

# VÝVOJ NOVÝCH KONSTRUKČNÍCH PATINUJÍCÍCH OCELÍ

**Ondřej Žáček, Miroslav Liška**  
**Materiálový a metalurgický výzkum s.r.o.,**  
**Ostrava, www.mmvyzkum.cz**  
**Radek Kovář**  
**Evraz Vitkovice Steel a.s., Ostrava, www.vitkovicesteel.cz**  
**Kateřina Kreislová**  
**SVUOM s.r.o., Praha, www.svuom.cz**

## 1. Úvod

V současnosti se, zejména ve světě, pro silniční a železniční komunikace zvyšuje spotřeba ocelí, které nevyžadují aplikaci nátěrových povlaků ani jinou povrchovou úpravu. Důvodem je nižší ekologická zátěž a nižší cena. Základní specifickou vlastností ocelí se zvýšenou odolností proti atmosférické korozi (patinujících ocelí) je jejich schopnost tvořit za vhodných atmosférických podmínek postupně na svém povrchu vrstvu rzi, která významně zpomaluje rychlost koroze [1]. První patinující ocel byla patentována a zavedena v r. 1933 v USA. V období po r. 1968 byly v ČSSR vyvinuty oceli s označením Atmofix svými charakteristikami srovnatelné s ocelmi Corten, které byly využity pro celou řadu ocelových konstrukcí i architektonických aplikací. Postupně bylo vybudováno několik desítek objektů, z nichž základní představitelé byli periodicky hodnoceni. Nejrozšířenějším použitím jsou stožáry a mostní konstrukce – viz. **Obrázek 1**. Doporučené konstrukční řešení objektů z patinujících nízkolegovaných ocelí je v řadě národních i mezinárodních směrnic.

Pro náročné konstrukce také vzniká potřeba vysokopevných patinujících ocelí. V ČR jsou pro silniční a železniční komunikace používány zejména oceli typu ATMOFIX jakosti S235W(P) a S355W(P) (dle ČSN EN 10025-5). Tyto patinující nízkolegované oceli obsahují malé množství Cr, Cu, Ni, P a dalších legujících prvků (např. Mo), mikrostruktura je feriticko-perlitická a mají mez kluzu do cca  $R_{p0,2} = 400$  MPa, tažnost reálně přes  $A5 = 30\%$  a poměrně dobrou korozní odolnost  $CRI = 6,2 \div 6,5$  (korozní index dle ASTM G101). Ačkoli pro běžné (méně náročné) konstrukce jsou tyto vlastnosti dostačující, z metalurgicko-materiálového pohledu již tato feriticko-perlitická koncepce patinujících ocelí nemá potenciál pro další vývoj.

Korozní odolnost ocelí typu ATMOFIX je za běžných podmínek užívání dostačující. Počáteční korozní rychlost těchto ocelí je přibližně stejná jako nelegovaných ocelí a vyšší odolnost se projeví po určité době. Tvorba ochranné vrstvy korozních produktů – patiny – je podmíněna

cyklickým působením mokrých a suchých period. Ve vhodných atmosférických podmínkách (uplatňuje se i vliv znečištění ovzduší) vzniká postupně pevná a přilnavá vrstva korozních produktů – patina, která zpomaluje korozní proces. V běžných atmosférických podmínkách (korozní agresivita stupně C3) se v období cca 3 – 4 leté expozice sníží korozní rychlost patinujících ocelí na hodnoty 5 – 7  $\mu\text{m}\cdot\text{r}^{-1}$  na rozdíl od běžných konstrukčních uhlíkových ocelí, u kterých se sníží pouze na hodnotu 25 – 30  $\mu\text{m}\cdot\text{r}^{-1}$ .

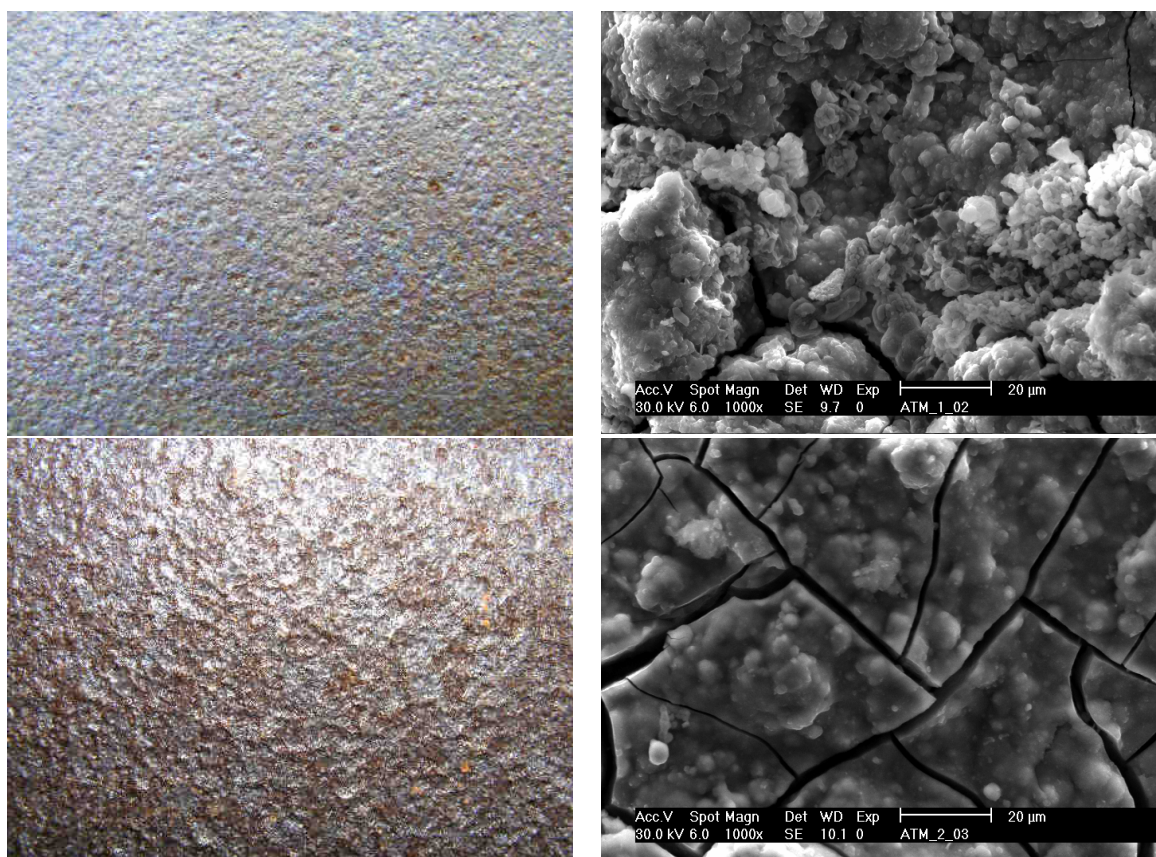


**Obrázek 1:** Příklady konstrukcí z patinující oceli v ČR [1]

Vrstva patiny se vyvíjí postupně a ustálených vlastností dosahuje cca po 3 až 5 letech. Struktura, barva i ochranná funkce patiny závisí na expozičním prostředí a konstrukčním uspořádání. Základní vlastnosti patiny oproti běžné rzi jsou vyšší kompaktnost, nižší poréznost, více amorfních podílů, apod. Tloušťka vrstvy rzi-patiny dosahuje max. 200  $\mu\text{m}$ , průměrné tloušťky jsou cca 100  $\mu\text{m}$ . Ochranná účinnost vzniklých vrstev korozních produktů závisí zejména na jejich schopnosti bránit proniku agresivního prostředí vrstvou a snižovat významně korozní rychlost. Hlavní složky korozních produktů oceli jsou goethit  $\alpha\text{-FeOOH}$  (nejstabilnější fáze), akaganeit  $\beta\text{-FeOOH}$ , lepidokrokit  $\gamma\text{-FeOOH}$ , magnetit  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  a také amorfní sloučeniny. Na základě porovnání poměru jednotlivých sloučenin ve vrstvě patiny byl definován PAI (Protective Ability Index), který je kvantitativním kritériem ochranné účinnosti patiny. Příklady vzhledu ochranné patiny na konstrukcích jsou uvedeny na Obrázku 2. [1] Pokud jsou však ve větší míře používány chemické posypové látky obsahující chloridy a je zanedbávána pravidelná údržba konstrukcí komunikací, patina již není schopna vlastní materiál plně chránit.

V r. 2008 bylo provedeno hodnocení několika mostů po 25 – 30 letech expozice a spolu s chemickým složením byl stanoven PAI pro vrstvy rzi s různým ovlivněním posypovými solemi. Pro vrstvy korozních produktů neobsahujících významné koncentrace chloridů byla hodnota PAI

v rozsahu 0,6 – 1,1, u vzorku korozních produktů obsahujících 2,8 hmot.% Cl<sup>-</sup> byla hodnota PAI 0,2.



**Obrázek 2:** Příklady vzhledu ochranné patiny na konstrukcích v ČR po cca 25 letech expozice [1]

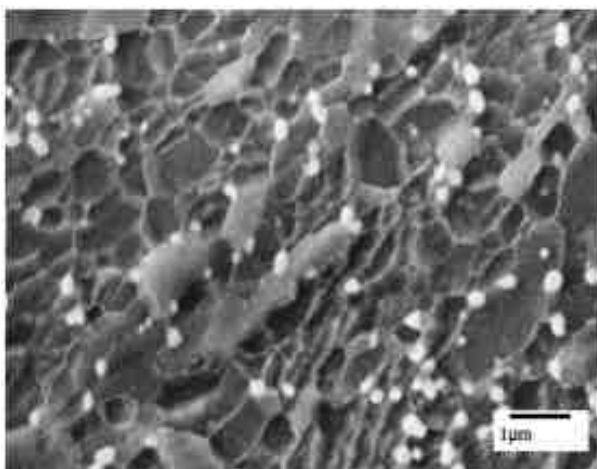
Ve světě je vývoj vysokopevných ocelí se zvýšenou odolností proti atmosférické korozi podnícen zejména stavbou náročných silničních a železničních komunikací v přímořských a pobřežních oblastech se zvýšeným obsahem chloridů v atmosféře (salinitou). Vývoj se ubírá několika různými směry. Před několika lety byla vyvinuta koncepce patinujících ocelí se zvýšeným obsahem Ni (až 3% Ni). Ni v oceli však zásadním způsobem zvyšuje její cenu a komplikuje její recyklování. Proto se tato koncepce postupně opouští. Na základě analýzy termodynamické stability různých typů korozi (systémů Fe-X) bylo zjištěno, že v metalurgii běžné prvky Si a Al mají potenciál vytvářet stabilní, komplexní oxidy s Fe. Navíc Si a Al neznemožňují recyklaci oceli. Bez ohledu na obsah Si a Al v oceli je pak známo, že zvýšení pevnosti oceli lze dosáhnout zjemněním zrna.

Jedním zásadním současným světovým směrem vývoje ocelí se zvýšenou odolností proti atmosférické korozi jsou tedy mikrolegované,

termomechanicky válcované oceli s klasickou feriticko-perlitickou strukturou. Dalším současným směrem vývoje jsou pak nízkouhlíkové bainitické (případně feriticko-bainitické) oceli.

### 1.1 Mikrolegované termomechanicky válcované oceli

Mikrolegované oceli jsou nízkouhlíkové oceli s klasickou feriticko-perlitickou mikrostrukturou. Mnoho autorů studovalo vliv legujících prvků [např. 2-4] a strukturu korozní vrstvy [např. 5-7] a dalších korozní vlastnosti/korozní chování. Zhang [8] uvádí, že u patinující oceli 09CuPCrNi perlit zhoršuje korozní odolnost (stanoveno v urychlené korozní zkoušce solnou mlhou). Chen [9] studoval nízkouhlíkové mikrolegované oceli s různými mikrostrukturami (čistě feritické, feriticko-perlitické, feriticko-bainitické). Ačkoli výsledky (v důsledku použité metodiky) nebyly zcela jednoznačné, nejnižší korozní odolnost vykazovala ocel s feriticko-perlitickou mikrostrukturou. U mikrolegovaných, termomechanicky válcovaných ocelí je, díky specifickému chemickému složení, silně omezena tvorba perlitické fáze. U těchto ocelí je díky mikrolegování, případně v kombinaci s vhodným režimem termomechanického válcování, dosaženo jemnozrné mikrostruktury a díky tomu také mimořádných mechanických vlastností. Např. Nishimura [10] ve své práci brámu z mikrolegované oceli avšak s vysokým obsahem Si a Al prudce ochladil z teploty 1100°C na teplotu 650°C. V teplotním intervalu 650°C až 500°C pak provedl víceprůchodové válcování za tepla s celkovou deformací 95%, čímž dosáhl ultra-jemnozrné mikrostruktury tvořené feritem a cementitem. Velikost zrna vzorku válcovaného při teplotě 600°C byla 1  $\mu\text{m}$  – viz. **Obrázek 3**.



**Obrázek 3:** Mikrostruktura mikrolegované oceli s Si a Al válcované při teplotě 600°C [10]

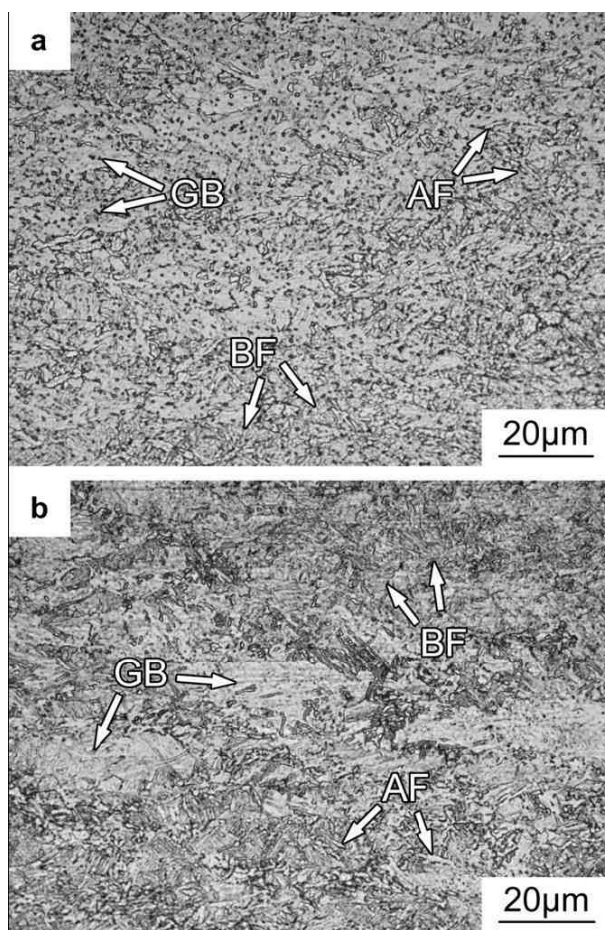
To je v podstatě stejná velikost zrna, jako u běžné uhlíkové Si-Mn oceli válcované při stejné teplotě. Pevnost mikrolegované oceli s Si a Al byla však asi o 130MPa vyšší než pevnost uhlíkové Si-Mn oceli. Je to důsledek zpevnění tuhého roztoku prostřednictvím Si a Al. Obecně by bylo možné říci, že ocel s Si a Al vykazuje v porovnání s Si-Mn ocelí nižší tažnost. V důsledku zjemnění zrna však vzorky z vývalků mikrolegované oceli s Si a Al vykazovaly mimořádně vysokou tažnost. Na základě tohoto zjištění se jeví nadějně vyvinout ocel s vyššími obsahy Si a Al, která bude mít vysokou korozní odolnost a díky zjemnění zrna rovněž mimořádnou tažnost.

## 1.2 Nízkouhlíkové bainitické oceli

V porovnání s klasickými feriticko-perlitickými patinujícími ocelmi vykazují vyšší pevnost v důsledku bainitické mikrostruktury a výbornou svařitelnost díky nízkému obsahu uhlíku. Nízký obsah uhlíku má také vliv na formování homogenního bainitu. Pokles pevnosti jako důsledek nízkého obsahu uhlíku pak musí být kompenzován vhodným legováním (mikrolegováním) a termomechanickým režimem zpracování. Podle různých autorů [např. 9] podíl homogenního bainitu v mikrostruktuře způsobuje, kromě mimořádných mechanických vlastností také velice dobrou korozní odolnost proti atmosférické korozi. U klasických nízkouhlíkových bainitických ocelí termomechanické zpracování představuje režim válcování se zrychleným ochlazením po doválcování. Mikrostrukturu takovéto klasické bainitické oceli [11] představuje **Obrázek 4. (Obr. 4a** – ocel 0,03% hm. C; **Obr. 4b** – ocel s 0,05% hm. C). Mikrostruktura obou ocelí je dosti podobná, je tvořena převážně granulárním bainitem (GB) a bainitickým feritem (BF) s malým množstvím acikulárního feritu (AF).

Z pohledu využití takovéto koncepce chemického složení, či obecně využití bainitických ocelí se zvýšenou odolností proti atmosférické korozi se však objevují jistá úskalí. Problémem je, že již z principu bainitická patinující ocel nemůže svým chemickým složením vyhovět limitům daným normou ČSN EN 10025-5. Kromě chemického složení pak takto koncipovaná, po doválcování zrychleně ochlazená ocel, nespĺňuje dodací podmínky stanovené normou, která umožňuje pro tlusté plechy pouze stav +N (normalizačně žíhaný nebo normalizačně válcovaný), nebo stav +AR (po válcování). Tento problém by byl eventuálně řešitelný tím, že by byl materiál dodáván na základě materiálového listu. Zásadnější překážkou je ale skutečnost, že tradiční český výrobce plechů z patinujících ocelí nedisponuje zatím technologií zrychleného ochlazení plechu. Při

uvažovaném chemickém složení bude po volném ochlazení na vzduchu mikrostruktura plechu tvořena feritem a perlitem s pouze minimálním (případně vůbec žádným) podílem bainitu. V rámci řešení výzkumného projektu MPO FT-TA5/076 *Výzkum vlastností stávajících a nově vyvíjených patinujících ocelí z hlediska jejich využití pro ocelové se pokoušíme v rámci experimentu upravit chemické složení tak, aby výsledkem byla samokalitelná bainitická ocel.*



**Obrázek 4:** Mikrostruktura vysokopevných patinujících ocelí – **a)** ocel A1 s 0,03%C – kvazi-polygonální ferit, granulární bainit a bainitický ferit; **b)** ocel A2 s 0,05%C – granulární bainit a bainitický ferit a malé množství acikulárního feritu [11]

## 2. Popis experimentu

V úvodu byla zmíněna potřeba zvýšené korozní odolnosti v souvislosti s používáním posypových solí. Rozhodli jsme se tedy vyjít ze nově vyvíjených světových koncepcí ocelí se zvýšenou odolností proti atmosférické korozi. Tyto oceli totiž také určeny především pro prostředí vyžadující zvýšenou odolnost v prostředí s vysokou salinitou. Abychom se

však více přiblížili omezením daným normou ČSN EN 10025-5 a výrobním technologickým možností, byla chemická složení jak mikrolegovaných termomechanicky válcovaných ocelí, tak nízkouhlíkové bainitické oceli modifikována.

Jako pomocný nástroj při těchto úpravách chemického složení byl použit počítačový program TTSteel, určený pro konstrukci rozpadových diagramů oceli a predikci mechanických vlastností po ochlazení nebo tepelném zpracování. Tyto vlastnosti program simuluje na základě chemického složení oceli a struktury výchozího austenitického zrna.

U mikrolegovaných, termomechanicky válcovaných patinujících ocelí bylo chemické složení modifikováno zejména ve smyslu přiblížení platné normě ČSN EN 10025-5. V úvodu bylo zmíněno, že perlitická fáze zhoršuje korozní odolnost oceli. Byly tedy navrženy 2 různé modifikace patinujících mikrolegovaných ocelí, u kterých je v důsledku specifického legování perlitická fáze silně potlačena. U první oceli byly mírně na horní hranici podle normy ČSN EN 10025-5 zvýšeny obsahy Si a P. U druhé mikrolegované oceli je chemické složení také koncipováno tak, aby byla potlačena tvorba perlitu, navíc je u ní ještě poměrně výrazně zvýšen obsah Si a Al. Schopnost těchto prvků vytvářet stabilní oxidy, které dále zvyšují korozní odolnost oceli je zmíněna v úvodu. Přesné chemické složení obou poloprovozních taveb mikrolegovaných patinujících ocelí je uvedeno v **Tabulce 1**.

**Tabulka 1.** – Chemického složení experimentálních patinujících ocelí

Obsah prvku [hm. %]	Označení taveniny		
	Mikrolegovaná	Si + Al	Bainitická
C	0,05	0,08	0,05
Mn	0,9	1,2	1,9
Si	0,5	<b>0,7</b>	0,3
P	0,03	0,01	0,01
S	0,005	0,005	0,005
Ni	0,01	0,01	0,2
Cr	0,55	0,2	0,4
Mo	0,005	0,005	0,05
Cu	0,3	0,3	0,3
V	0,005	0,005	0,008
Ti	0,019	0,019	0,019
Nb	0,05	0,05	0,05
Al	0,05	<b>0,7</b>	0,05
B	0,0003	-	0,003
CEV [%]	0,333	0,343	0,492
CRI [-]	6,735	6,270	6,218

U poloprovozní tavby nízkouhlíkové bainitické tavby bylo nutné modifikovat chemické složení tak, aby podílu bainitu ve struktuře bylo dosaženo již při rychlosti ochlazování odpovídající volnému chladnutí na vzduchu. Z toho důvodu byla výrazně zvýšena úroveň legování B, částečně byl zvýšen také obsah Mn, Ni a Mo. V důsledku toho se také zvýšil uhlíkový ekvivalent oceli, přesto však vyhovuje limitu 0,52 pro ocel S355 podle ČSN EN 10025-5. Přesné chemické složení poloprovozní nízkouhlíkové bainitické tavby patinující oceli je opět uvedeno v **Tabulce 1**.

V **Tabulce 1** je také uvedena hodnota korozního indexu CRI, který charakterizuje korozní odolnost oceli. Je však třeba upozornit, že u takto koncipovaných ocelí jde pouze o orientační hodnotu, protože dle standardu ASTM G101 je korozní index CRI definován na základě výsledků odolnosti ocelí s poněkud jiným chemickým složením, zejména nezohledňuje prvky Si a Al.

Samotné poloprovozní tavby patinujících ocelí byly odlity při teplotě cca 1620°C do ingotu HE-15, velikost taveb je cca 1650kg. Ingoty všech tří taveb byly na blokové válcovací trati převálcovány na bramy s příčnými rozměry 135x250 mm a následně válcovány na univerzální trio válcovací stolici na pásnice tloušťek 10; 20 a 35 mm. Doválcovací teplota pro jednotlivé tloušťky byla cca 890, 860, resp. 850°C.

### 3. Naměřené hodnoty a hodnocení

Mechanické vlastnosti (smluvní mez kluzu  $R_{p0,2}$ , pevnost  $R_m$  a tažnost A5) pásnic z jednotlivých poloprovozních taveb ve stavu po válcování, které můžeme označit jako normalizační, byly stanoveny tahovou zkouškou na plochých vzorcích z plné tloušťky, tedy 10, 20 a 35 mm (viz. **Obrázek 5** – tahové zkoušky po přetržení). Hodnoty mechanických vlastností stanovené tahovými zkouškami ve směru válcování pásnic, tedy z hlediska zkoušení plochých vývalků v tzv. podélném směru, jsou uvedeny v **Tabulce 2**. Je vidět, že u všech zkoumaných ocelí a tloušťek se podařilo dosáhnout velmi vysoké úrovně meze kluzu, která splňuje požadavky EN 10025-5 pro jakost S355. U bainitické varianty oceli je ovšem překročena maximální předepsaná úroveň pevnosti podle této normy. Rovněž tažnosti jsou na mimořádně vysoké úrovni pro tento pevnostní stupeň u ocelí označených jako mikrolegovaná a Si+Al. U bainitické oceli je sice tažnost poněkud nižší, nicméně, se zřetelem k pevnosti oceli, nepodkračuje nijak výrazně požadovanou úroveň pro jakost S355 podle EN 10025-5.





**Obrázek 5:** Ploché tahové zkoušky tloušťek 10, 20 a 35 mm po přetržení

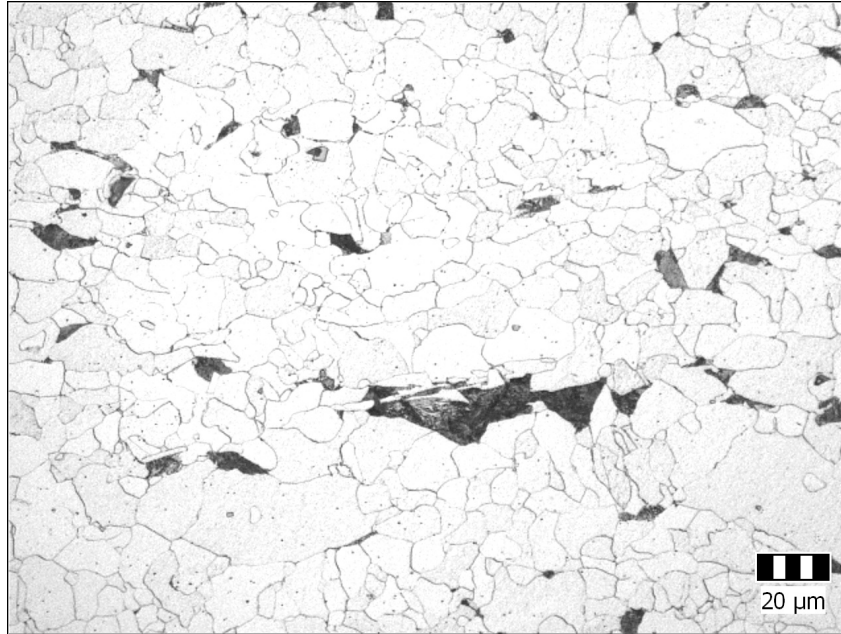
**Tabulka 2:** Mechanické vlastnosti pásnic z laboratorních taveb patinujících ocelí stanovené tahovými zkouškami

Tl. pásnice [mm]	Mikrolegovaná			Si + Al			Bainitická		
	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	A5	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	A5	R <sub>p0,2</sub>	R <sub>m</sub>	A5
	[MPa]	[MPa]	[%]	[MPa]	[MPa]	[%]	[MPa]	[MPa]	[%]
10	410	544	29,5	460	555	32,0	422	678	21,4
20	397	486	33,3	443	535	31,4	405	650	24,6
35	369	485	29,3	402	525	27,5	403	656	20,4

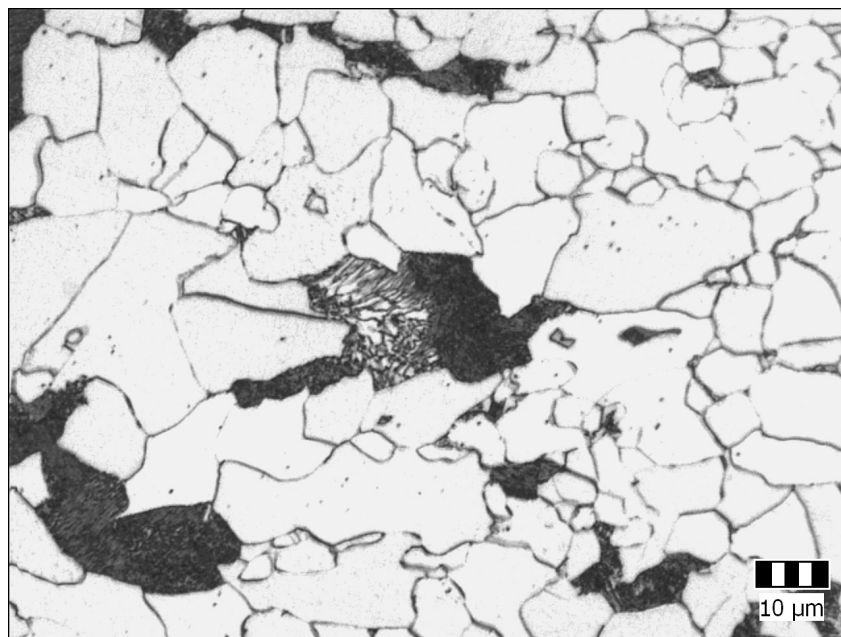
Pro srovnání norma ČSN EN 10025-5 uvádí nejnižší mez kluzu  $R_{emin} = 355$  MPa, pevnost v tahu  $R_m = 470 - 620$  MPa a nejnižší tažnost napříč  $A5 = 22\%$ .

Na vzorcích z ploštin tloušťky 20 mm všech tří poloprovozních taveb bylo provedeno mikrostrukturní šetření a stanovení podílu fází. Po klasické metalografické přípravě vzorků (broušení, leštění, naleptání v Nitalu) byly na mikroskopu OLYMPUS s CCD kamerou provedeny snímky mikrostruktury při zvětšeních 200x, 500x a 1000x.

**Obrázek 6.** ukazuje mikrostrukturu z ½ tloušťky pásnice z „mikrolegované“ patinující oceli. Zvětšení snímku je 500x. Pomineme-li řádky oxidů ve feritické fázi, které jsou důsledkem poloprovozního zpracování tavby, jedná se o klasickou feriticko-perlitickou struktura s mírně usměrněným charakterem a silně omezenou perlitickou fází.



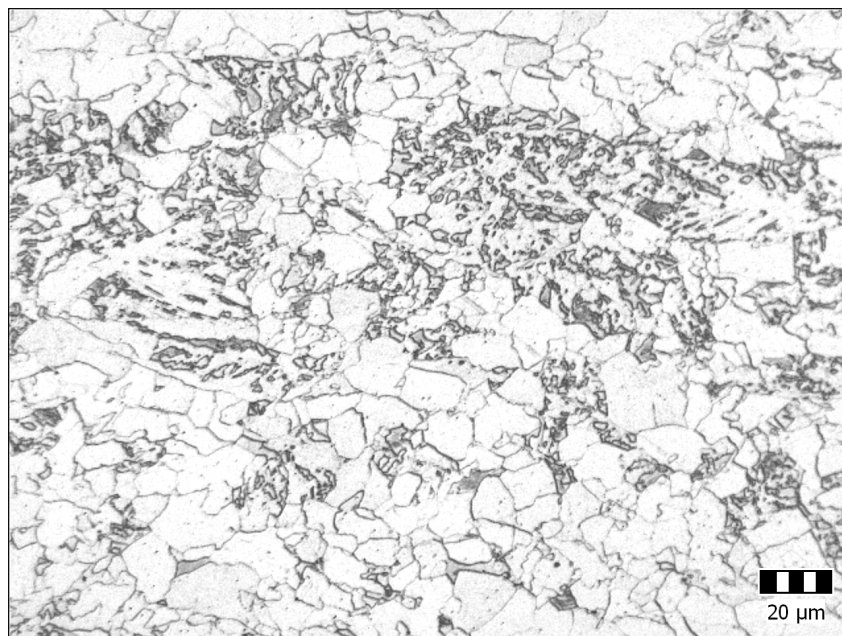
**Obrázek 6:** Snímek mikrostruktury „mikrolegované“ tavby patinující oceli z ½ tloušťky pásnice (zvětšení 500x)



**Obrázek 7:** Snímek mikrostruktury „Si + Al“ tavby patinující oceli (zvětšení 1000x)

Na **Obrázku 7.** lze pozorovat podobnou feriticko-perlitickou mikrostrukturu (s omezeným množstvím perlitické fáze) „Si+Al“ tavby patinující oceli při zvětšení 1000x. Hrubší oxidické vměstky a nespojitě perlitické řádky a také protáhlé sulfidy, viditelné na snímcích s menším zvětšením, jsou opět důsledkem především poloprovozního zpracování tavby. Na některých snímcích byly lokálně detekovány karbonitridy titanu.

**Obrázek 8.** ukazuje feriticko-bainitickou mikrostrukturu „bainitické“ tavby patinující oceli. Mikrostruktura je mírně přednostně orientovaná ve směru válcování. Jedná se o snímek z ½ tloušťky pásnice se zvětšením 500x.



**Obrázek 8:** Snímek mikrostruktury nízkouhlíkové „bainitické“ tavby patinující oceli z ½ tloušťky pásnice (zvětšení 500x)

Analýza podílu fází byla na vzorcích provedena bodovou metodou na přístroji ELTINOR 1000 přibližně na 1000 bodech. Výsledné hodnoty podílů detekovaných fází jsou uvedeny v **Tabulce 3**.

**Tabulka 3:** Objemový podíl pozorovaných fází stanovený bodovou metodou

Podíl fází [obj. %]	Označení tavby		
	Mikrolegovaná	Si + Al	Bainitická
Ferit	96,22	95,14	59,31
Perlit	3,78	4,86	–
Bainit	–	–	40,69

#### 4. Závěry

V příspěvku jsou připomenuty základní charakteristiky a možnosti využití ocelí se zvýšenou odolností proti atmosférické korozi. Ukazuje se, že ačkoli jsou v ČR stále nejpoužívanější patinující oceli typu Atmosfix, ve světě jde vývoj patinujících ocelí směrem k využití levnějších koncepcí

legování a využití moderních technologií válcování. Na základě literární rešerše se v rámci řešení výzkumného projektu zabýváme výzkumem možnosti modifikace chemického složení v duchu moderních světových vývojových koncepcí tak, aby byly realizovatelné za daných domácích technicko-technologických podmínek a aby pokud možno v co nejvyšší míře respektovaly omezení daná normou ČSN EN 10025-5.

S tímto cílem byly odlity a následně válcovány na pásnice tři poloprovozní tavby experimentálních patinujících.

U taveb označených jako „mikrolegovaná“ a „Si+Al“ (chemické složení viz. **Tabulka 1.**) se podařilo při velice dobré hodnotě uhlíkového ekvivalentu ( $CEV = 0,333\%$  resp.  $CEV = 0,343\%$ ) dosáhnout ocelí s velice dobrými mechanickými hodnotami (viz **Tabulka 2.**), přičemž mikrostruktura těchto ocelí je tvořena více než 95% feritu, což je také předpokladem pro vysokou korozní odolnost. Další oblastí zájmu při vývoji těchto ocelí je režim válcování, kdy se zabýváme jeho úpravami tak, abychom dokázali co nejvíce zjemnit mikrostrukturu a tím zlepšit mechanické vlastnosti.

U nízkouhlíkové „bainitické“ tavby se modifikací chemického složení podařilo dosáhnout podílu bainitu ve struktuře (cca 40% bainitu u pásnice tloušťky 20 mm) při volném ochlazování pásnic na vzduchu (tedy bez zrychleného ochlazování po doválcování). Pevnost pásnic z této oceli je velice vysoká, dosahuje hodnot okolo  $R_m = 660$  MPa (v závislosti na tloušťce), mez kluzu je však pouze průměrná – hodnoty okolo  $R_{p0,2} = 410$  MPa. Nepotvrdily se obavy z nízké tažnosti bainitické mikrostruktury – dosažená tažnost je přes  $A5 = 20\%$ . Podílu bainitu ve struktuře je však dosaženo za cenu poměrně výrazné úrovně legování, takže uhlíkový ekvivalent dosahuje hodnoty  $CEV = 0,492\%$ . U této oceli je ještě poměrně rozsáhlý prostor pro další úpravy chemického složení a také pro úpravy režimu válcování. Byla však získána nízkouhlíková bainitická samokalitelná ocel, na níž bude následně možné ověřit literární údaje o dobré korozní odolnosti ocelí s bainitickou, resp. feriticko-bainitickou mikrostrukturou.

Další plánované práce při vývoji těchto modifikovaných patinujících ocelí v rámci řešeného projektu bude praktické ověření jejich odolnosti proti atmosférické korozi formou urychlených laboratorních i dlouhodobých zkoušek korozní odolnosti.

*Příspěvek byl zpracován s finanční podporou v rámci projektu MPO FT-TA5/076.*

## LITERATURA

- [1] [www.atmofix.cz](http://www.atmofix.cz)
- [2] X. H. Chen, J. H. Dong, E. H. Han, W. Ke: Effect of Ni on the ion-selectivity of rust layer on low alloy steel. *Material Letters* 61, 2007, pp 4050 – 4053
- [3] A. Tahara, T. Shinohara: Influence of the alloy element on corrosion morphology of the low alloy steels exposed to the atmospheric environments, *Corrosion Science* 47, 2005, pp. 2589 – 2598
- [4] T. Ishikawa, M. Kumagai, A. Yasukawa, K. Kandori, T. Nakayama, F. Yuse: Influences of metal ions on the formation of c-FeOOH and magnetite rusts, *Corrosion Science* 44, 2002, pp. 1073 – 1086
- [5] S. Hara, T. Kamimura, H. Miyuki, M. Yamashita: Taxonomy for protective ability of rust layer using its composition formed on weathering steel bridge. *Corrosion Science* 49(3), 2007, pp. 1131 – 1142
- [6] M. Yamashita, H. Miyuki, Y. Matsuda, H. Nagano, T. Misawa: The long term growth of the protective rust layer formed on weathering steel by atmospheric corrosion during a quarter of a century,. *Corrosion Science* 36, 1994, pp. 283 – 299
- [7] T. Kamimura, S. Hara, H. Miyuki, M. Yamashita, H. Uchida: Composition and protective ability of rust layer formed on weathering steel exposed to various environments, *Corrosion Science* 48, 2006, pp. 2799 – 2812
- [8] C. L. Zhang, D. Y. Cai, B. Liao, T. C. Zhao, Y. C. Fan: A study on the dual-phase treatment of weathering steel 09CuPCrNi, *Material Letters* 58, 2004, pp.1524 – 1529
- [9] Y. Y. Chen: Corrosion resistance and mechanical properties of low-alloy steels under atmospheric conditions, *Corrosion Science* 47, 2005, pp. 1001 – 1023
- [10] T. Nishimura: Rust formation and corrosion performance of Si- and Al-bearing ultrafine grained weathering steel; *Corrosion Science* 50, 2008, pp. 1306–1312
- [11] J. Guo, C. Shang, S. Yang, H. Guo, X. Wang: Weather resistance of low carbon high performance bridge steel, *Materials and Design*, 2008 (Article in Press)