

CHEMICKÁ DIFUZE Al, Cr, Fe, Ni VE SVAROVÝCH SPOJÍCH OCELÍ V TEPLTNÍM INTERVALU 500–1100 °C

JAROSLAV KUČERA^{1*}, BOŘIVOJ MILLION¹, KAREL STRÁNSKÝ²

V příspěvku jsou uvedeny výsledky měření chemické difuze hliníku, chromu, železa a niklu ve svarových spojích oceli A (ČSN 412050) s dodatečně zvýšenou koncentrací hliníku a austenitické oceli Cr-Ni N (ČSN 417242). Z naměřených hodnot chemické difuze je patrné, že $\bar{D}(\text{Cr}) \cong \bar{D}(\text{Fe}) \cong \bar{D}(\text{Ni})$ a že $\bar{D}(\text{Al})$ je mírně vyšší než tyto hodnoty, cca $2\times$ ve feritické oblasti a $3,5\times$ v oblasti austenitické. Volba svařovaných ocelí A a N dává možnost posoudit difuzivitu Al v BCC i v FCC struktuře ocelí. Znalost termodynamických ε_{C}^i a difuzních ε_{C}^i interakčních parametrů spolu se známými koeficienty difuze uhlíku v nerezové oceli 17242 umožňují vypočítat distribuci uhlíku ve svarových spojích A/N.

CHEMICAL DIFFUSION OF Al, Cr, Fe, Ni IN STEEL WELDMENTS IN THE TEMPERATURE RANGE OF 500–1100 °C

In the present paper there are reported the results of measurements of chemical diffusion of Al, Cr, Fe, Ni in steel weldments formed by steel A (ČSN 412050) additionally alloyed by Al, and by austenitic steel Cr-Ni N (ČSN 417242). The measured values of chemical diffusivity show that $\bar{D}(\text{Cr}) \cong \bar{D}(\text{Fe}) \cong \bar{D}(\text{Ni})$ and that $\bar{D}(\text{Al})$ is slightly higher than these values, approximately 2 times in ferritic region and 3.5 times in austenitic region. The choice of A and N steels yields the possibility to judge Al diffusivity in both BCC and FCC steel structures. The knowledge of thermodynamic ε_{C}^i and of diffusion ε_{C}^i interaction parameters makes it possible, together with carbon diffusion coefficients in 17242 steel, to calculate carbon redistribution in steel weldments A/N.

Key words: chemical diffusion, Al, Cr, Fe, Ni, steel weldments, high temperatures

1. Úvod

Oceli dezoxidované hliníkem i oceli, které obsahují hliník jako legovací přísadu, mohou být v některých případech navzájem svařovány. Chemické složení základních materiálů a zejména materiálů přídavných může mít vliv nejen na chování

¹ Ústav fyziky materiálů AV ČR, Žižkova 22, 616 62 Brno, Česká republika

² VTU FSI ŪMI, Brno, Technická 2, 616 69 Brno, Česká republika

* kontaktní autor, e-mail: duskova@ipm.cz

ocelí v průběhu svařování a po svařování, ale též na samotnou technologii svařování. Chemické složení ovlivňuje také průběh oxidačních reakcí, a tak určuje obsah kyslíku ve svarovém kovu i ve svarovém kovu spoje, který vznikne promísením přídatného materiálu s materiálem základním. Z těchto skutečností plyne, že je účelné znát, k jakému přerozdělení legujících prvků, zvláště Al, dochází ve svařených ocelích. Obsah hliníku, který je zapotřebí k dosažení co nejnižší tranzitní teploty nízkolegovaných ocelí, by se měl ve svarovém kovu spoje v tuhém roztoku pohybovat mezi 0,015 až 0,025 hm.% [1]. Rovnovážný diagram Al-Fe je dobře znám [2]. Hliník tvoří s α Fe i s γ Fe tuhé roztoky. Silně zužuje γ -smyčku v FCC železe. Jeho maximální rozpustnost v α Fe činí 36 hm.% při teplotě 1103°C. Rozdělovací koeficienty Al mezi taveninou a pevnou fází při tuhnutí slitin na bázi Fe se nacházejí v širokém rozmezí 0,12 až 0,92 [3, 4]. Široké rozmezí hodnot rozdělovacího koeficientu hliníku mezi taveninou a pevnou fází ocelí svědčí o tom, že u některých slitin je nutno počítat s jeho vysokým odmísením a s jeho velkou koncentrační nehomogenitou. Změření hodnot koeficientů difuze Al v α Fe je velmi obtížné a v γ Fe je prakticky vyloučeno – viz rovnovážný diagram Al-Fe [2]. Difuzní konstanty D_0 a H pro difuzi Al v α Fe publikoval Smithells [5]. Autoři Mishida, Yamamoto, Nagata uvádějí [6], že v oblasti teplot 800–1100°C při difuzi Al v γ Fe je koeficient difuze $D(\text{Al})$ asi $1,7\times$ vyšší než $D(\text{Fe})$ v γ Fe. Z uvedených informací vyplývá, že je účelné a prospěšné získat alespoň kvalitativní údaje o difuzi Al v ocelích s kombinací FCC a BCC struktury.

Cíle daného příspěvku jsou:

1. Prezentovat hodnoty koeficientů chemické difuze $\bar{D}(\text{Al})$, $\bar{D}(\text{Cr})$, $\bar{D}(\text{Fe})$, $\bar{D}(\text{Ni})$ naměřených ve svarových spojích ocelí A/N.
2. Porovnat naměřené hodnoty $\bar{D}(i)$ s literárními hodnotami koeficientů difuze $D(\text{Al})$, $D(\text{Cr})$, $D(\text{Fe})$, $D(\text{Ni})$ v α Fe a v γ Fe.
3. Ukázat možnost teoretického stanovení redistribuce uhlíku ve svarových spojích ocelí A/N.

2. Experiment

Obě použité oceli A (ČSN 412050) i N (ČSN 417242) jsou běžnými komerčními materiály. Nízkolegovaná ocel A byla přetavena v evakuované peci, dolegována hliníkem a po odlití překována. Kvaziaustenitická [7] korozivzdorná Cr-Ni ocel 17242 byla použita v dodaném stavu. Chemické složení obou ocelí stanovené kvantometrickou analýzou je uvedeno v tab. 1. Válcové vzorky o průměru $\varnothing = 12$ mm a o tloušťce $l = 4$ mm vyrobené z uvedených ocelí byly na jedné z čelních ploch připraveny jako metalografické výbrusy a potom svařeny elektrickým šokem v ochranné argonové atmosféře tak, aby tvořily experimentální sendvičové páry A/N o délce $L = (4 + 4)$ mm. Experimentální sendvičové vzorky byly izotermicky žihány v evakuovaných křemenných ampulích s titanovými trískami při teplotách

Tabulka 1. Chemické složení použitých ocelí

Table 1. Chemical composition of used steels

Prvek i											
Ocel	%	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Ti
N (ČSN 417242)	hm.	0,170	1,130	0,440	0,015	0,006	18,93	8,75	0,020	–	0,010
	at.	0,775	1,130	0,860	0,027	0,010	19,92	8,16	0,010	–	0,010
A (ČSN 412050)	hm.	0,440	0,690	0,330	0,011	0,027	0,050	0,040	0,040	0,490	–
	at.	1,996	0,684	0,645	0,019	0,046	0,052	0,037	0,023	0,990	–

Tabulka 2. Teploty T , doby t difuzních ohřevů a koeficienty chemické difuze $10^{15}\overline{D}(i)$ naměřené ve svarových spojích ocelí A/N; $i \equiv (\text{Al}, \text{Cr}, \text{Fe}, \text{Ni})$ Table 2. Temperatures T , time periods of diffusion anneals and diffusion coefficients $10^{15}\overline{D}(i)$ of chemical diffusion measured in steel weldments A/N; $i \equiv (\text{Al}, \text{Cr}, \text{Fe}, \text{Ni})$

T/t [°C]/[h]	$10^{15}\overline{D}(\text{Al})$ [cm ² /s]	$10^{15}\overline{D}(\text{Cr})$ [cm ² /s]	$10^{15}\overline{D}(\text{Fe})$ [cm ² /s]	$10^{15}\overline{D}(\text{Ni})$ [cm ² /s]
1100/1,5	52500	32500	32800	9440
1050/3	30400	11100	9180	3070
1000/5	17700	6650	7400	4860
950/8	14600	3390	3910	2610
900/18	2520	803	767	253
850/18	202	410	390	299
800/26	177	151	134	149
750/32	431	91,7	85,7	182
700/56	107	47,3	40,7	201
650/114	65,2	22,1	21,0	53,2
600/240	8,25	4,94	5,39	13,2
550/480	7,69	2,37	1,10	4,37
500/1050	1,65	1,21	0,807	2,16

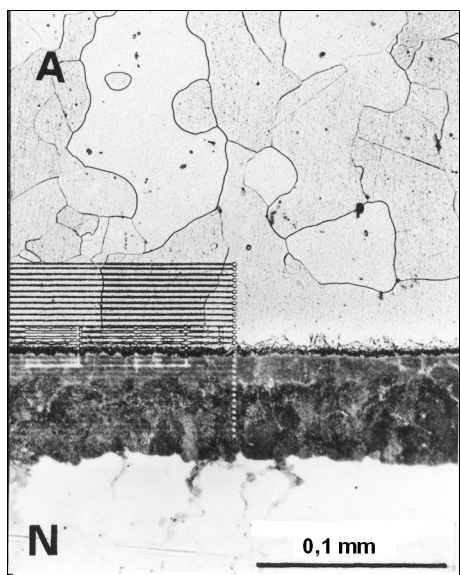
v rozmezí 500–1100 °C s odstupňováním po 50 °C (tab. 2). Doba žíhání svařených sendvičů byla odstupňována od 1050 do 1,5 h v obráceném poměru k teplotě žíhání.

Po ukončení žíhání a po ochlazení na vzduchu byly vzorky vyjmuty z ampulí a rozříznuty diamantovou pilkou podél válcové osy na dvě části. Jedna část byla použita k metalografické analýze a druhá k měření koncentrace $N(i)$ legujících prvků v okolí svarového spoje, $i \equiv (\text{Al}, \text{Cr}, \text{Fe}, \text{Ni})$. K měření hodnot $N(i)$ byla použita metoda vlnově disperzní RTG spektrální mikroanalýzy a analytický komplex JEOL JXA 8600/KEVEX DELTA V. Urychlovací napětí elektronového paprsku činilo 15 kV a doba expozice 10 s. Měření citovaných koncentrací $N(i)$ se provádělo bodovou

analýzou na metalografických výbrusech podél úsečky kolmé ke svarovému rozhraní. Vzdálenost mezi jednotlivými body měření činila $4\ \mu\text{m}$. Ke kvantitativnímu zpracování naměřených intenzit RTG záření bylo použito jako standardů čistých kovů Al, Cr, Fe, Ni a korekčního systému ZAF. Z značí korekci na atomové číslo, A korekci na absorpci a F na fluorescenční zesílení.

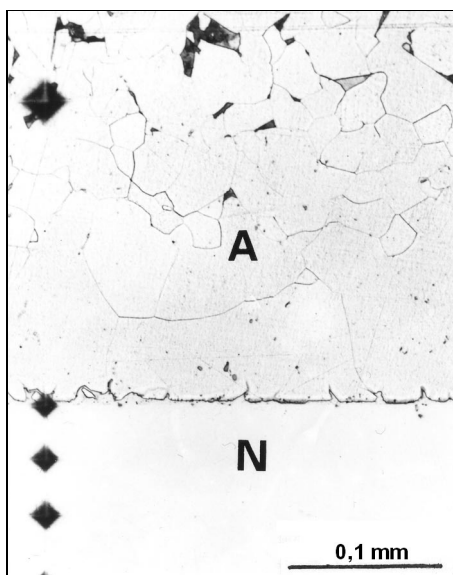
3. Metalografická analýza

Vzhled svarových spojů A/N po difuzních ohřevech je demonstrován na obr. 1 a 2. Obr. 1 ukazuje zřetelně tyto skutečnosti: a) Bodovou analýzu v oceli N a liniovou analýzu v oceli A. Struktura a stopy po mikroanalýze byly zviditelněny naleptáním nitalem. b) Přemístění uhlíku z oceli A do oceli N způsobené vyšším obsahem Cr (18,93 hm.%) v oceli N. c) Oduhličení oceli A. d) Růst zrna v oduhličené vrstvě oceli A. Na obr. 2 je vidět rozhraní svarového spoje po difuzním ohřevu $950^\circ\text{C}/18\ \text{h}$. Nauhličení oceli N se projevuje zvýšeným intersticiálním zpevněním



Obr. 1. Vzhled svarového spoje A/N po difuzním ohřevu $650^\circ\text{C}/114\ \text{h}$; ocel N (17242) dole, ocel A (12050+Al) nahoře.

Fig. 1. The look of a steel weldment A/N after diffusion anneal $650^\circ\text{C}/114\ \text{hrs}$, steel N (17242) down, steel A (12050) above.



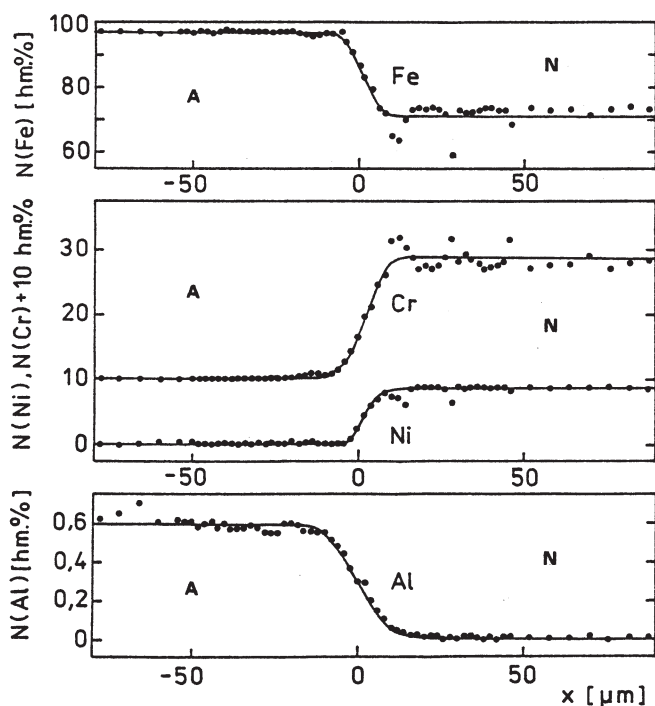
Obr. 2. Vzhled svarového spoje A/N po difuzním ohřevu $950^\circ\text{C}/18\ \text{h}$ se stopami mikrovýchů.

Fig. 2. The look of a steel weldment A/N after diffusion anneal $950^\circ\text{C}/18\ \text{hrs}$ showing the traces of microdiggers.

austenitu a zvýšením jeho tvrdosti. Při použitím konstantním zatížení mikrotvrdoměru se rozměry mikropíchů ve směru od oceli N do oceli A zvětšují. V sousedství svarového rozhraní je podíl perlitu (tmavé oblasti) ve struktuře oceli A nulový, tj. ocel A je u svarového spoje silně oduhličena. S rostoucí vzdáleností od svarového spoje se podíl perlitu ve struktuře oceli A zvětšuje.

4. Výsledky měření hodnot $N(i)$ a jejich vyhodnocení

Vzhled svarových spojů A/N je vidět na obr. 1, 2 a příklad naměřených hodnot koncentrace $N(i, x)$ je uveden na obr. 3. Je zřejmé, že závislost $N(i, x)$ na vzdálenosti $\mp x$ od svarového rozhraní $x = 0$ splňuje obvyklý tvar odpovídající průběhu chemické difuze hliníku z oceli A do N a naopak, prvků $i \equiv (\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Ni})$ z oceli N



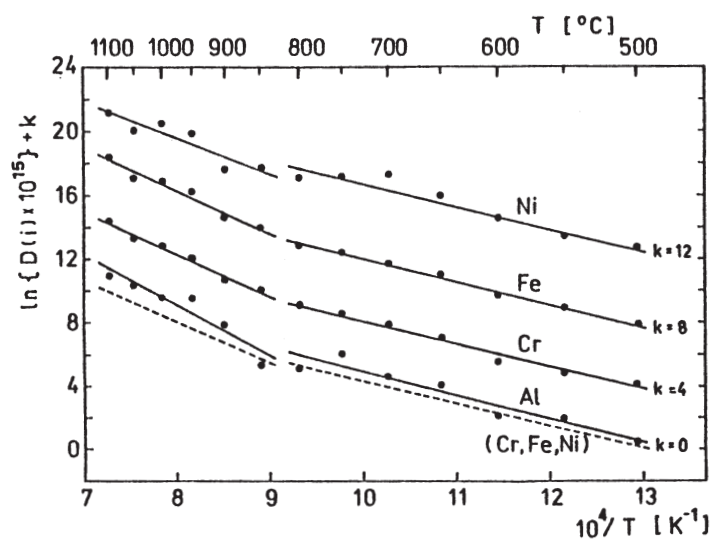
Obr. 3. Hodnoty koncentrací $N(i, x)$, $i \equiv (\text{Al}, \text{Cr}, \text{Fe}, \text{Ni})$ naměřené ve svarovém spoji A/N; parametry difuzního ohřevu, 1100°C/1,5 h.

Fig. 3. Concentration values $N(i, x)$ measured in steel weldment A/N; parameters of diffusion anneal; $i \equiv \text{Al}, \text{Cr}, \text{Fe}, \text{Ni}$, 1100°C/1.5 h.

do A. Tento průběh je možno popsat rovnicí

$$N(i, x, t) = N(i)^+ + 0,5 \left[N(i)^- - N(i)^+ \right] \operatorname{erfc} \left\{ \frac{(x - \xi)}{2\sqrt{D(i)t}} \right\}; \quad (1)$$

$N(i)^{\mp}$ jsou výchozí koncentrace prvků i v ocelích, x je vzdálenost měření od svarového rozhraní $x = 0$ a ξ je veličina vyjadřující nepřesnost zvolené polohy svarového spoje vzhledem k poloze skutečné. Připomeňme, že v případě Al je $N(\text{Al})^+ = 0$. Koeficienty $\overline{D}(\text{Al})$, $\overline{D}(\text{Cr})$, $\overline{D}(\text{Fe})$, $\overline{D}(\text{Ni})$ vyhodnocené z naměřených závislostí $N(i, x, t)$ jsou prezentovány ve formě Arrheniových závislostí na obr. 4. Difuzní konstanty D_0 , H odpovídající těmto závislostem jsou spolu s konstantami D_0 , H charakterizujícími difuzi Al, Cr, Fe, Ni v αFe a γFe uvedeny v tab. 3. Naměřené hodnoty ukazují, že $\overline{D}(\text{Cr}) \cong \overline{D}(\text{Fe}) \cong \overline{D}(\text{Ni})$ a že $\overline{D}(\text{Al}) > (\overline{D}(\text{Cr}) \times \overline{D}(\text{Fe}) \times \overline{D}(\text{Ni}))^{1/3}$ (obr. 4). V tab. 3 jsou pro srovnání prezentovány pro vybrané teploty koeficienty difuze $D(i)$ sledovaných prvků i ve svarovém spoji A/N, v αFe a v γFe . Vzhledem k tomu, že neexistuje vhodný radioizotop prvku Al, byly difuzní konstanty pro difuzi Al v γFe odhadnuty na základě informace [6], podle které je $D(\text{Al})$ v γFe asi $1,7 \times$ větší než $D(\text{Fe})$ v γFe . Za srovnávací teplotu byla zvolena hodnota



Obr. 4. Arrheniovy závislosti $\ln \overline{D}(i) = f(10^4/T)$, $i \equiv \text{Al, Cr, Fe, Ni}$, k je libovolná aditivní konstanta.

Fig. 4. Arrhenius plots $\ln \overline{D}(i) = f(10^4/T)$, $i \equiv \text{Al, Cr, Fe, Ni}$, k is a redundant additive constant.

T a b u l k a 3. Difuzní konstanty D_o , H prvků Al, Cr, Fe, Ni ve svarových spojích A/N a v železe a příslušné difuzivity $\overline{D}(T)$, $D(T)$ pro teploty $T = 700, 1000^\circ\text{C}$; [pw] tato práce

T a b l e 3. Diffusion constants D_o , H of the elements Al, Cr, Fe, Ni in steel weldments A/N, in iron, and the appropriate difusivities $\overline{D}(T)$, $D(T)$ for the temperatures $T = 700, 1000^\circ\text{C}$; [pw] present work

Teplotní interval		500–800 °C			850–1100 °C			Lite- ratura
Mat- rice	pr- vek	D_o [cm ² /s]	H [kJ/mol]	$10^{14}\overline{D}(700^\circ\text{C})$ $10^{14}D(700^\circ\text{C})$ [cm ² /s]	D_o [cm ² /s]	H [kJ/mol]	$10^{12}\overline{D}(1000^\circ\text{C})$ $10^{12}D(1000^\circ\text{C})$ [cm ² /s]	
A/N	Al	$3,89 \times 10^{-7}$	123,2	9,46	1,11	265,3	14,4	[pw]
	Cr	$9,53 \times 10^{-8}$	118,6	4,09	$9,04 \times 10^{-3}$	223,2	6,28	[pw]
	Fe	$1,16 \times 10^{-7}$	120,7	3,84	$8,28 \times 10^{-3}$	222,3	6,26	[pw]
	Ni	$1,22 \times 10^{-7}$	144,9	8,28	$1,32 \times 10^{-4}$	187,4	2,70	[pw]
Fe	Al	30,1	234,5	776	1,40	285,3	2,75	[13]
	Cr	8,52	250,8	29,3	4,08	286,8	6,96	[13]
	Fe	1,77	236,5	35,6	1,05	283,9	2,36	[13]
	Ni	1,30	234,5	33,5	1,09	296,8	0,72	[13]

$T = 975^\circ\text{C}$. Korelace mezi koeficienty $D(i)$ v železe a koeficienty $\overline{D}(i)$ ve svařenci A/N v oblasti teplot 850–1100 °C se liší od korelace mezi koeficienty $D(i)$ v Fe a koeficienty $\overline{D}(i)$ ve svařenci A/N v teplotní oblasti 500–800 °C. Tato odlišnost může být způsobena strukturními změnami (BCC) \rightarrow (FCC) a rozpouštěním karbidů, které v ocelích A a N v uvedených teplotních intervalech probíhají [4].

Současný stav znalostí, které se týkají: i) termodynamiky uhlíku ve svarových spojích [9, 10], ii) difuzivity uhlíku ve svarových spojích austenitických ocelí [10, 12], iii) koeficientů difuze uhlíku v nerezové oceli N [13] a iv) vyjádření zákona zachování uhlíku při jeho distribuci ve svarových spojích, dává možnost vyjádřit koncentrační rozdělení uhlíku ve svarových spojích ocelí A/N probíhající při austenitických teplotách T po dobu t .

Ad i): Základní termodynamický teorém je rovnice vyjadřující spojitost termodynamické aktivity uhlíku ve svarovém spoji, tj. pro $x = 0$

$$N(\text{C})^- \exp \sum_i N(i)^- \varepsilon_{\text{C}}^i = N(\text{C})^+ \exp \sum_i N(i)^+ \varepsilon_{\text{C}}^i; \quad (2)$$

$N(i)^\mp$ je koncentrace legujícího prvku i v oceli. Index $(-)$ se vztahuje k levé, index $(+)$ k pravé části svarového spoje; ε_{C}^i značí parametr vyjadřující interakci mezi prvkem i a uhlíkem. Jeho teplotní závislost je dána vztahem

$$\varepsilon_{\text{C}}^i(T) = \varepsilon(1)_{\text{C}}^i + \varepsilon(2)_{\text{C}}^i \left(\frac{10^4}{T} \right). \quad (3)$$

Koeficienty $\varepsilon(1)_C^i$, $\varepsilon(2)_C^i$ jsou pro příslušné prvky uvedeny v monografiích [8, 9].

Ad ii): Koeficient difuze uhlíku v austenitické oceli [11] je možno vypočítat pomocí rovnice

$$D(C) = D(C, \gamma\text{Fe}) \exp \sum_i N(i) \beta_C^i. \quad (4)$$

Analogicky k rov. (3)

$$\beta_C^i(T) = \beta(1)_C^i + \beta(2)_C^i \left(\frac{10^4}{T} \right). \quad (5)$$

Potřebné koeficienty $\beta(1)_C^i$ a $\beta(2)_C^i$ jsou publikovány v článcích [10] a [11].

Ad iii): Pro koeficient difuze C v nerez oceli N byl v práci [12] získán vztah

$$D(C, T) = 1,9 \times 10^{-5} \exp \left\{ -\frac{221,0}{RT} \right\}. \quad (6)$$

Ad iv): Zákon zachování C je popsán vztahem

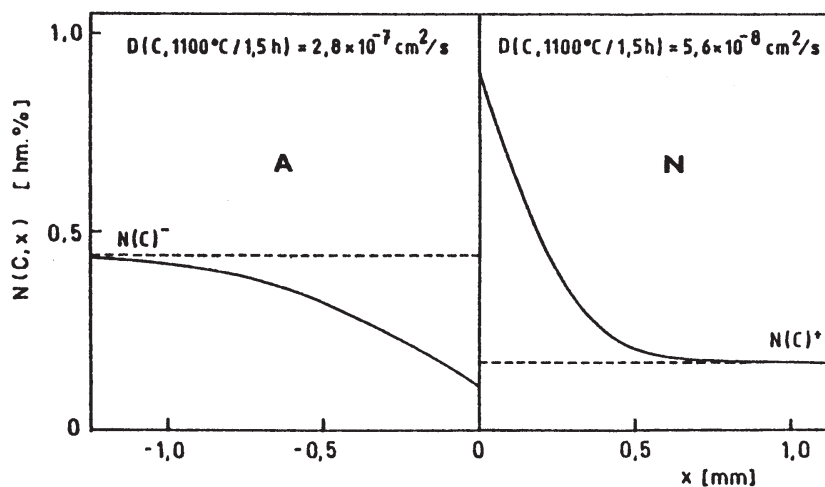
$$\begin{aligned} & \int_0^{-\infty} \left[N(C)^- - [N(C)^- + (N(C, 0)^- - N(C)^-)] \operatorname{erfc} \left\{ \frac{|x|}{2\sqrt{D(C)t}} \right\} \right] dx = \\ & = \int_0^{\infty} \left[N(C)^+ + (N(C, 0)^+ - N(C)^+) \operatorname{erfc} \left\{ \frac{x}{2\sqrt{D(C)t}} \right\} - N(C)^+ \right] dx. \quad (7) \end{aligned}$$

$N(C)^\mp$ jsou koncentrace uhlíku v ocelích ve výchozím stavu, $N(C, 0)^\mp$ jsou koncentrace C v levé (-) a v pravé (+) části svarového spoje v místě svaru $x = 0$, $D(C)$ je příslušný koeficient difuze uhlíku. Funkci (7) lze integrovat s přihlédnutím ke vztahu

$$I \operatorname{erfc}(x) = \int_x^{\infty} \operatorname{erfc}(\xi) d\xi = \frac{1}{\sqrt{\pi}} \exp(-x^2) - x \operatorname{erfc}(x). \quad (8)$$

Pro $x = 0$ plyne z (8), že $I \operatorname{erfc}(x) = \frac{1}{\sqrt{\pi}}$.

Příklad numericky stanoveného rozdělení uhlíku ve svarovém spoji A/N pro podmínky difuzního ohřevu $T = 1100^\circ\text{C}$ a $t = 1,5$ h je uveden na obr. 5.



Obr. 5. Numericky stanovené rozdělení uhlíku ve svarovém spoji A/N, difuzní ohřev 1100°C/1,5 h.

Fig. 5. Numerically stated distribution of carbon in weld joint A/N, diffusion anneal 1100°C/1.5 h.

5. Souhrn a závěry

Výsledky získané v této práci a závěry z nich plynoucí můžeme charakterizovat následujícím způsobem:

i) Byly naměřeny koeficienty chemické difuze $\bar{D}(\text{Al})$, $\bar{D}(\text{Cr})$, $\bar{D}(\text{Fe})$, $\bar{D}(\text{Ni})$ ve svarových spojích ocelí A (ČSN 41050 + 0,49 hm.% Al), N (ČSN 417242). Hliník se vyznačuje nejvyšší hodnotou $\bar{D}(\text{Al})$ a nikl nejnižší (tab. 2). Je zajímavé poznamenat, že hliník má z uvedených prvků nejnižší atomovou hmotnost ($\mu(\text{Al}) = 26,8$) a nikl nejvyšší ($\mu(\text{Ni}) = 58,69$) [2], s. 1262. Výjimka v pořadí prvků Cr a Fe může být způsobena nepřesností měření hodnot $\bar{D}(\text{Cr})$ a $\bar{D}(\text{Fe})$.

ii) Porovnání hodnot koeficientů $\bar{D}(i)$ chemické difuze prvků Al, Cr, Fe, Ni s koeficienty difuze $D(i)$ v železe naměřených v oblasti teplot 850–1100°C (tab. 3) ukazuje, že korelace mezi hodnotami $\bar{D}(i)$ a $D(i)$ se liší od korelace mezi těmito hodnotami v teplotním intervalu 500–800°C. Tato odlišnost může být způsobena strukturními změnami BCC → FCC. Difuzní konstanty D_0 a H týkající se difuze Al v γFe , které jsou prakticky neměřitelné, viz diagram Al-Fe [2], byly doplněny odhadem na základě údajů publikovaných autory [6].

iii) Hodnoty koeficientů difuze $\bar{D}(\text{Al})$, které převyšují hodnoty $\bar{D}(\text{Cr})$, $\bar{D}(\text{Fe})$, $\bar{D}(\text{Ni})$ až 10× (tab. 2), vedou k takovému rozdělení Al ve svarovém spoji A/N (obr. 3), které je ve výrazném rozporu se stacionárním modelem redistribuce uhlíku

[13] ve svarových spojích ocelí. Naměřené spojitě rozdělení Al v okolí svarového spoje (obr. 3) znemožňuje vyhodnocení naměřených hodnot $N(C, x, t)$ a stanovení příslušných hodnot $N(C)^-$, $N(C, 0)^-$, $N(C, 0)^+$, $N(C)^+$, $D(C)^-$ a $D(C)^+$.

iv) Data citovaná v tomto příspěvku [6, 8, 9, 10, 12] a uvedení rov. (7) vyjadřující zákon zachování uhlíku umožnily vyjádření redistribuce C ve svarových spojích ocelí numerickým postupem. Tento výsledek potvrzuje význam teorie termodynamiky uhlíku ve svarových spojích ocelí [8, 9] a teorie difuze uhlíku v austenitických ocelích [10, 12] pro technickou praxi.

Oznámení

Tento příspěvek byl vypracován v rámci Grantové agentury ČR, projekty reg. č. 106/01/0382, 106/01/0379 a v rámci výzkumného záměru ÚFM Z 2041904.

Článek je věnován prof. Ing. Dr. Vladimíru Sedláčkovi, DrSc., k jeho osmdesátinám.

LITERATURA

- [1] PILOUS, V.—STRÁNSKÝ, K.: Structural Stability of Deposits and Weld Joints in Power Engineering. Cambridge, Cambridge International Science Publishing 1998.
- [2] HANSEN, M.—ANDERKO, K.: Constitution of Binary Alloys. New York/Toronto/London, Mc Graw-Hill, B.C. 1958.
- [3] CHVORINOV, N.: Krystalizace a nestejnorodost ocelí. Praha, NČSAV 1954.
- [4] KUCHAR, L.—DRÁPALA, J.: Metalurgie čistých kovů – metody rafinace čistých látek. Košice, Nadácia R. Kammela 2000.
- [5] SMITHELLS, C. J.: Metals Reference Book. 4th edition. London, Butterworths 1967.
- [6] MISHIDA—YAMAMOTO—NAGATA: Nipon-Konzoku-Gakkishi, 34, 1970, s. 595; citováno podle DDD (Diffusion and Defect Data), 32, 1983, s. 124.
- [7] KROUPA, A.: Soukromé sdělení. Brno, ÚFM AV ČR, Oddělení struktury 2002.
- [8] STRÁNSKÝ, K.: Termodynamika kvazistacionární difuze uhlíku v ocelích a její aplikace. Praha, ACADEMIA, NČSAV 1977.
- [9] KUNZE, J.: Nitrogen and Carbon in Iron and Steel Thermodynamics. Berlin, Akademie Verlag 1990.
- [10] KUČERA, J.—STRÁNSKÝ, K.—DOJIVA, J.: Mater. Sci. and Engineering, A122, 1990, s. 75.
- [11] KUČERA, J.—BROŽ, P.—ADAMASZEK, K.: Acta Techn. ČSAV, 45, 2000, s. 45.
- [12] KUČERA, J.—MILLION, B.—STRÁNSKÝ, K.—MICHALIČKA, P.—REK, A.: Metallkde, 93, 2002, s. 3.
- [13] KUČERA, J.—STRÁNSKÝ, K.: Kovove Mater., 18, 1980, s. 678.

Rukopis dodaný: 7.10.2002
Rukopis upravený: 5.12.2002