

■ Abrazivní opotřebení návarových materiálů na bázi Fe-Cr-C

Návarové materiály na bázi Fe-Cr-C jsou určeny do aplikací, které jsou opotřebovávány mechanizmy abrazivního a erozivního opotřebení. Odolnost proti abrazivnímu opotřebení je dána strukturou a podílem jednotlivých fází v návarovém kovu. Podíl fází je funkcí metalurgických dějů probíhajících při navařování, zejména na stupni promíšení základního a přídatného kovu. Míšení je změna chemického složení při míchání přídatného a základního materiálu nebo již navařené housenky. Míšení je možné určit postupy chemického složení nebo metalografickými postupy určení strukturních fází.

Navařovacím parametrem, který zvyšuje stupeň promíšení je navařovací napětí, naopak navařovací proud hodnotu promíšení snižuje. Rychlost navařování promíšení snižuje s rostoucí rychlostí navařování. Předehřev základního materiálu zvyšuje hodnotu promíšení. Vlivem navařovacích parametrů tak lze dosáhnout různého stupně promíšení v určitém rozsahu a tedy i různého podílu strukturních fází v návarové vrstvě což má vliv na odolnost proti abrazivnímu opotřebení návarové vrstvy. Například při navařování elektrodou s obsahem 3,5 % C a 17 % Cr při navařovacích parametrech $I = 200 \text{ A}$, $U = 30 \text{ V}$, $v = 20 \text{ cm} \cdot \text{min}^{-1}$ lze získat v první vrstvě návaru strukturu složenou ze 40 % austenitu a 60 % karbidického eutektika (poměrná odolnost proti opotřebení $\Psi = 3,1$, etalon ocel 12 014), avšak při $I = 400 \text{ A}$, $U = 36 \text{ V}$ a stejné rychlosti získáme strukturu složenou z 80 % austenitu a 20 % karbidického eutektika (poměrná odolnost proti opotřebení $\Psi = 2,4$).

Návarové materiály na bázi Fe-Cr-C jsou vyráběny s různým chemickým složením, kde obsah uhlíku se pohybuje od 2,5 do 5,5 % a obsah chrómu od 16 do 35 %. Některé materiály jsou navíc legovány molybdenem, titanem, vanadem, niobem či wolframem a mohou obsahovat vyšší obsah křemíku. Výše jmenované prvky významně ovlivňují krystalizaci taveniny návaru a velikost karbidické fáze. Křemík snižuje obsah chrómu v austenitu, čím se snižuje korozní odolnost návaru. Křemík významně ovlivňuje morfologii primárních karbidů. Přidáním křemíku do slitiny dosáhneme zjemnění primárních karbidů a zároveň v návaru budou primární karbidy kratší než v návaru bez křemíku [14,1]. Niob a titan jsou často přidávány do návarových elektrod na bázi Fe-Cr-C jako přísadové prvky s účelem vytvořit v návarové vrstvě velmi tvrdé karbidy MC (TiC, NbC). Tvrdost těchto karbidů je větší než většiny minerálů. Struktura návaru po navařování elektrodou s přísadou Nb a Ti má menší podíl karbidické fáze M_7C_3 než návar elektrodou bez přísad při stejném obsahu uhlíku. Proto návarové elektrody s přísadou Nb a Ti mívají vyšší obsah uhlíku (až 6 %). Xiaojun ve své práci [14] zkoušel vliv přísady titanu až 1,5 % do karbidické litiny (20 % Cr, 4 % C) a dospěl k závěru, že titan zjemňuje primární karbidy M_7C_3 . Závislost velikosti karbidů M_7C_3 na množství titanu ve slitině je lineárně klesající. Xiaohui ve své další práci [15] zkoušel vliv přísady niobu až 1,5 % do karbidické litiny (20 % Cr, 4 % C) a dospěl k závěru, že přísada niobu zjemňuje primární karbidy M_7C_3 obdobně jako titan. Molybden vytváří karbid typu M_3C . Pokud návarová elektroda obsahuje Mo je většinou též přítomen wolfram a pak se ve struktuře vyskytují komplexní karbidy $(Mo, W)_2C$ [13,14]. Návarové elektrody Fe-Cr-C jsou legovány vanadem a wolframem zřídka, především

kvůli vysoké ceně. Wolfram vytváří karbidy WC s tvrdostí asi 2 400 HV. Materiály s obsahem karbidů WC jsou vhodné do nejtěžších podmínek abrazivního opotřebení. Vanad vytváří karbidy VC, V_4C_3 a V_6C_5 s tvrdostí okolo 2 660 HV. Obsah karbidů wolframu a vanadu není úměrný množství prvku ve slitině, protože wolfram i vanad má tendenci k vytváření komplexních karbidů M_7C_3 ve kterých nahrazuje chróm do určitého množství [16,5]. Correa však ve své práci [4] uvádí, že ve slitině s Nb a tedy s možností tvorby karbidu typu MC je vanad přednostně v tomto typu karbidu nebo v eutektickém karbidu M_3C .

Buchanan [3] zkoušel vliv velikosti primárních karbidů M_7C_3 na odolnost proti abrazivnímu opotřebení na 3 slitinách. Slitiny se lišily ve velikosti primární karbidické fáze. Dospěl k závěru, že velikost karbidů má výrazný vliv na odolnost proti abrazivnímu opotřebení. Usoudil, že nejlepší vlastnosti mají dlouhé karbidy M_7C_3 v matici, protože kratší karbidy nemají dostatečnou soudržnost s maticí a lehce se vylamují.

Dogan [6] zkoušel vliv orientace primární karbidické fáze v karbidické litině (24,5 % Cr, 3,1 % C). Uvádí, že pokud je delší osa karbidu rovnoběžná s opotřebovanou plochou, má litina vyšší odolnost proti abrazivnímu opotřebení než je-li osa kolmá na opotřebovanou plochu.

Fulcher [7] zkoušel vliv množství karbidické fáze v karbidických litinách na odolnost proti abrazivnímu opotřebení. K výsledkům dospěl na základě experimentů při použití abraziva písku a korundu. Uvádí, že odolnost proti abrazivnímu opotřebení na zkoušených litinách při použití písku jako abraziva roste až do množství karbidické fáze 30 %, poté odolnost proti abrazivnímu opotřebení klesá. Při použití korundu jako abraziva má zvyšující se množství karbidické fáze příznivý vliv a odolnost proti opotřebení roste. K podobným výsledkům dospěl i Zum Gahr a Parks [17,10].

EXPERIMENTÁLNÍ PROGRAM

Použitý základní materiál a návarové elektrody

Pro experimenty byla použita jako základní materiál ocel S235JR (0,07 % C) o rozměrech 200 × 100 × 20 mm. Dále návarové elektrody o chemickém složení (uvádí výrobce), které je uvedeno v tab. 1.

Navařovací parametry

Návarové vrstvy byly vytvořeny ručním navařováním (H1–H3) a navařováním na automatu (H4 a H5) jako jednovrstvé až třívrstvé. Konkrétní navařovací podmínky pro jednotlivé elektrody jsou uvedeny v tab. 2.

Tab. 1 – Směrné chemické složení (hmotnostní %)

	C	Cr	Nb	Mo	W	V	Si	Mn	Fe
Návar 1 (H1)	3,2	29	–	–	–	–	1	–	zb.
Návar 2 (H2)	3,5	35	–	–	–	–	1	–	zb.
Návar 3 (H3)	4,4	23,5	5,5	6,5	2,2	1,5	–	–	zb.
Návar 4 (H4)	4,5	17,5	5	1	1	1	0,5	0,5	zb.
Návar 5 (H5)	3,5	22	–	3,5	–	0,4	0,4	0,9	zb.

Tab. 2 – Navařovací podmínky použitých elektrod (bez předehřevu, DC+)

	Typ elektrody	Průměr elektrody (mm)	Napětí (V)	Proud (A)	Rychlost (cm.min ⁻¹)
Návar 1 (H1)	obalená	3,2	27	120	~ 10
Návar 2 (H2)	obalená	3,2	27	120	~ 10
Návar 3 (H3)	obalená	3,2	27	120	~ 10
Návar 4 (H4)	MOG	1,6	27	250	20
Návar 5 (H5)	MOG	1,6	27	250	20

► Chemické složení, metalografie a tvrdost

Chemické návarových vrstev bylo zjištěno pomocí metody GDOES [11] a je uvedeno v tab. 3. Metalografické vzorky byly připraveny přímo ze vzorků určených na zkoušku odolnosti proti abrazivnímu opotřebení a měly velikost 25 × 25 × 25 mm. Broušení probíhalo na diamantovém disku MD-piano 220, pak na MD-allegro a jemné broušení na MD-plus. Leštění bylo prováděno na MD-chem při použití suspenze OPS. Po leštění bylo možné na mikroskopu pozorovat a měřit velikost MC karbidické fáze. Pro optickou metalografii byly leštěné plochy leptány roztoky, které jsou uvedeny u příslušného snímku na obr. 3. Tvrdost byla měřena na tvrdoměru typu Vickers při zatěžující síle 294 N.

Pro predikci struktury systému na bázi Fe-Cr-C můžeme vycházet z Jacksonova diagramu Fe-Cr-C rovnicí (1) pro stanovení eutektické koncentrace uhlíku C_{eu} :

$$C_{eu} = 4,25 - 0,162 \cdot \frac{Cr}{C} + 0,0023 \cdot \left(\frac{Cr}{C}\right)^2 \quad (1)$$

kde Cr je hmotnostní koncentrace chromu (%) a C je hmotnostní koncentrace uhlíku (%) [8].

Jestliže bude koncentrace uhlíku v návaru vyšší než C_{eu} , pak bude struktura návaru nadeutektické, a bude tedy obsahovat primární karbidy (PK). Bude-li koncentrace uhlíku v návaru nižší než C_{eu} , bude struktura návaru podeutektické, a bude tedy obsahovat primární austenit (PA), který může transformovat na martenzit. Odhad struktury určený z chemického složení návarových vrstev na základě rovnice (1) je v tab. 4.

Maratray [9] odvodil empirickou závislost podílu karbidické fáze v karbidických litinách. Rovnici ověřil na 42 různých slitinách. Výpočet nerozlišuje mezi primárními a eutektickými karbidy. Podíl karbidů při poměru Cr/C 3 – 10 lze stanovit rovnicí:

$$K(\%) = 12,33 \cdot C + 0,55 \cdot Cr - 15,2 \quad (2)$$

kde C je hmotnostní koncentrace uhlíku [%] a Cr je hmotnostní koncentrace chromu [%].

Tab. 3 – Chemické složení návarových vrstev (hmotnostní %)

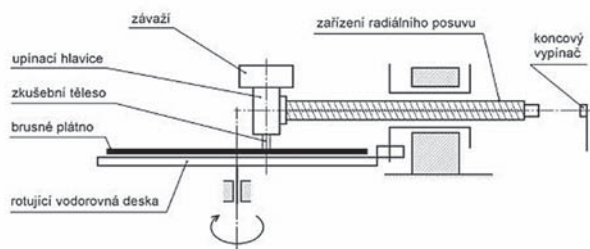
Jednovrstvé									
	C	Cr	Nb	Mo	W	V	Si	Mn	Fe
Návar 1 (H1)	2,93	26,31	–	0,60	–	0,19	1,06	1,00	zb.
Návar 2 (H2)	2,04	28,30	–	–	–	0,10	0,76	0,13	zb.
Návar 3 (H3)	3,27	19,10	4,64	4,44	0,75	1,35	1,08	0,21	zb.
Návar 4 (H4)	3,50	12,42	2,45	0,59	0,31	0,63	0,38	0,55	zb.
Návar 5 (H5)	3,20	17,21	–	2,70	–	0,50	0,34	0,85	zb.
Dvouvrstvé									
Návar 1 (H1)	3,03	32,27	–	0,64	–	0,20	1,07	1,03	zb.
Návar 2 (H2)	2,93	31,16	–	–	–	0,18	0,80	0,15	zb.
Návar 3 (H3)	4,43	21,51	5,26	4,65	0,95	1,52	1,13	0,24	zb.
Návar 4 (H4)	5,01	16,79	7,74	0,67	0,53	0,81	0,49	0,49	zb.
Návar 5 (H5)	3,9	18,65	–	2,90	–	0,55	0,33	0,84	zb.
Třívrstvé									
Návar 1 (H1)	3,1	33,36	–	0,66	–	0,20	1,17	1,07	zb.
Návar 2 (H2)	2,94	32,83	–	–	–	0,20	0,88	0,21	zb.



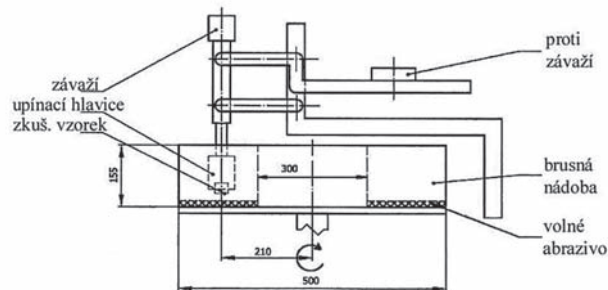
Tab. 4 – Odhadovaná struktura návarových vrstev

Jednovrstvé			
	C	Ce	struktura
Návar 1 (H1)	2,93	2,98	PA
Návar 2 (H2)	2,04	2,45	PA
Návar 3 (H3)	3,27	3,38	PA
Návar 4 (H4)	3,50	3,70	PA
Návar 5 (H5)	3,20	3,45	PA
Dvouvrstvé			
Návar 1 (H1)	3,03	2,79	PK
Návar 2 (H2)	2,93	2,79	PK
Návar 3 (H3)	4,43	3,52	PK
Návar 4 (H4)	5,01	3,73	PK
Návar 5 (H5)	3,90	3,53	PK
Třívrstvé			
Návar 1 (H1)	3,10	2,77	PK
Návar 2 (H2)	2,94	2,73	PK

Odhadovaný podíl karbidické fáze podle rovnice (2) pro návarové vrstvy je v tab. 5. Návarová vrstva H1 je v první vrstvě na hranici poměru Cr/C a ve druhé a třetí vrstvě tento poměr překračuje. Návarová vrstva H2 tento poměr překračuje již v první vrstvě, proto nelze podíl karbidické fáze z rovnice (2) odhadovat. Francis na základě svých experimentů uvádí, že pokud $K = 36$ je struktura eutektická. Což znamená, že při $K < 36$ lze odhadovat podíl austenitu a eutektika ve struktuře. Při $K > 36$ nelze odhadnout podíl primárních karbidů, neboť struktura je tvořena také eutektikem a austenitem, kterým je obklopen primární karbid.



Obr. 1 – Schéma přístroje pro zkoušku odolnosti proti abrazivnímu opotřebení na vázaném abrazivu [2]



Obr. 2 – Schéma přístroje pro zkoušku odolnosti proti abrazivnímu opotřebení ve volném abrazivu, volné abrazivo je na pryži o tvrdosti 60 Sha.

Test odolnosti proti abrazivnímu opotřebení

Před testem na přístroji pro zkoušku odolnosti proti abrazivnímu opotřebení byly vzorky očištěny v acetonu a zváženy na vahách s přesností $\pm 0,1$ mg. Zkoušky odolnosti proti abrazivnímu opotřebení probíhaly na přístroji s vázaným abrazivem (brusné plátno P120) dle ČSN 01 5084 s upravenými vzorky ($25 \times 25 \times 25$ mm) při zatížení 2,35 kg, jehož schéma je na obr. 1. a na přístroji s volným abrazivem (Al_2O_3 , F120) v brusné nádobě jehož schéma je na obr. 2 se vzorky o rozměrech shodnými pro zkoušku na vázaném abrazivu při zatížení 2,34 kg. Rozdíl mezi těmito zkouškami je ten, že zkouška na vázaném abrazivu reprezentuje doutělesovou abrazi (two body abrasion) a zkouška ve volném abrazivu reprezentuje třítělesovou abrazi (three body abrasion). Po každém testu byly vzorky očištěny acetonem v ultrazvuku a zváženy.

Rychlost opotřebení byla spočítána ze vzorce:

$$RO = \frac{\Delta m}{l} \quad (3)$$

kde Δm je rozdíl hmotnosti vzorku před a po zkoušce a l je dráha vzorku při testu, pro zkoušku na vázaném abrazivu je $l = 41,5$ m, pro zkoušku na volném abrazivu je $l = 2\,000$ m.

Stanovení poměrné odolnosti proti opotřebení je:

$$\psi = \frac{RO_N}{RO_E} \quad (4)$$

kde RO_N rychlost opotřebení návaru a RO_E je rychlost opotřebení etalonu.

VÝSLEDKY

Mikrostruktura a tvrdost

Typické struktury návarových vrstev (optická metalografie) jsou na obrázcích 3a až 3l.

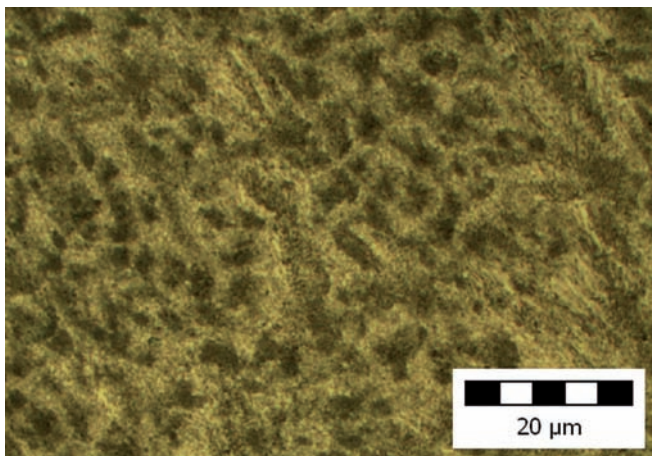
Nejnižší tvrdosti dosahovala návarová vrstva H2 v první vrstvě, která obsahovala vysoký podíl austenitu ve struktuře (obr. 3d), s vyšším obsahem eutektika tohoto návaru tvrdost roste. Návarová vrstva H1 měla vyšší tvrdost než H2 jelikož obsahovala martenzit (obr. 3a, b), podobnou tvrdost vykazoval návar H5 v první vrstvě mající podobnou strukturu (obr. 3k). Návary H3 a H4 mají díky podobnému chemickému složení prakticky stejné struktury v první i v druhé vrstvě (obr. 3g, i). Už v první vrstvě mají vysoké

Tab. 5 – Odhadovaný podíl karbidů v návarové vrstvě (%)

Jednovrstvé					Dvouvrstvé					Třívrstvé	
H1	H2	H3	H4	H5	H1	H2	H3	H4	H5	H1	H2
35,4	–	35,6	34,8	33,7	–	–	51,3	55,8	43,1	–	–

- tvrdosti avšak návar H4 má tvrdost nižší než H3 kvůli vyššímu obsahu austenitu a menšímu obsahu karbidů MC (H3 – 4,2 % MC, H4 – 2,4 % MC). Ve druhé vrstvě dosahují návary H3 a H4 nejvyšších tvrdostí ze zkoušeným návarů, protože ve své struktuře obsahují karbidy MC a M_7C_3 (~ 1 500 HV_{0,1}). Návar H3 obsahoval 26 % karbidů M_7C_3 oproti 19% podílu u návaru H4, proto i vyšší tvrdost měl návar H3. Také průměrná velikost karbidů M_7C_3 u návaru H3 byla větší než u návaru H4.

Bylo zjištěno, že délka a průměr karbidů M_7C_3 v závislosti na vzdálenosti od povrchu návaru není stejná a největší karbidy se nacházely přibližně v jedné třetině od povrchu návaru.



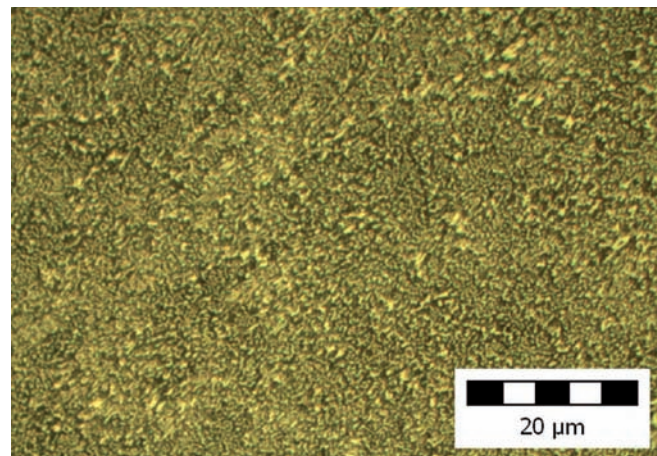
Obr. 3a – H1 – první vrstva (Kalling), eutektikum+martenzit

Odolnost proti abrazivnímu opotřebení

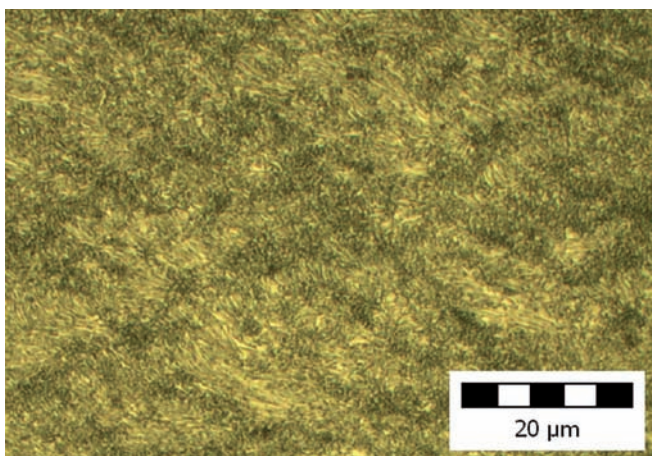
Naměřené hodnoty hmotnostních úbytků a jejich přepoččet dle rovnice (1) dle použité metody jsou uvedeny v tab. 7 a 8. Závislost poměrné odolnosti proti abrazivnímu opotřebení (etalon ocel 12 014, HV 104), která je vypočítána dle rovnice (2), je graficky znázorněna na obr. 4 a 5.

ZÁVĚR

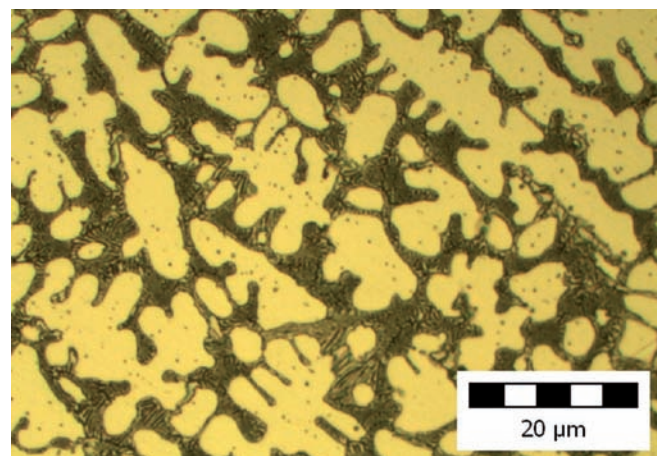
Z uvedených výsledků je zřejmé, že odolnost proti abrazivnímu opotřebení je funkcí struktury návarové vrstvy. Nejnižší odolnost proti abrazivnímu opotřebení z návarů na bázi Fe-Cr-C mají návary,



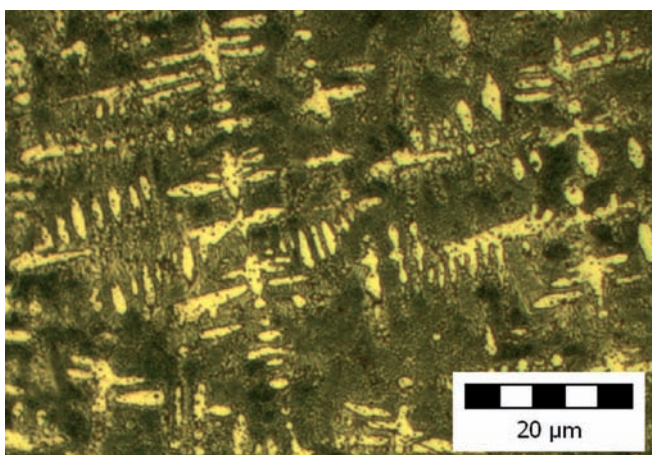
Obr. 3a – H1 – první vrstva (Kalling), eutektikum+martenzit



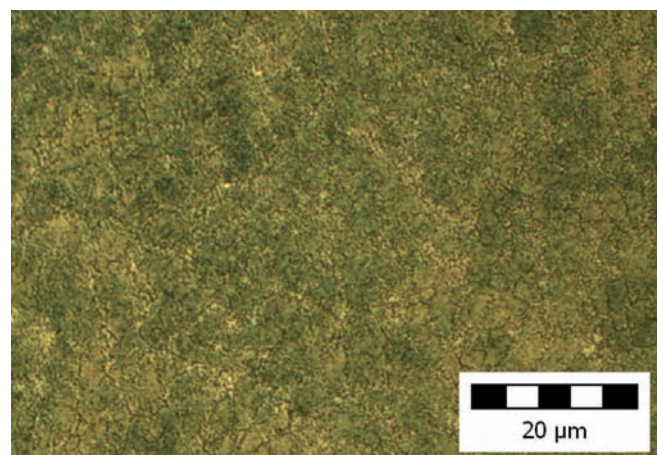
Obr. 3c – H1 – třetí vrstva (Kalling), eutektikum + karbidy



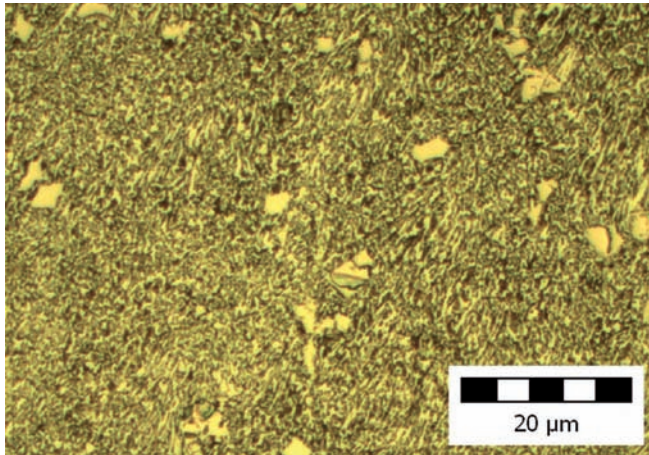
Obr. 3d – H2 – první vrstva (Kalling), austenit + eutektikum



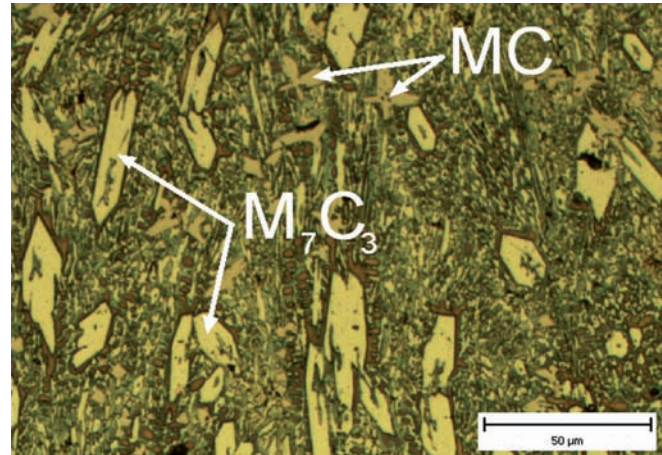
Obr. 3e – H2 – druhá vrstvá (Kalling), austenit + eutektikum



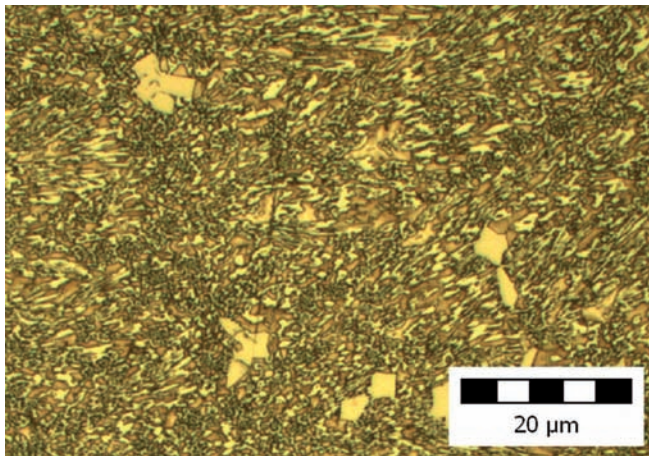
Obr. 3f – H2 – třetí vrstva (Kalling), eutektikum



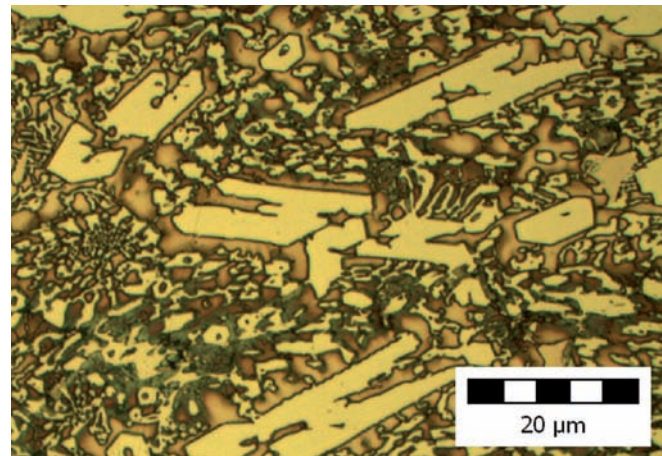
Obr. 3g – H2 – H3 – první vrstva (Vilela a Bain), karbidy MC, eutektikum a malé množství austenitu



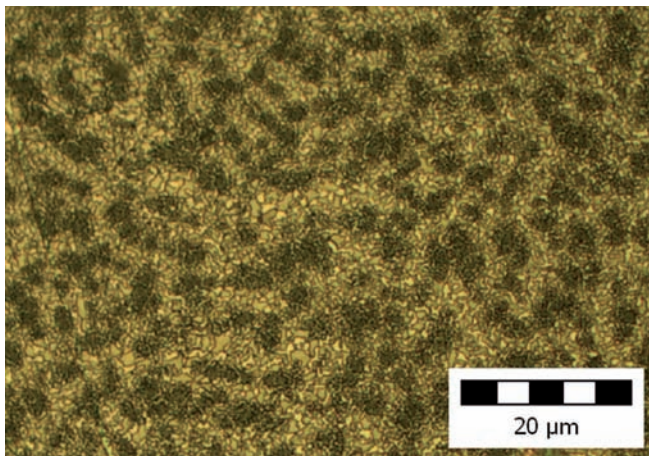
Obr. 3h – H3 – druhá vrstva (Vilela a Bain), karbidy MC, M_7C_3 a austenit



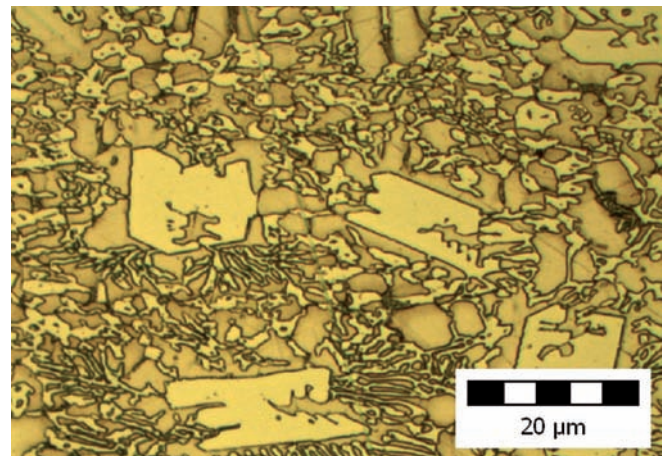
Obr. 3i – H4 – první vrstva (Vilela a Bain), karbidy MC, eutektikum a malé množství austenitu



Obr. 3j – H4 – druhá vrstva (Vilela a Bain), karbidy MC, M_7C_3 a austenit



Obr. 3k – H5 – první vrstva (Vilela a Bain), eutektikum + martenzit, austenit



Obr. 3l – H5 – druhá vrstva (Vilela a Bain), karbidy M_7C_3 , austenit, eutektikum

keré po navaření mají strukturu podeutektickou s obsahem austenitu nebo transformovaného austenitu na martenzit. Obsah martenzické fáze je výhodou do podmínek dvoutělesové abraze, naopak do podmínek třítělesové abraze je vhodnější obsah austenitu. Nejvyšší odolnost proti abrazivnímu opotřebení mají návarové materiály, které jsou komplexně legovány, kde přísadové prvky (např. Nb) mohou vytvářet karbidické fáze. Poměrná odolnost návaru H3 a H4 s obsahem MC karbidu v první vrstvě návaru byla vyšší než

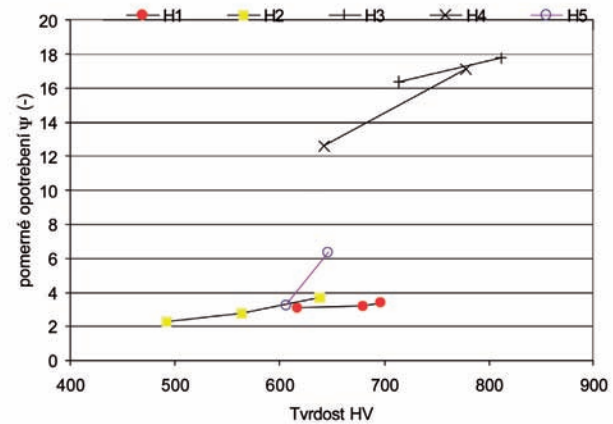
u návaru H5 ve druhé vrstvě s obsahem M_7C_3 karbidu, jehož obsah ve struktuře byl řádově vyšší než obsah MC karbidu u H3 a H4, K podobnému výsledku došel i Correa. Correa [Correa, 2007] také uvádí, že návar mající strukturu s obsahem MC karbidu bez M_7C_3 má menší sklon k praskání a je více houževnatý. Rozdíl poměrné odolnosti proti abrazivnímu opotřebení u návarových vrstev H3 a H4 byl dán různým obsahem a velikostí karbidických fází. Návarový materiál H5 ve své struktuře neobsahoval MC karbidy, proto jeho

Tab. 6 – Tvrdost návarových vrstev HV				
Jednovrstvé				
H 1	H 2	H 3	H 4	H 5
617	492	714	642	606
Dvouvrstvé				
H 1	H 2	H	H 4	H 5
680	564	812	778	646
Třívrstvé				
H 1	H 2	H 3	H 4	H 5
696	638	–	–	–

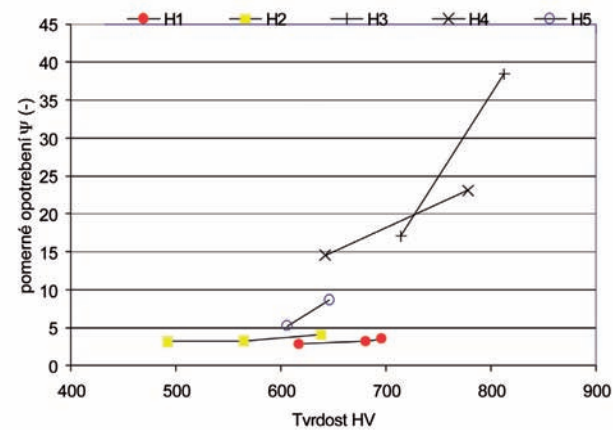
- poměrná odolnost byla nižší než u H3 a H4. V první vrstvě měl obdobnou strukturu jako H1 a H2 proto i jeho poměrná odolnost byla na podobné hodnotě. Ve druhé vrstvě obsahoval karbidy M_7C_3 a hodnota poměrné odolnosti proti abrazivnímu opotřeby byla značně vyšší než u H1 a H2.

Návarové materiály H3, H4 a H5 mají sklon k praskání návarové vrstvy po navaření. Povrch návaru je popraskaný, kde trhliny se zastavují až v tepelně ovlivněné oblasti v některých případech se odkloní a probíhají na rozhraní návar-základní materiál, a to především při rychlém ochlazení. Tento děj může vést k odlupování návaru od základního materiálu. Tyto návarové materiály nejsou vhodné do podmínek dynamického namáhání neboť rázové namáhání může vést k odlupování, protože houževnatost je nízká.

Výše uvedené výsledky ukazují vliv struktury návarových materiálů na bázi Fe-Cr-C na odolnost proti abrazivnímu opotřeby. Je však nutné podotknout, že tvorba primárních karbidů M_7C_3 s sebou přináší riziko snížené korozivzdornosti. Tento karbid váže chróm, je to tedy karbid $(Cr, Fe)_7C_3$ a austenit ve struktuře obsahuje nižší obsah chrómu (max. 7 %). Snížená korozivzdornost se pak projeví v podmínkách, kde při procesech abrazivního opotřeby působí také korozní médi-



Obr. 4 – Závislost poměrné odolnosti proti abrazivnímu opotřeby při zkoušce na vázaném abrazivu



Obr. 5 – Závislost poměrné odolnosti proti abrazivnímu opotřeby při zkoušce na volném abrazivu

Tab. 7 – Naměřené hodnoty opotřeby návarů na vázaném abrazivu					
Jednovrstvé					
	H1	H2	H3	H4	H5
Hmotnostní úbytek (mg)	117,205	158,712	22,134	28,752	112,096
Rychlost opotřeby ($mg \cdot m^{-1}$)	2,824	3,824	0,534	0,693	2,701
Dvouvrstvé					
	H1	H2	H3	H4	H5
Hmotnostní úbytek (mg)	115,106	130,405	20,431	21,209	56,92
Rychlost opotřeby ($mg \cdot m^{-1}$)	2,774	3,133	0,492	0,511	1,372
Třívrstvé					
	H1	H2	H3	H4	H5
Hmotnostní úbytek (mg)	107,522	98,064	–	–	–
Rychlost opotřeby ($mg \cdot m^{-1}$)	2,591	2,363	–	–	–



Tab. 8 – Naměřené hodnoty opotřebení na volném abrazivu

Jednovrstvé					
	H1	H2	H3	H4	H5
Hmotnostní úbytek (mg)	114,609	104,273	19,420	22,754	63,266
Rychlost opotřebení (mg.m ⁻¹ .10 ⁻³)	57,304	52,137	9,71	11,377	31,633
Dvouvrstvé					
	H1	H2	H3	H4	H5
Hmotnostní úbytek (mg)	104,635	101,591	8,594	14,31	38,1633
Rychlost opotřebení (mg.m ⁻¹ .10 ⁻³)	52,318	50,796	4,297	7,155	19,082
Třívrstvé					
	H1	H2	H3	H4	H5
Hmotnostní úbytek (mg)	92,746	79,918	–	–	–
Rychlost opotřebení (mg.m ⁻¹ .10 ⁻³)	46,373	39,959	–	–	–

um a celková odolnost proti opotřebení je dána synergickým efektem koroze a abrazivního opotřebení. Korozní médium se také může dostat skrz trhliny až k základnímu materiálu a způsobovat korozní praskání, které vede k odloupení navažené vrstvy.

Ing. Rostislav Chotěborský, Ph.D., choteborsky@tf.czu.cz,

Ing. Petr Hrabě, Ph.D., hrabe@tf.czu.cz,

Ing. Miroslav Müller, Ph.D., muller@tf.czu.cz,

Doc. Ing. Miloš Jirka, CSc.,

ČZU v Praze, Technická fakulta,

Katedra materiálu a strojírenské technologie, Česká republika,

Ing. Jarmila Savková,

Západočeská univerzita v Plzni,

Nové technologie výzkumné centrum – Česká Republika

LITERATURA:

- [1] Atamert, S., Bhadeshia, H. K. D. H.: *Microstructure and stability of Fe-Cr-C hardfacing alloys*, *Materials Science and Engineering A*, 130, 1990, s. 101-111.
- [2] Brožek, M., Nováková, A.: *Porovnání odolnosti kovových materiálů proti opotřebení*, *Mechanizace zemědělství*, 10, 2007, s. 42-43.
- [3] Buchanan, V. E., et al.: *A comparison of the abrasive wear behaviour of iron-chromium based hardfaced coatings deposited by SMAW and electric arc spraying*, *Wear*, 264, 2008, 542-549.
- [4] Correa, E. O., et al.: *The relationship between the microstructure and abrasive resistance of a hardfacing alloy in the Fe-Cr-C-Nb-V system*, *Metallurgical and Materials Transactions A*, 38, 2007, s. 1671-1680.
- [5] Choo, S. H., et al.: *Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of hardfacing alloys reinforced with complex carbides*, *Metallurgical and materials transaction A*, 31A, 2004, s. 3041-3052.
- [6] Dogan, O. N., Hawk, J. A.: *Effect of carbide orientation on abrasion of high Cr white cast iron*, *Wear*, 189, 1995, 136-142.
- [7] Fulcher, J. K., et al.: *The effect of carbide volume fraction on the low stress abrasion resistance of high Cr-Mo white cast irons*, *Wear*, 84, 1983, 313-325.
- [8] Gómez-Acebo, T., et al.: *Systematic search of low melting point alloys in the Fe-Cr-Mn-Mo-C system*, *Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry*, 27, 2003, s. 325-334.
- [9] Maratray, F.: *Factors affecting the structure of chromium and chromium-molybdenum white irons*, AMAX Inc., Paris, France, 1970, 320 s.
- [10] Parks, J.: *High Cr-Mo irons with a variation in carbide volume*, *Rep*, 13, 1979, s. 172-179.
- [11] Vnouček, M.: *Surface effects with GDOES*, *Dissertation thesis*, University of West Bohemia, (in Czech), 2001, 94 s.
- [12] Wang, X. H., et al.: *Microstructure of the Fe-based hardfacing layers reinforced by TiC-VC-Mo₂C particles*, *Surface and Coatings Technology*, 202, 2008, s. 1502-1509.
- [13] Wang, X., et al.: *Microstructure and wear properties of the Fe-Ti-V-Mo-C hardfacing alloys*, *Wear*, 265, 2008, s. 583-589.
- [14] Xiaojun, Wu, et al.: *Effect of titanium on the morphology of primary M₇C₃ carbides in hypereutectic high chromium white iron*, *Materials Science and Engineering A*, 457, 2007, s. 180-185.
- [15] Xiaohui, Zhi., et al.: *Effect of niobium on the as-cast microstructure of hypereutectic high chromium cast iron*, *Materials letters*, 62, 2008, s. 857-860.
- [16] Yang, S-lei., et al.: *Investigation of surfacing electrode with high hardness based on lath martensite*, *Materials Science and Engineering A*, 438-440, 2006, s. 281-284.
- [17] Zum Gahr, K.H., Doane, D. V.: *Optimizing fracture toughness and abrasion resistance in white cast irons*, *Metallurgical Transaction A*, 11, 1980, s. 613-620.

Abrasive wear of welded-on materials on the basis of Fe-Cr-C

Welded-on materials on the basis of Fe-Cr-C are assigned for applications which are worn by mechanisms of abrasive and erosive wear. The resistance against abrasive wear is given by the structure and a ratio of individual phases in welded-on metal. The ratio of phases is a function of metallurgical actions being in progress during welding-on, especially at the level of mixing basic and surplus metal. Mixing is a change of a chemical composition by mixing surplus and basic material or an already welded-on weld pass. The Mixing may be specified by procedures of chemical composition or by metallographic methods of specifying structural phases.