

SYNERGIE KOROZNÍHO PŮSOBENÍ A DEFECTŮ VE SVARECH

M. Černý, J. Filípek

Received: March 31, 2003

Abstract

ČERNÝ, M., FILÍPEK, J.: *Synergy of corrosion activity and defects in weld bonds*. Acta univ. agric. et silvic. Mendel. Brun., 2004, LII, No. 2, pp. 105-114

Presented work evaluates synergism of atmosphere corrosive action and material defects. These defects appear not only during particular technological process of connecting of structural material but also during cooling and up to hundreds hours afterwards. The multiplication of degradation impact of defects in joint welds and heat-affected zone caused by activity of atmosphere acidic medium is simulated in condensation chambers. The verification is realized by use of mechanical uniaxial tension loading and following fractographic and metalgraphic analysis.

The metal plasticity is sufficient factor to eliminate thermal stress in tough metal (11 373). This is reflected in more homogenous weld root area (with no cracks). The corrosion influence of environment is in case of such specimens limited to very slight decrease of weld maximum load. The ultimate strength value decreases approximately for 20MPa only in contrast to dramatic strength decrease in case of 11 503 material. Before metalographic examination was observed surprisingly great value of load capacity of spot welds. These welds were not ruptured nor in a single case even during maximum length of corrosion exploitation. The consequent material analysis discovered high qualitative material and strength properties of this kind of joint.

welding, defects, corrosion, mechanical properties

Řadu konstrukcí ve strojírenské praxi není možno bez svařování buď vůbec realizovat nebo jen s velkými potížemi a náklady. Svařování dále významně přispívá k realizaci úspor materiálu a energie, ke snižování hmotnosti výrobků, zlepšení jejich užitných vlastností a zvyšování produktivity práce. Odhaduje se, že představuje-li pracnost svařování asi 4 % celkové pracnosti výroby, podílí se na zvýšení produktivity minimálně o 20 %.

Obširné zpracování problematiky svarů korozivzdorných ocelí ve sbornících z mezinárodních konferencí, časopisech zahraničních i tuzemských a v knihách evokovalo vznik předkládané práce. Velké množství svařovaných konstrukcí ocelí třídy 11 (11 373, 11 503) podlehl haváriím z důvodu porušení

iniciovaných právě z vad vzniklých po svaření a šířících se pod napětím v korozních podmínkách. Přesto informace z této oblasti chybějí.

Vyhovující jakost svarových spojů závisí nejen na vlastnostech základního materiálu a jeho tloušťce, ale také na technologických podmínkách a konstrukčních řešeních. Při posuzování svařitelnosti je třeba vzít v úvahu metalurgická, technologická i konstrukční kritéria. Toto je předmětem hodnocení svařitelnosti ocelí (ČSN 05 1310). Oceli jsou rozděleny do čtyř skupin.

Nejdůležitější místo zaujímají tzv. zaručeně svařitelné konstrukční oceli. Jsou určeny především pro výrobu svařovaných konstrukcí, potrubí apod., u nichž při dodržení vhodné technologie má svarový

spoj předepsanou pevnost a houževnatost ve stavu po svaření. Z hlediska technologického se musí tyto oceli rozdělit na uhlík-manganové, mikrolegované a vysokopevnostní (bainitické a martenzitické).

Stávající poznatky o defektech ve svarech

Svařování s sebou nese vždy i možnost výskytu defektů ve svarovém kovu a v TOO (Obr. 1). Defekty, které snižují kvalitu svarového spoje, tvoří velkou skupinu diskontinuit, z nichž nejvýznamnější jsou:

- trhliny za horka ve svarovém kovu
- zkřehnutí svarového kovu spoje
- nevyhovující vlastnosti teplem ovlivněné oblasti svaru
- opožděné trhliny.

Trhliny za horka

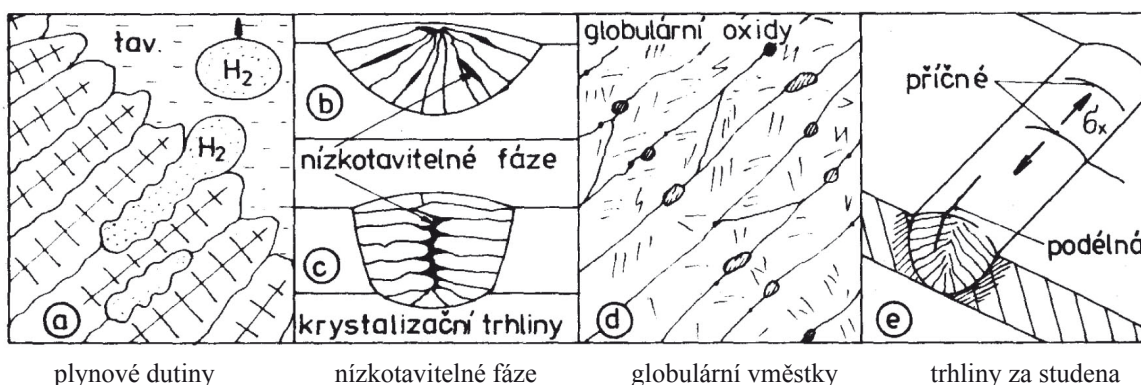
Trhliny za horka se vyskytují zpravidla ve středové části svarového kovu, tj. v místech, kde se stýkají podélné osy rostoucích dendritů a nejpozději tuhne kov. Častěji se tvoří u ocelí nižších pevností, na jejichž čistotu se kladou menší požadavky, nebezpečnější jsou však u ocelí vysokopevnostních. Hlavní příčinou

jejich vzniku je nedostatečná plasticita nebo nízká pevnost svarového kovu bezprostředně po ztuhnutí, obvykle způsobená segregací nečistot na hranicích primárních krystalů. Základní materiál se podílí na vzniku trhlin za horka jen v míře odpovídající zředění svarového kovu, a proto je jeho vliv rozhodující jen při svařování bez přídavného materiálu, např. metodou WIG, plazmovým obloukem, svazkem elektronů, laserem apod.

Na lomové ploše trhlin za horka se dá obvykle identifikovat některá z těchto nízkotavitelných fází:

- sirnikové eutektikum FeS-Fe
- nízkotavitelné komplexní silikáty $\text{SiO}_2\text{-FeO-MnO}$
- nízkotavitelné eutektikum železo-karbid Nb.

Riziko trhlin za horka zvyšují takové technologické faktory, jejichž důsledkem je hluboká a úzká tavná lázeň. Při vysoké proudové hustotě a vysoké rychlosti svařování mají dendrity nevhodnou orientaci a nízkotavitelné fáze se koncentrují uprostřed svaru. Zvýšené nebezpečí přináší krátké svary a nevhodný postup kladení housenek, kdy se požadují vysoké nároky na plasticitu svarového kovu.



1: Defekty svarového kovu

U dlouhých nepřerušovaných svarů se mohou postupně hromadit v tavné lázni nečistoty, až dosáhnou kritické hranice. Mechanismus hromadění nečistot je stejný, jaký se využívá při zonální rafinaci vysoce čistých kovů. Tento problém je typický pro svařování svazkem elektronů, kde chybí rafinační účinek aktivní strusky.

Zkřehnutí svarového kovu spoje

Svarový kov spoje má obvykle nízký obsah uhlíku i nečistot, je řádně desoxidovaný, a proto je zpravidla houževnatější než základní materiál. Pokud jsou přesto potíže s nedostatečnou plasticitou nebo s nízkou vrubovou houževnatostí, je nutno zkontrolovat zředění svarového kovu základním materiálem a plochu

průřezu svarové housenky. Příčinou zkřehnutí může být:

- precipitace karbidů a karbonitridů
- nevhodná struktura svarového kovu
- intersticiální prvky v tuhém roztoku mají výrazně negativní vliv, především volný dusík a vodík jsou hlavními původci pórovitosti a bublin ve svaru.

Zkřehnutí svarové housenky se může v krajních případech projevit vznikem příčných trhlin za studena, které ojediněle zasahují až do základního materiálu a jsou důsledkem nedostatečné plasticity svarového kovu a podélných tepelných pnutí, která vznikají v průběhu chlazení.

Vlivem teplotního a deformačního cyklu dochází v TOO především k hrubnutí zrna a dalším strukturním a substrukturním změnám, jejichž důsledkem může být nepřipustné zhoršení vlastností svaru, hlavně:

- a) pokles pevnosti se očekává vesměs jen u ocelí řízeně válcovaných nebo zušlechtěných, obvykle v důsledku překročení limitované hodnoty Q_s
- b) pokles tažnosti se zjistí při zkoušce svaru ohybem přes trn předepsaného $\emptyset$ a může být zaviněn nadměrným zhrubnutím zrna, přítomností Widmannstätténovy struktury u C-Mn ocelí, zakalením v důsledku nízkého Q_s nebo precipitačním vytvrzením u mikrolegovaných ocelí (V-N)
- c) nevyhovující vrubová houževnatost, vysoká tranzitní teplota jsou poměrně časté závady a mají zhruba stejný původ jako pokles tažnosti.

Opožděné trhliny

Opožděné trhliny jsou defektem, který nejvíc ohrožuje bezpečnost svarů všech ocelí o vyšší pevnosti, tvoří se v zakalené struktuře TOO a mohou být příčinou křehkého porušení nebo zárodkem únavového lomu.

První havárie z titulu opožděných trhlin byly popsány začátkem čtyřicátých let dvacátého století a již tehdy bylo zřejmé, že vznikají v zakalené struktuře TOO, také byl předložen první vzorec, který dával do souvislosti sklon k trhlínám s chemickým složením oceli. Později se prokázal a kvalifikoval vliv vodíku a zbytkových pnutí a zjistilo se, že nejúčinnějším opatřením je předehřev, neboť současně snižuje rychlost ochlazování (tím zabrání tvorbě martenzitu), snižuje teplotní spád (a tím i tepelná pnutí) a k tomu usnadní oddifundování vodíku.

Vliv tepla na oblasti koroze ve svarových spojkách

V současné době je pro jakostní svarový spoj oceli rozhodující kromě očekávané odolnosti proti celkové korozi i odolnost proti praskání v důsledku korozních trhlin.

Koroze se může vyvinout ve třech místech svarového spoje v závislosti na jakosti základního materiálu, přídavného materiálu, způsobu svařování, a to po obou stranách svarového kovu.

Koroze může nastat ze dvou příčin:

- a) je-li svar ještě v přirozeném stavu citlivý ke korozi následkem tepelného ovlivnění nebo po pomalém chladnutí
- b) je-li svar v přirozeném stavu odolný proti korozi, ale liší se odolností následkem působení kritických teplot při provozu.

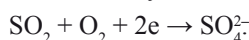
Předložený příspěvek si klade za cíl posoudit:

- vliv technologie spojování materiálu a korozního prostředí na pevnost a tažnost svarového spoje
- synergickou odezvu tavného procesu a korozní exploatace.

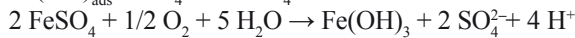
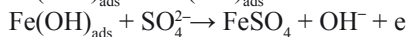
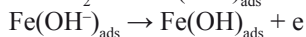
MATERIÁL A METODY

Výběr korozního prostředí a materiálu

Základní příčinou atmosférické koroze je přítomnost vody ve vzduchu. Ta umožňuje, aby se na povrchu kovů vytvářela vrstva elektrolytu, ve které korozní proces probíhá. Složení elektrolytu je závislé na povaze a koncentraci nečistot ve vzduchu. Z teorie atmosférické koroze vyplývá, že v našich zeměpisných polohách je hlavní nečistotou podporující korozi oxid siřičitý. Přesto, že jeho obsah v atmosféře je relativně malý (většinou v mg m^{-3} a jen výjimečně dosahuje hodnot až 50 mg m^{-3}), má na korozi veliký vliv, protože na povrchu oceli probíhá poměrně rychlá oxidace oxidu siřičitého na oxid siřičitý tvořící ve vodě síranové ionty:



Tyto ionty se pak zúčastňují anodické reakce železa, u které se předpokládá, že probíhá v těchto stádiích:



Přes mezistadia adsorbčních sloučenin vzniká síran železnatý, který je za přítomnosti vody oxidován kyslíkem na síran železitý. Ten však hydrolyzuje za vzniku hydroxidu železitého, síranových a vodíkových iontů. Hydroxid železitý pak dále dehydratuje na hydratovaný oxid železitý – známou rez. Obnova síranových iontů a zároveň okyselení prostředí jsou základní příčinou vlivu SO_2 na velké rychlosti atmosférické koroze železa. Chloridové ionty se na korozních reakcích podílejí obdobně.

Pro měření byl zvolen materiál oceli třídy 11, jmenovitě: 11 373 a 11 503, a to z důvodu zaručené svařitelnosti, nejčastějšího použití u všech nosných konstrukcí v mnoha oblastech výroby strojních a stavebních aplikací a mimo jiné i v zemědělství.

Příprava zkušebních vzorků

Z válcovaného plechu o tloušťce 2 mm bylo odebráno 60 pruhů o rozměru 200 x 20 mm s ohledem na následné tahové zkoušky (ČSN 42 0321). Vzorky byly opracovány, rozděleny na dva kusy a následně svařeny (Tab. I). Konce svařených vzorků byly opatřeny ochranným nátěrem.

I: Svařené zkušební vzorky pro zkoušku tahem

Počet vzorků	Základní materiál	Metoda svařování	Druh spoje	Přídavný materiál	Svařovací zařízení
20	11 373	elektrický oblouk	tupý I svar	EB 204, Ø 2 mm	WTA – 200 - 1
20	11 503	bodové svařování	přeplátovaný spoj	-	BM 8
20	11 373	MAG CO ₂	tupý I svar	Pomědřený Fe drát, Ø 1 mm	CEBORA COMPACT MIG 175

Korozní zkoušky v kondenzační komoře

Zkouška v kondenzační komoře simulovala přírodní podmínky za zrychleného působení korozní atmosféry.

Zkušební vzorky byly exponovány v kondenzační komoře s těmito parametry:

- teplota 40 °C
- relativní vlhkost 100 %
- přítomnost SO₂ (nárazová koncentrace 2 mg SO₂ v jednom litru zkušebního prostoru).

Zkušební vzorky byly postupně odebírány v intervalech 1, 3, 7 a 14 dnů, vždy po dvou kusech z každé série. Po opláchnutí ve vodní lázni, vysušení, zbavení korozního filmu a odstranění ochranného nátěru následovalo vlastní vyhodnocení.

DISKUSE

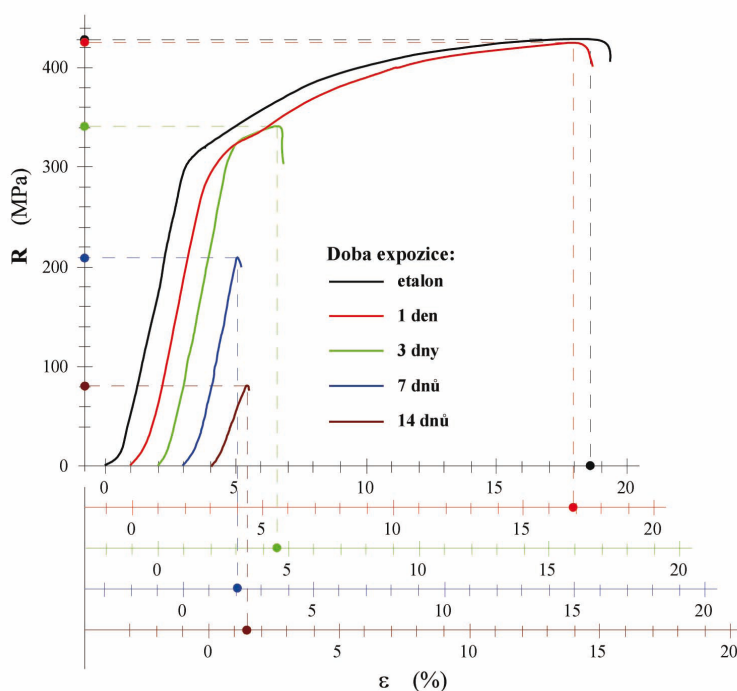
U zkušebních vzorků byly provedeny zkoušky ta-

hem. Pro potvrzení výsledků z mechanických zkoušek a materiálové ověření podmínek degradace svarů a jejich okolí bylo provedeno metalografické a fraktografické pozorování.

Zkouška tahem

Mechanické vlastnosti zkušebních vzorků byly měřeny na digitálním zkušebním zařízení pro mechanické zkoušky materiálů Zwick. Toto zařízení se skládá z vlastního zkušebního stroje, který je vybaven tenzometrickými snímači s rozsahem do 50 kN, vlastním pohonem, digitální měřicí a řídicí elektronikou připojenou k PC.

Přehled výsledků z mechanických zkoušek je znázorněn na Obr. 2, 3 a 4. Hodnocení mechanických vlastností u svařovaných vzorků prokázalo pokles pevnosti a tažnosti vzorků. Mnohem významnější byla degradace u oceli 11 503, kde zvláště snížení tažnosti vedlo při delší exploataci k přímému přechodu od semikřehkého ke křehkému lomu.

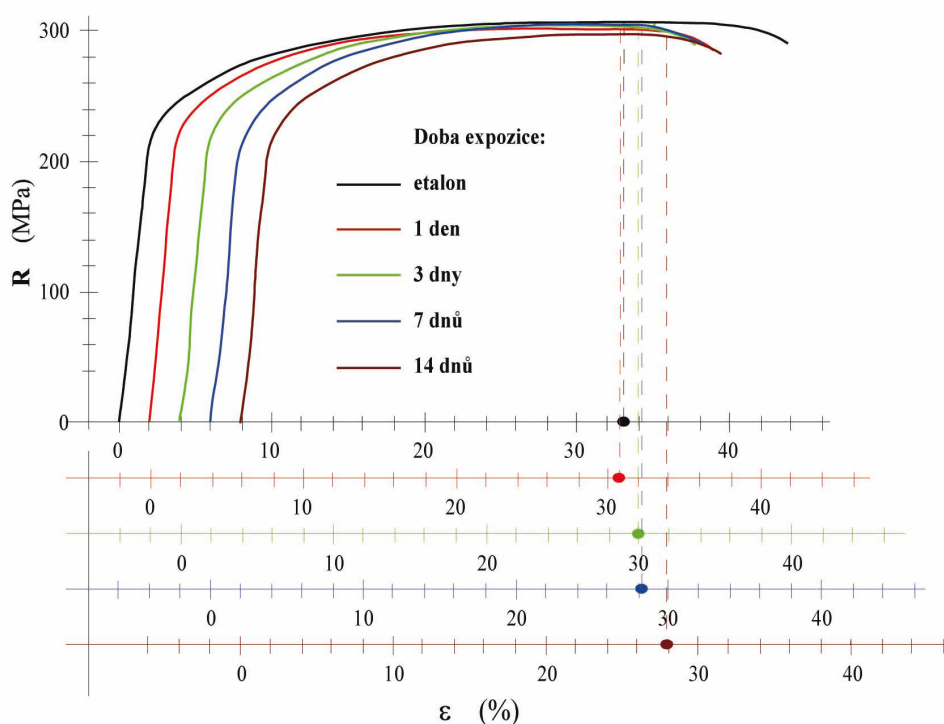


2: Tahový diagram vzorků oceli 11 503 svařených elektrickým obloukem

Etalon na Obr. 2 vykazuje typický tahový diagram pro ocel 11 503, je zde dobře viditelná mez kluzu, po vzniku trhlinky byla zkouška zastavena. Hodnota maximálního tahového napětí je 430 MPa.

U vzorku odebraného z kondenzační komory po 24 h je již patrný pokles pevnosti i tvárnosti. S ros-

taující dobou expozice se pevnost i tvárnost rapidně snižují. Po třech dnech nastává porušení při 340 MPa. Pevnost poklesla po 14 dnech expozice asi pětikrát vzhledem k etalonu. Relativní prodloužení odpovídající R_m se snížilo dokonce sedmkrát.

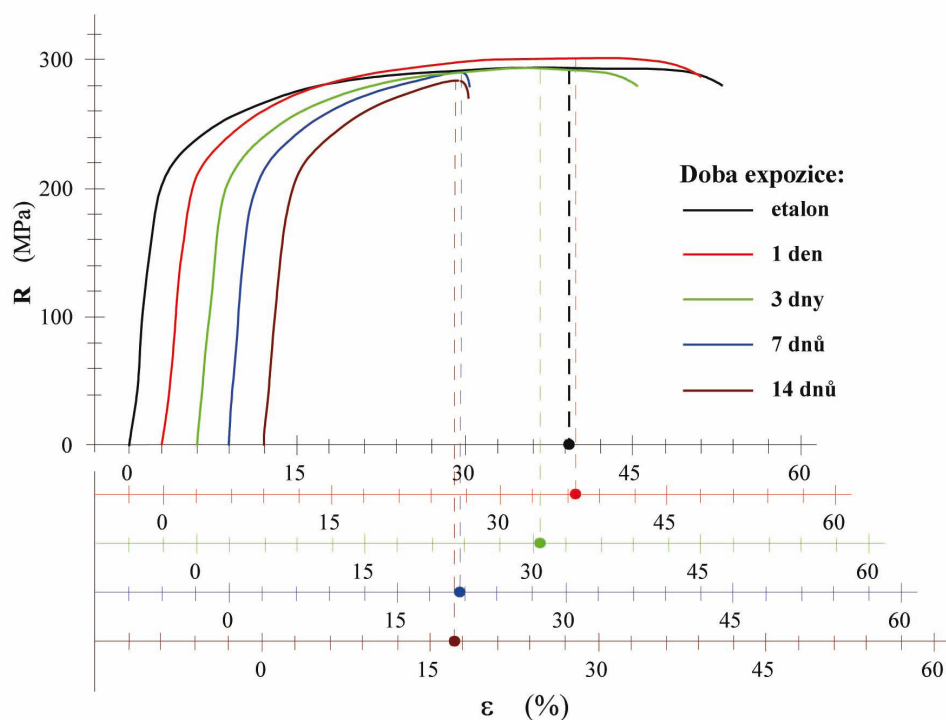


3: Tahový diagram vzorků oceli 11 373 svařených metodou MAG/CO₂

Etalon na Obr. 3 vykazuje tvar klasické křivky oceli 11 373 s patrným vlivem svaru na tvar záznamu. V průběhu expozice dochází k nepatrnému poklesu pevnosti a výraznějšímu snížení tažnosti. Po čtrnácti dnech zkoušky se korozní vliv téměř neprojevil, protože chybí trhlinky ve svarovém kovu.

Zatěžovaný vzorek na Obr. 4 se chová jako plochá, hladká zkušební tyč. Ocel 11 373 vykazuje vysokou

tažnost, maximální síla potřebná k porušení svaru je jen o málo nižší než u svarů metodou MAG/CO₂. Po 24 h expozice v kondenzační komoře se průběh tahové křivky podstatně nemění, pouze poklesne tvárnost. S rostoucí dobou expozice dochází k dalšímu snižování tvárnosti. Po 14 dnech zkoušky však zůstává téměř zachována původní pevnost spoje.

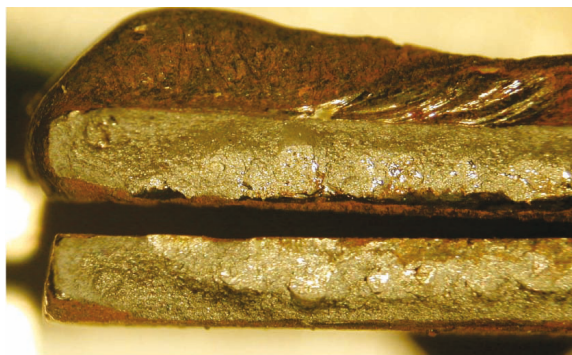


4: Tahový diagram vzorků oceli 11 373 bodově svařených

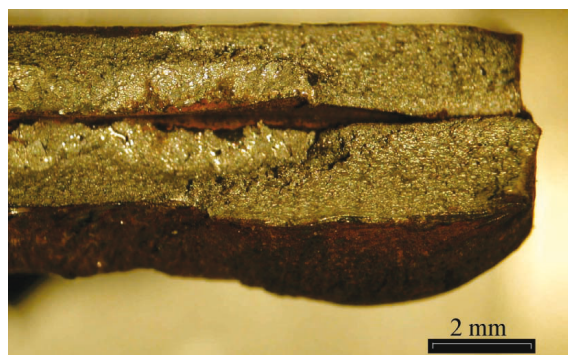
Fraktografické vyhodnocení

U vzorků, které byly fragmentovány během tahové zkoušky, byl proveden zevrubný rozbor lomového chování. Toto se vztahuje zejména ke vzorkům z oceli 11 503, u kterých nastalo porušení v tepelně ovlivněné oblasti (TOO) interkrystalickým lomem, který nese stopy smykového charakteru na okrajích lomové plochy (Obr. 5). Porušení je iniciováno z trhliny vzniklé v kořeni svaru, propojení četných trhlín lomovou plochou potvrzuje dvoufázové porušení. První fáze iniciační je pseudoštěpného charakteru (světlejší), obsahující stopy tvárného lomu. Zbylá

část (tmavá) je typický interkrystalický štěpný lom v rámci druhé fáze porušení. Ze snímků je patrný vliv korozního napadení v místech trhlín za horka, které se podílí na prorůstání těchto diskontinuit do materiálu. Hloubka zkorodovaného povrchu lomové plochy a hlavně rozsah korozního poškození je úměrný době exploatace vzorku v prostředí s oxidem siřičitým. Nebylo pozorováno korozní napadení ve svarovém kovu. Neprovařený kořen svaru a trhlinky vzniklé rozdílnou smrštitivostí při chladnutí kovu se zdají být rozhodující při iniciaci lomového porušení hlavně u materiálu s nižší tažností (Obr. 6).



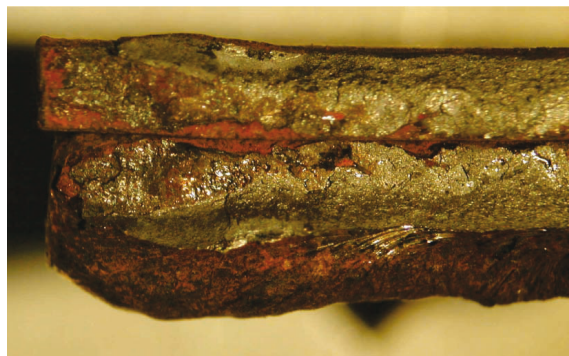
1 den



3 dny

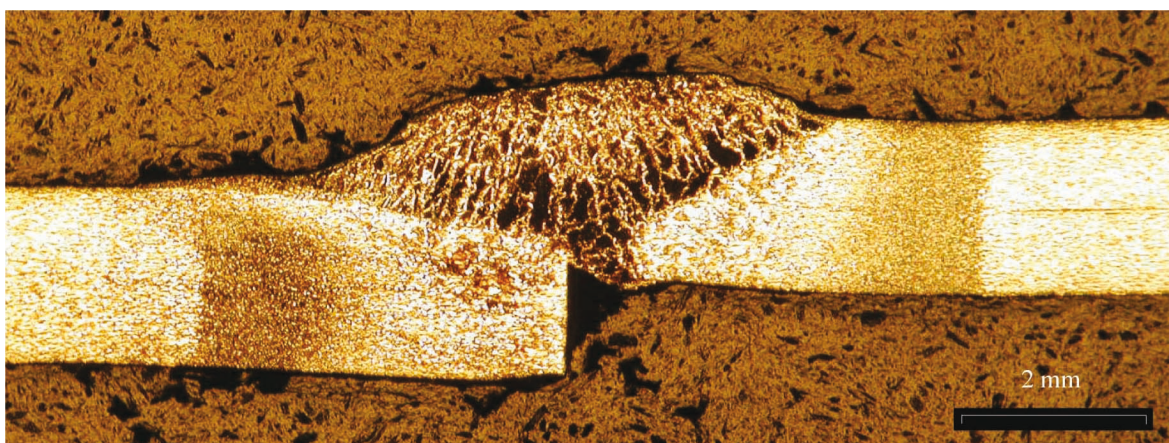


7 dnů



14 dnů

5: Lomová plocha v oblasti svaru po expozici v kondenzačních komorách – ocel 11 503



6: Svarový spoj oceli 11 373 metodou MAG/CO₂

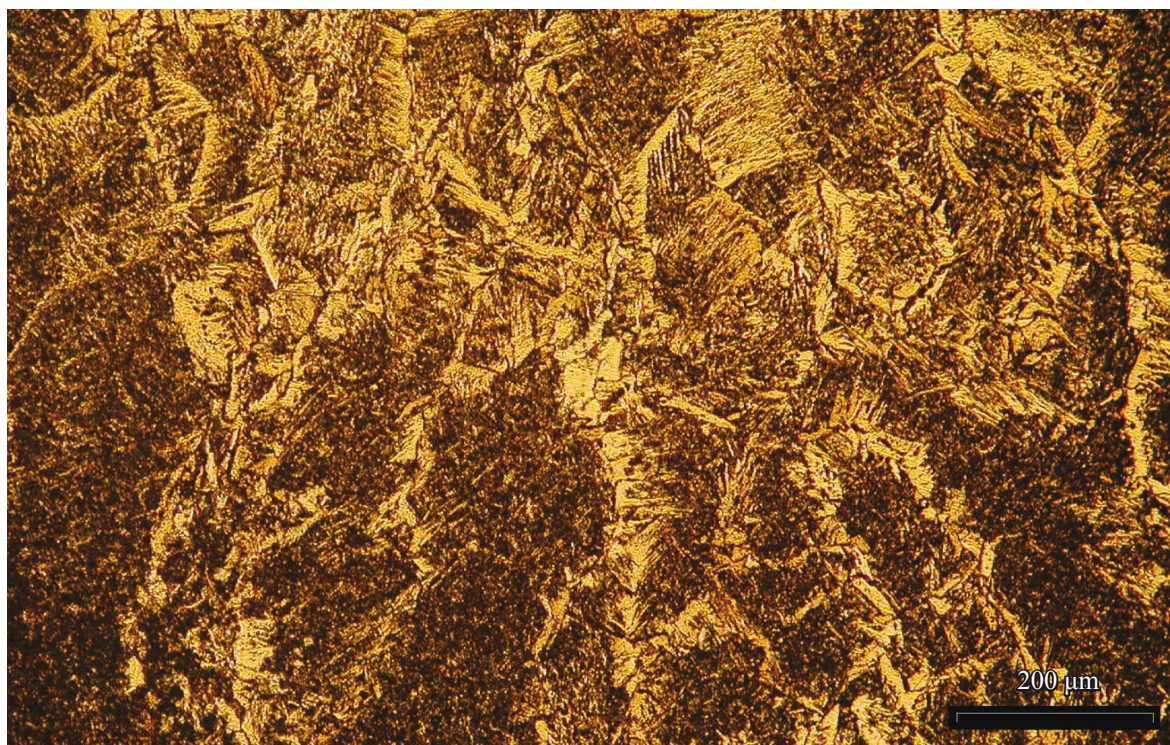
Metalografické vyhodnocení

Vyhodnocení struktury svaru a TOO bylo provedeno u svarů MAG/CO₂ a bodového svaru metodou světelné mikroskopie.

Svar MAG/CO₂

Celkové provedení a stav svaru jsou zřejmé z Obr. 6 a 7 (okem nepostřehnutelná nesouměrnost svařovaných plechů, velikost dendritů svarového kovu, směr jejich růstu, zředění a dosah TOO). Viditelná je i malá

delaminace (textura). Promíšení základního materiálu a svarového kovu spolu s „kvalitou“ kořene svaru není nutné komentovat. Přechod mezi zředěným materiálem a svarovým kovem tvoří pás hrubých dendritů s vyšším obsahem uhlíku (tmavá zrna). To má za následek i podmínky, ve kterých snadněji vznikají trhliny při vyrovnávání objemových a napěťových nehomogenit. Přechod mezi touto strukturou a rovnoměrnou feritickoperlitickou strukturou je z obrázku dobře patrný.

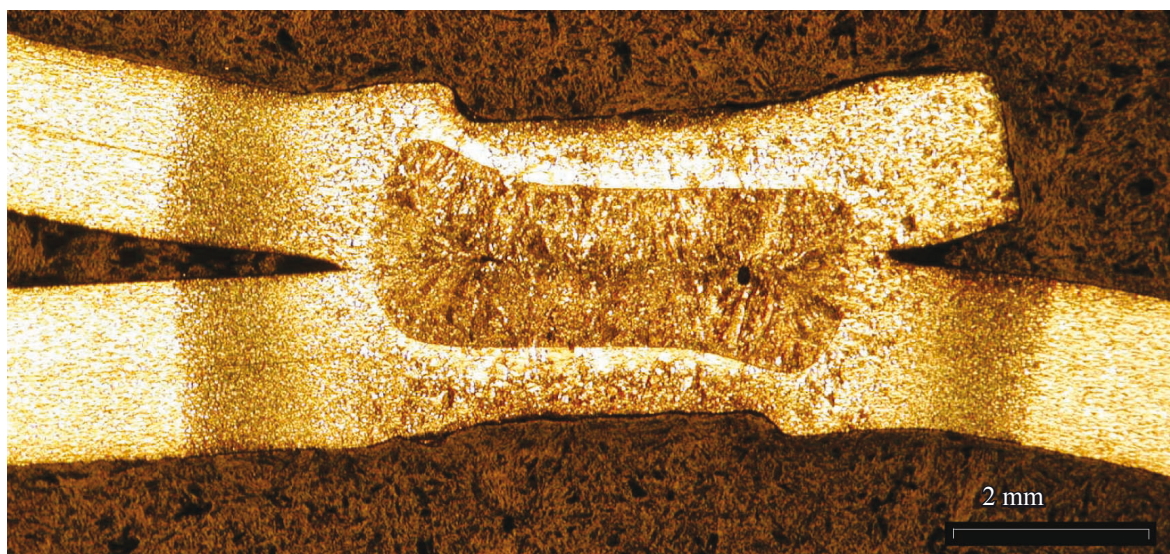


7: Mikrostruktura svarového kovu MAG/CO₂ oceli 11 373

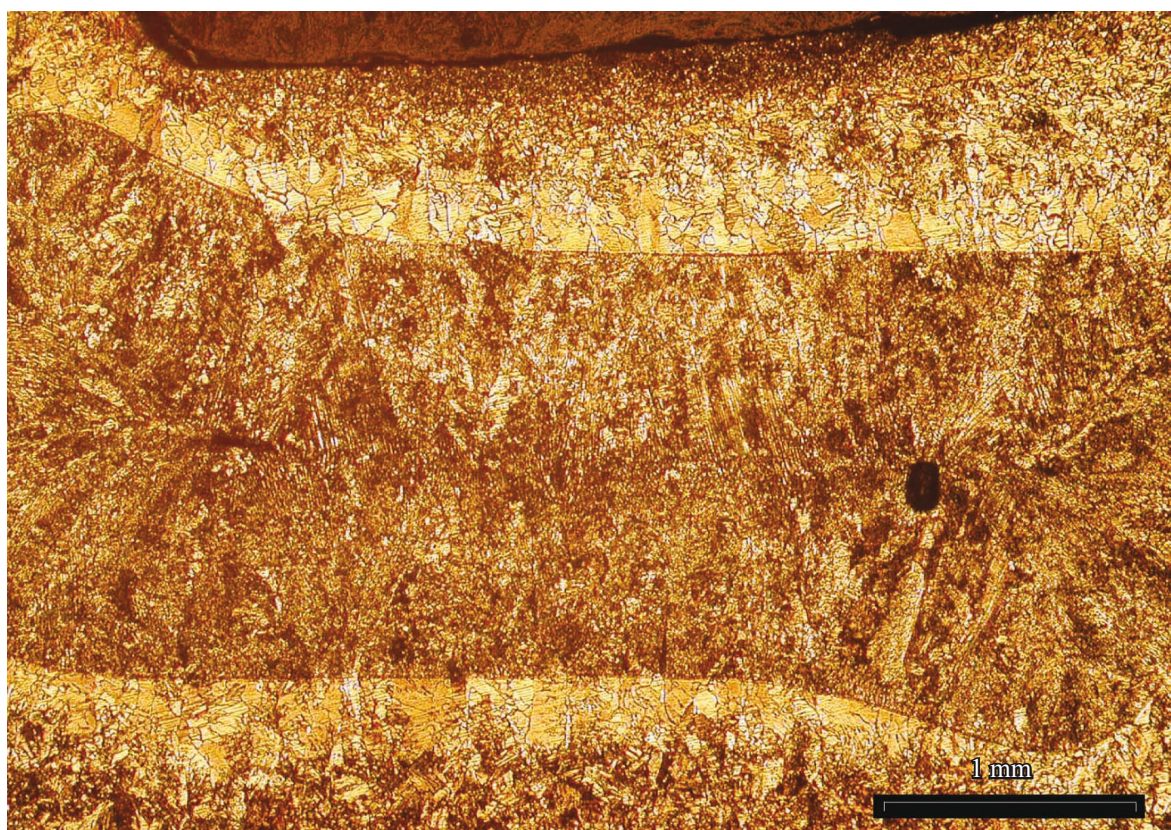
Svar bodový

Obr. 8, 9 a 10 ukazuje kvalitní spojení plechů bodovým svařem s minimální porezitou v čáře svaru a malou TOO (za TOO i v ní vlivem masivního odvodu tepla opět slabá delaminace na rozválcovaných vměstcích). Průchodem elektrického proudu vzniklý objem nataveného kovu je následkem prudkého

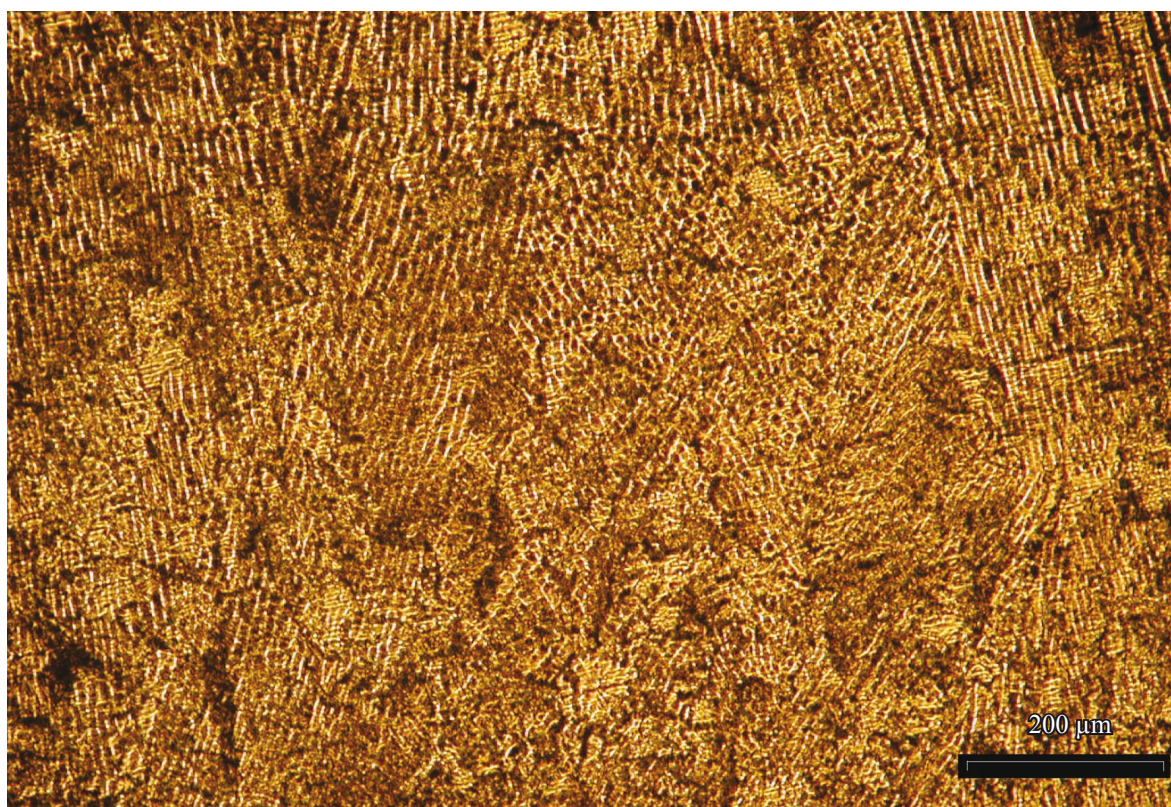
ochlazení vizuálně oddělen od okolní feritickoperlitické struktury, která jen vlivem razantní tepelné vlny mírně zhrubne. Prudké stlačení a rychlý odvod tepla z místa svaru má za následek jemnozrnnou strukturu zřejmě bainitického typu. Kvalitu bodových svarů podporuje i malá přítomnost defektů.



8: Bodový svar oceli 11 373 po sedmi dnech expozice v kondenzační komoře a po zkoušce tahem



9: Bodový svar oceli 11 373 (detail)



10: Mikrostruktura bodového svaru oceli 11 373

SOUHRN

Výsledky dávají jednoznačný pohled z hlediska korozní exploatace u uvedených tří druhů svarových spojů. Nejmarkantnější dopad má korozní degradace v případě svaru provedeného u oceli s vyšší pevností z důvodu přítomnosti trhlin vznikajících za horka i za studena z důvodu gradientu pevnosti. Korozní prostředí, v tomto případě SO_2 , vyvolává prorůstání defektů do materiálu a tím snižuje únosnost svaru, ať již z pohledu napětového (rozložení síly po ploše), tak i z pohledu lomové mechaniky. U houževnatějšího materiálu (11 373) postačuje plasticita kovu k eliminaci tepelných pnutí, což se projevuje homogennější oblastí kořene svaru (bez trhlin). Korozní vliv prostředí se u těchto vzorků projevuje jen nepatrným poklesem únosnosti svaru – hodnota meze pevnosti poklesne jen o cca 20 MPa na rozdíl od razantního snížení pevnosti u materiálu 11 503. Před metalografickým pozorováním byla překvapující velká únosnost spoje u bodových svarů, u kterých ani v jednom případě i při maximální délce korozní exploatace nedošlo k přetržení zkušebního vzorku. Až materiálový rozbor ukázal na velmi kvalitní materiálové i pevnostní předpoklady u tohoto typu spoje.

Publikované výsledky jsou součástí řešení VZ MŠMT, č. MSM 4321 00001.

LITERATURA

- | | |
|---|--|
| ČERNÝ, M. a kol.: Korozní vlastnosti kovových konstrukčních materiálů. SNTL Praha, 1984, 264 s. | ČÍHAL, A.: Mezikrystalová koroze ocelí a slitin. SNTL Praha, 1984, 355 s. |
| DOUBRAVSKÝ, M. a kol.: Technologie slévání, tváření a svařování. VUT Brno, 1985, 246 s. | ŽÁK, J., NOVÁK, M.: Teorie svařování. VUT Brno, 1988, 142 s. |
| KŘÍŽ, V.: Přehled svařování. SNTL Praha, 1986, 109 s. | AUGUSTIN J., ŚLEDZIEWSKI, E.: Havárie ocelových konstrukcí. SNTL Praha, 1988, 206 s. |

Adresa

Doc. Ing. Michal Černý, CSc., Doc. Ing. Josef Filípek, CSc., Ústav základů techniky a automobilové dopravy, Mendelova zemědělská a lesnická univerzita v Brně, Zemědělská 1, 613 00 Brno, Česká republika