291-299

4 MAZANCOVÁ, E; MAZANEC, K. Physical metalurgy characteristic of M/A constituent formativ in granular bainite. *Materials Processing Technology.* 1997, roč. 64, s. 287-292.

5 HABRAKEN, L.J., ECONOMOPOULOS M. Bainitic microstructures in low – carbon alloy steels and their mechanical properties. *Transformation and hardenability in steels, Climax Molybdenum Comp.*, 1967, s. 69 - 107

6 MAZANCOVÁ, E. Vliv metalurgických parametrů na vlastnosti válcovaných bainitických ocelí obsahující M/A složku. *Hutnické listy.* 1997, roč. LII, č. 3, s. 14-16. ISSN 0018-8069

7 MAZANCOVÁ, E.; MAZANEC, K.; RUCKÁ, Z.; JANDOVÁ, D. Acikulár ferite and granular bainite microstructural aspect. *Sborník vědeckých prací VŠB – Technická universita Ostrava.* 2009, roč. LII, č. 3, řada hutnická, s. 145-150. ISSN 0474-8484

8 MAZANCOVÁ, E; MAZANEC, K; WYSLYCH, P. Physical metalurgy of granular bainite. *Kovové materiály.* 1995, roč. 33, č. 2, s. 94-104.

9 OHMORI, Y.; OHTANI, M.; KUNITAKE, T. The bainite in low carbon low alloy high strength steels. *Transactions ISIJ*, 1971, vol. 11, s. 250 - 259

10 BRAMFITT, B. L.; SPEER, J. G. A perspective on the morphology of bainite. *Metallurgical Transactions A*, 1990, vol. 21, no. 3 s. 817 – 829.

11 WANG, S. CH.; HSIEH, R. I.; LIOU, M. Y.; YANG, J. R. *Mater. Sci. Eng. A*, 1992, roč. 157, s. 29.

12 MAZANCOVÁ, E; MAZANEC, K. Fracture mechanisms of structural steels containing granular bainite. *Sborník mezinárodních konference FRACTOGRAPHY*. 1997, s. 17-23. ISSN 80-967814-X

13 ZHANG, M.; YAO, CH-W.; B LIU,B.; LI,J-H. Agglomerated alkaliflux for submerged arc welding of high strength – toughness steel XSO. *Translation of the China Welding Institution*, 2006, vol. 27, no. 10, s. 29-32

14 BEZECNÝ, Jan. *Vplyv technologie na vznik defektných lomov pri tepelnom spracovaní oceli*. Trenčín, 2007. Habilitační práce. TUAD v Trenčíně.

15 RODRIGUES, D.C.M.; COTA, A.B.; BARDORA, R.A.N.M.; SANOS, D.B. Deformation effects in austenite nonrecrystallization region on the microstructure and bainitic transformation temperature of a HSLA steel. In *Proc. Of the both Annual ABM international Congress, Belo Horizonte*. MG (Brazilie), červenec 2005

16 KONEČNÁ, R; VESELKO, J.; HRIVŇÁK,I.; CHALUPOVÁ, M.; Study of M/A konstituent in bainitic ductiles cast iron repaired by welding. *Sbor. 9 symp. Metalography*. duben 1995, s. 351-354

17 ČSN EN 10 002 – 1. *Kovové materiály – Zkoušení tahem- Část 1: Zkušební metoda za okolní teploty*. Praha : Český normalizační institut, 2002. 48 s.

18 ČSN EN 10 045 – 1. *Kovové materiály - Zkouška rázem v ohybu podle Charpyho – Část I. : Zkušební metoda (V a U vruby)*. Praha : Český normalizační institut, 1998. 12 s.