

Krajská rada Československé vědeckotechnické  
společnosti SM kraje

Ústřední odborná sekce ČSVTS  
Žárupevné materiály

Čs. společnost pro nauku o materiálech při  
ČSAV

Pobočka ČSVTS VÚHŽ Dobruška - odborná skupina  
Ocelí pro energetiku

INIS-mf-10145

**SEMINÁŘ**

**DLOUHODOBÉ MECHANICKÉ  
VLASTNOSTI OCELÍ  
POD VLIVEM KOROZNÍHO  
PROSTŘEDÍ**



Visalaje  
září 1984

**DLOUHODOBÉ MECHANICKÉ  
VLASTNOSTI OCELÍ  
POD VLIVEM KOROZNÍHO  
PROSTŘEDÍ**

## OBSAH

### Sekce úvodních přednášek

	str.
<b>K. Mazanec:</b> Fyzikální metalurgie austenitických korozivzdorných ocelí používaných v jaderné energetickém strojírenství	3
<b>J. Čadek, K. Milička:</b> Creep austenitických ocelí	13 <sup>4</sup>
<b>B. Million, J. Vřešťál:</b> Termodynamika a difuzní děje v soustavě Fe-Ni-Cr	23
<b>K. Stránský</b> Strukturní a termodynamická stabilita žárupevných ocelí parních turbín	31 <sup>4</sup>
<b>J. Valenta:</b> Některé teoreticko-experimentální metody pro hodnocení korozní únavy kovů	38
<b>Sekce korozně mechanických vlastností ocelí v prostředí tekutého sodíku</b>	
<b>V. Walder, F. Dufek, T. Prnka:</b> Experimentální přístupy ke studiu vlivu sodíku na dlouhodobé vlastnosti	48
<b>A. Šima, S. Houska, M. Košťál:</b> Hodnocení konstrukčních materiálů použitých pro výrobu parogenerátoru BOR I.	55
<b>M. Frel, B. Eremiš, J. Rosypal, A. Rožumberský:</b> Konstrukční materiály použité pro PG BOR I z hlediska korozní odolnosti v kapalném sodíku a zbytkové životnosti po 40 000 hod. exploataci.	62
<b>V. Bina, J. Douda, M. Kneifl:</b> Vliv dlouhodobé provozní expozice na pevnost při tečení a únavové vlastnosti materiálů v prostředí sodíku a parovodní směsi.	71
<b>V. Walder:</b> Příspěvek k termodynamice degradace vlastností mater. v PGRR při působení tekutého sodíku.	80

**Sekce korozně mechanických vlastností ocelí ve  
vodních prostředích.**

- J. Machek, F. Jaroš:** 89  
Metodiky odhadu technické doby života trubek parních  
generátorů s uvážením vlivu korozního prostředí.
- J. Kratochvíl, V. Walder, I. Talpa:** 95  
Rozbor podmínek korozně únavového procesu materiálu  
výparníku P6RR a jejich simulace.
- M. Kneifl, V. Vodsedálek:** - 105  
Vliv jakosti povrchu na odolnost proti tepelné  
nizkocyklové únavě.
- V. Číhal, J. Kubelka, V. Foldyna, A. Jakobová:** - 111  
Korozní a strukturní charakteristiky modifikovaných  
chromových žárupevných ocelí.
- K. Šplíchal, R. Axamit, J. Otruba, J. Koutský:** 120  
Vliv reaktorového prostředí na zkřehnutí Cr-Mo-V oce-  
li.

**Sekce korozních vlastností**

- F. Franz:** - 125  
K problémům termodynamiky a kinetiky některých ko-  
rozních procesů.
- M. Pražák, J. Tlamsa, R. Silber, A. Judlová:** - 129  
Mechanismy ochuzení o chrom a korozní důsledky.
- V. Pílus:** 133  
Vlastnosti dlouhodobě provozovaných svarových  
spojů
- Z. Říha, J. Lichý:** 145  
Vliv technologického provedení spoje trubka-  
- trubkovnice P6 VVER na odolnost proti dlouho-  
dobému namáhání v provozních podmínkách.

**VYBRANÉ FYZIKÁLNĚ METALURGICKÉ CHARAKTERISTIKY  
AUSTENITICKÝCH KOROZIVZDORNÝCH OCELÍ POUŽÍVANÝCH  
V JADERNĚ ENERGETICKÉM STROJÍRENSTVÍ**

**Akademik Karel M a z a n e c,  
Fakulta hutnická, VŠB Ostrava**

**Úvod**

Aplikace austenitických korozivzdorných ocelí v jaderné energetice vytváří nové impulsy pro zvýšení úrovně jejich fyzikálně metalurgických vlastností, které musí zabezpečit spolehlivou a dlouhodobou exploitaci z nich vyrobených zařízení za složitých podmínek namáhání /obvykle za superpozičního účinku vnějšího - korozního - prostředí/.

Kromě požadavků vysoké metalurgické čistoty je nutné při optimalizaci dosahovaného souboru fyzikálně metalurgických vlastností sledovat například i vzájemné interakce škodlivých příměsí a z tohoto vyplývající cesty řízeného ovládní procesů, které se mohou uplatňovat jak při zpracování předemných typů ocelí, tak i za superpozičního účinku vnějších /mechanických a fyzikálně metalurgických/ vlivů.

Z hlediska současného stavu znalostí lze uvedený záměr řešit pouze omezeně, neboť není k dispozici dostatečný soubor údajů; cílem předloženého řešení bude, mimo shrnutí současných možností při optimalizaci fyzikálně metalurgických vlastností základních typů austenitických korozivzdorných ocelí, naznačení dalších cest vědecko-technického rozvoje v dané oblasti. V návaznosti na aplikaci v jaderně energetickém strojírenství bude pozornost přednostně věnována studiu mikrosegregačních procesů v základní matici těchto ocelí a návaznostem na možný rozvoj interkrystalické koroze, příp. interkrystalického korozního praskání jako jedné z důležitých fyzikálně metalurgických charakteristik daných typů ocelí.

### Rozbor problému

Jak je všeobecně známo, interkrystalická koroze austenitických CrNi ocelí se vyvíjí /v závislosti na obsahu uhlíku v základní matici/ po žihání v teplotním intervalu okolo 500 až 800°C /i když někteří autoři připouštějí možnost jejího rozvoje i při dlouhodobém žihání na teplotě 450°C resp. i žihání za teplot isžících v intervalu 800 až 900°C/. Všeobecně přijímaná teorie je založena na lokalizovaném ochuzení chromu v okolí interkrystalicky vyloučených karbidů, i když některé údaje připouštějí i možnost aplikace tzv. segregční teorie. Podle první teorie zdrojem je vznik karbidu typu  $M_{23}C_6$  vyloučeného na hranicích zrn a ochuzení sousedního materiálu o chrom pod kritickou hladinu /úroveň zcitlivění však může být například ovlivněna přísadou molybděnu, dusíku; molybdén zpomaluje proces zcitlivění, dusík snižuje nukleační resp. růstový potenciál karbidických částic/ [1]. Vzhledem k tomu, že oceli o extrémní čistotě jsou imunní na leptání [2] a že interkrystalická koroze je pozorována i v případě, že materiál je ve stavu po rozpouštěcím žihání bez detekovatelné precipitace karbidů, lze reálně předpokládat, že mikrosegregační procesy, společně s ochuzením chromu, mohou hrát důležitou úlohu při rozvoji interkrystalické koroze resp. interkrystalického korozního praskání.

Je možno předpokládat, jak plyne z celé řady prací [1,2,3], že nečistoty /škodlivé příměsi/ hrají důležitou roli u CrNi korozivzdorných austenitických ocelí /jako je např. ocel typu 304/. Tato úvaha je velmi závažná, neboť koncentrace těchto prvků není obvykle u rutinných taveb kontrolována /pod určité formálně fixované maximum/. Toto podporuje i zjištěná variabilita při zcitlivění komerčních typů austenitických korozivzdorných ocelí při stejném obsahu uhlíku a chromu. Kromě toho je nutné vzít v úvahu, že ani nízké obsahy nečistot /škodlivých příměsí/ negarantují nízkou úroveň mikrosegregace [4]. Škodlivé příměsi totiž mohou ovlivnit náchylnost k interkrystalickému po-

rušení ve dvou směrech; jednak mohou nezávisle na sobě modifikovat rychlost koroze nebo pasivace, jednak mohou ovlivňovat rovnováhu C-Cr na hranicích zrn, což vede ke změně kinetiky a termodynamických parametrů precipitace karbidů chromu.

Joshi a Stein [37], za použití Augerovy el. spektroskopie /AES/, studovali modifikaci chemického složení hranic zrn austenitických CrNi korozivzdorných ocelí a zjistili vzrůst fosforu, síry, dusíku a křemíku. Losch a Andreoni [5] analyzovali pomocí AES lomové plochy zcitlivěné oceli typu 304 /přímo po přelomení v přístroji AES/. V daném případě pozorovali vzrůst obsahu fosforu na lomové ploše, přičemž tento vzrůst byl lokalizován do tenké vrstvy o tloušťce okolo 1,5 nm.

V návaznosti na toto hodnocení lze uvést, že interkrystalické porušení je zjišťováno i při vzniku tzv. teplých trhlin ve svarovém kovu /v dané souvislosti může docházet i ke vzniku mezidendritických lomů/, majících souvislost se segregací fosforu a síry /i když například Nb a Si mohou tuto náchylnost zesilovat/ [6].

Při studiu lomových ploch zcitlivěných austenitických ocelí typu 304 a 321 bylo zjištěno, že na těchto plochách je zvýšena koncentrace fosforu /obtížně se detekuje ochuzení na chromu, neboť je maskováno vyloučenými karbidy, obsah niklu byl bez změny/. Zvýšený obsah síry byl pozorován v určité hloubce pod hranicí zrn /interkrystalickou lomovou plochou/, což ukazuje, že oba prvky se spolu účastní procesu zcitlivění a zřejmě působí do určité míry konkurenčně [6]. V dané souvislosti je však třeba dále uvést, že zvýšená koncentrace se může silně měnit zrno od zrna.

#### Segregační charakteristiky

Z uvedených důvodů byla pozornost orientována na podrobnější analýzu rozdělení mikrosegregujících prvků pod lomovou plochou. Jak již bylo výše uvedeno, fosfor je lokalizován v tenkých pásech na hranicích zrn austenitu a lze jej spojit s procesem rovnovážné segregace, zatímco zvýšený obsah síry je

detekován ve větší hloubce /pásu/ pod segregáční oblastí fosforu /paralelně byl zjištěn zvýšený obsah uhlíku na původních hranicích zrn/. Dále bylo zjištěno, že spád segregace fosforu byl prudší po delší době žihání na zcitlivění [6]. Obsah síry se také zvyšuje s dobou zcitlivění, přičemž maximální obsah je zjišťován v určité hloubce pod lomovou plochou /v daném případě bylo zjišťováno slabé ochuzení na uhlík a chrom v oblasti hranic zrn v souvislosti s precipitací karbidů typu  $M_{23}C_6$  na hranicích zrn/. Souhrnně lze konstatovat, že dochází na hranicích zrn k ochuzení o chrom, k silné mikrosegregaci fosforu /úzký pás u lomové plochy/ a síry /do větší hloubky a maxima je dosaženo pod oblastí silné mikrosegregace fosforu/.

V práci [7] se předpokládá, že škodlivé příměsi, jako fosfor příp. síra, segregují k hranicím zrn již při rozpouštěcím žihání, což vede k závěru, že za všech podmínek jsou hranice austenitických zrn do určité míry obohaceny<sup>příměsí</sup> zcitlivěním. Segregující prvky pak modifikují parametry precipitace karbidů při žihání na zcitlivění /nukleační a růstové charakteristiky/ [1]. Během růstu karbidů nastává "vytlačování" nečistot do okolí karbidů, což vede k dalšímu jejich lokálnímu "obohacení" a k zesílení procesu interkrystalické koroze příp. interkrystalického korozního praskání /rozvoje interkrystalického porušení/.

Mikrosegregace fosforu na hranicích zrn zesiluje po žihání na zcitlivění náchylnost ke vzniku interkrystalické koroze a interkrystalického korozního praskání v mediích o vysokém oxidačním potenciálu, nebo v případě vzniku interkrystalického vodíkového zkřehnutí. Co se týče účinku síry, někdy se předpokládá, že souvisí s účinkem siričků. Avšak v řadě případů zjištěná mikrosegregace síry naznačuje nutnost korigovat tuto představu. Naopak však nelze vyloučit /vzhledem k prudkému koncentračnímu gradientu fosforu/, zda větší "žírka" obohacení sírou nebude souviset s precipitací siričků na hranicích zrn. Superpoziční účinek vodíku vede u zcitlivěných vzorků k interkrystalickému porušení, což lze reálně spojit se synergetickým účinkem vodíku a fosforu [8].



Uvedené otázky je však nutné upřesnit, neboť vlastní hodnocení mikrosegregačních /povrchových/ efektů je velmi selektivní. Pro získání bližších představ byla provedena vzájemná porovnání jejich rozvoje na volném povrchu a hranicích zrn /u komerčně vyrobené oceli typu 304/ [1].

Při ohřevu na teplotu okolo  $420^{\circ}\text{C}$  fosfor částečně segreguje k volnému povrchu. Na povrchu byly detekovány ještě jak dusík tak i síra, ale během prodloužené doby žhání nedocházelo ke změně v jejich obsahu. Za teplot žhání  $520$  a  $620^{\circ}\text{C}$  byl opět fosfor dominantním mikrosegregujícím prvkem /i v tomto případě detekovaná segregace dusíku a síry na povrchu se neměnila s dobou žhání /obr.1/ [1]. Při žhání za teplot ležicích nad  $700^{\circ}\text{C}$  pozoruje se intenzivnější mikrosegregace síry a při teplotě žhání okolo  $800^{\circ}\text{C}$  bylo zjištěno, že vrcholy odpovídající povrchové segregaci fosforu a síry jsou srovnatelné. Při teplotách žhání ležicích nad  $800^{\circ}\text{C}$  byl vrchol odpovídající segregaci síry vyšší než fosforu, přičemž síra si tuto "segregační prioritu" udržela i při žhání na teplotě  $1000^{\circ}\text{C}$ . Povrchová segregace fosforu byla však i za této teploty žhání zřetelně detekována /viz obr. 2/.

Souhrnně lze z těchto výsledků konstatovat, že za teplot žhání ležicích pod  $700^{\circ}\text{C}$  u CrNi austenitických ocelí je/při hodnocení tzv. povrchové segregace/ fosfor hlavním mikrosegregujícím prvkem. Naopak silný účinek síry je pozorován za teplot ležicích nad  $800^{\circ}\text{C}$ , i když lze konstatovat, že za teplot žhání  $800$  až  $1100^{\circ}\text{C}$  [1] je na sledovaných površích zjištěna segregace obou prvků. Uvedené podmínky žhání vlastně odpovídají rozpouštěcímu žhání, což vede k závěru, že při žhání na zcitlivění /při ovlivnění precipitace karbidů chromu/ se výše uvedené "příměsové" /škodlivé/ prvky spoluúčastní tohoto procesu.

Paralelně byly u stejného materiálu sledovány lomové plochy po izotermickém žhání na zcitlivění na teplotě  $650^{\circ}\text{C}$  [1]. Za superpozičního účinku vodíku [8] byly získány interkrystalické lomové plochy. Pro porovnání je na obr. 3 uveden příklad z interkrystalické lomové plo-

chy pomocí metody AES. V daném případě na lomové ploše byly detekovány fosfor, síra a dusík, i když jejich koncentrace /jmenovitě P a S/ je zřejmě nižší než na volném povrchu, což zřejmě souvisí s tím, že podmínky hodnocení nejsou jednoduše srovnatelné /v prvním případě se jedná o soustavu pevná fáze - vakuum, v druhém pak o soustavu pevná fáze - pevná fáze/. Přesto však lze předpokládat určitou kvalitativní shodu mezi oběma uvažovanými hodnoceními, jak již bylo například dříve uváděno v práci [9].

Na základě těchto výsledků lze reálně předpokládat, že fosfor i síra budou ovlivňovat rozvoj procesu zcitlivění, i když provedení přímého /jednoznačného/ vyhodnocení vzájemných vztahů mezi výsledky analýzy pomocí AES a náchylností k interkrystalické korozi je velmi obtížné, neboť kinetika a termodynamika segregace závisí na "chemii" /konstituci/ dané oceli. Z diskutovaných výsledků však plyne, že u komerčních ocelí daného typu dochází k segregaci fosforu a síry k hranicím zrn austenitu [1].

Technické důsledky probíhajících segregáčních procesů.

Jak lze usoudit z výše uvedeného závěru, segregáční aktivita příměsí závisí na chemickém složení matrice a na probíhajících vzájemných interakčních procesech mezi koexistujícími atomy příměsí v kovové matrici. Například u nízkolegovaných ocelí mangan a chrom zvyšují zkřehávající potenciál fosforu [10]. Naopak účinek přísady molybděnu u těchto ocelí lze spatřovat v jeho vlivu na snížení segregáčního potenciálu fosforu. Logicky lze předpokládat, že obdobné účinky se budou uplatňovat i při interkrystalickém porušení /resp. interkrystalickém korozním praskání/ CrNi austenitických ocelí.

Na uvedený účinek se upozorňuje v práci [11], kde u oceli typu 316L bylo zjištěno, že dochází ke snížení jak povrchové segregace, tak i segregace na hranicích zrn u fosforu při žhání za teplot ležících pod 650-675°C. Byl vysloven předpoklad, že za nižších teplot žhání než je výše uvede-

ná hranice, dochází k vzájemné vazbě molybdénu a fosforu /například za vzniku  $Mo_xP_y$ , jež se rozkládá za teploty okolo  $670^{\circ}C$ /obdobně, jak se předpokládá i u nízkoaloyovaných ocelí [12]. Zvýšenou náchylnost k interkrystalickému koroznímu napadení při žihání za teploty  $675^{\circ}C$  lze zřejmě přednostně spojit s rovnovážnou segregací fosforu na hranicích zrn /obr. 4/.

V návaznosti na dřívější výsledky o příznivém účinku přísady molybdénu a dusíku u oceli o velmi vysoké čistotě [13] byly studovány i charakteristiky rozvoje procesu zcitlivění u austenitických CrNi ocelí komerční úrovně. V daném případě byly zjištěny obdobné směry působení jako v práci [13], ale úroveň působení jednotlivých prvků je modifikována přítomností nečistot. Jak je vidět z obr. 5 [14], fosfor a dusík segregují k hranicím zrn i u komerčních ocelí. Jak již bylo výše uvedeno, určitý obsah fosforu je zjišťován na hranicích zrn i při žihání za teploty  $1100^{\circ}C$  a tento obsah se zvyšuje při žihání na zcitlivění. Z obr. 5 lze usuzovat, že fosfor vytlačuje dusík z hranic zrn, včetně toho, že samotný fosfor zesiluje náchylnost k interkrystalické korozi. Při žihání oceli typu 304 na zcitlivění za teploty okolo  $600^{\circ}C$ , vzhledem k tomu, že na hranicích je "a priori" po rozpouštěcím žihání přítomen fosfor a že nukleace karbidů a jejich růst nastává před výraznější segregací dusíku na hranice zrn, dochází k silnějšímu rozvoji zcitlivění /kromě toho nelze vyloučit určitý "vytlačující" účinek dusíku od hranic zrn i po rozpouštěcím žihání přítomným fosforem/. Při žihání na vyšší teploty je nutno vzít v úvahu výše uváděnou přítomnost fosforu na hranicích zrn, avšak difúze dusíku k hranici zrn bude intenzivnější, což se projeví na omezení nukleačního a růstového potenciálu karbidů a zlepšením odolnosti proti interkrystalické korozi. Vzhledem k superpozičnímu účinku fosforu je tento vliv slabší než u vysoce čistých materiálů [13]. Kromě toho je však nutné vzít také v úvahu, že za vyšší teploty zcitlivění se snižuje rovnovážná segregace fosforu na hranicích zrn; toto

snížení obsahu fosforu jednak samotné působí příznivě, jednak umožňuje dosažení vyšší koncentrace dusíku na hranicích zrn.

Po žihání na teplotě 650°C je komerčně vyrobená ocel typu 316L náchylnější ke zcitlivění než vysoce čisté bezdusíkové varianty. Toto lze spojit s účinkem fosforu. Avšak za teploty žihání 700°C lze pozorovat příznivý vliv dusíku, který částečně eliminuje účinek nečistot a v řadě případů byly zaznamenány velmi nadějně výsledky u komerčních variant typu 316LN resp. 316H. Přesný mechanismus působení fosforu na snížení odolnosti proti vzniku interkrystalické koroze není přesně znám; bylo však ukázáno, že fosfor neovlivňuje ochuzení na chrom a že fosfor působí velmi nepříznivě při exploitaci příslušných materiálů v silně oxidačním prostředí [1].

Dále bylo zjištěno, že při daném tepelném zpracování a obsahu dusíku je distribuce karbidů chromu na hranicích zrn oceli 316LN a 304LN stejná. Stanovené rozdílné úrovně odolnosti proti interkrystalické korozi však podporují původní představu o příznivém účinku přísady molybdénu a jeho "zastupující" účinek za chrom. U oceli typu 304L přísada dusíku zlepšuje korozní charakteristiky při žihání za teploty 650 a 700°C; u oceli typu 316L pak při žihání za teploty 700°C [14]. Na základě dosud získaných výsledků však nelze blíže určit dostatečně přesné kvantitativní vztahy z hlediska obsahu dusíku v základní matici.

Pomocí lokální energetické disperzní analýzy bylo ukázáno, že obsah chromu v okolí vyloučených karbidů na hranicích zrn při zcitlivění oceli 304L byl 11,4 až 13,2 % hm %. U oceli 316L byl tento obsah 10,4 až 12,7 % hm %, z čehož plyne, že přísada molybdénu přispívá k tomu, že kritický obsah chromu, nutný k zabezpečení pasivace, může být nižší.

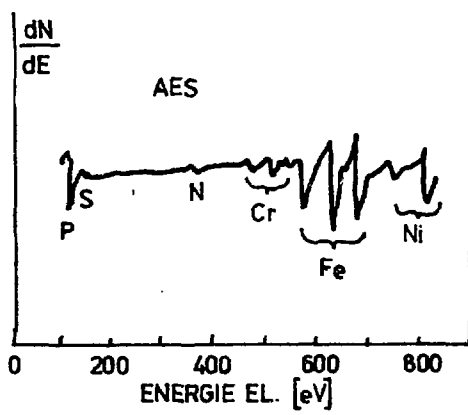
### Závěry

V předložené práci byly naznačeny další cesty pro hodnocení náchylnosti k rozvoji interkrystalické koroze /interkrystalického korozního praskání/ u CrNi austenitických ocelí založené na aplikaci doplňujících představ o superpozičním účinku segregace různých příměsí. Současně byly naznačeny cesty, jak řízeným způsobem lze mikrosegreční procesy ovládat a tak částečně eliminovat v dané souvislosti vliv některých metalurgických parametrů u daného typu korozivzdorných ocelí.

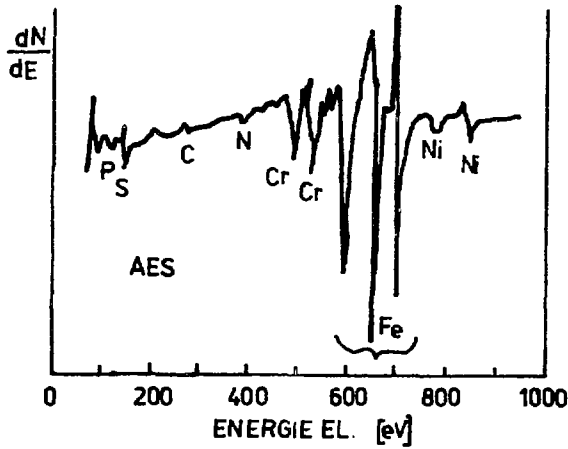
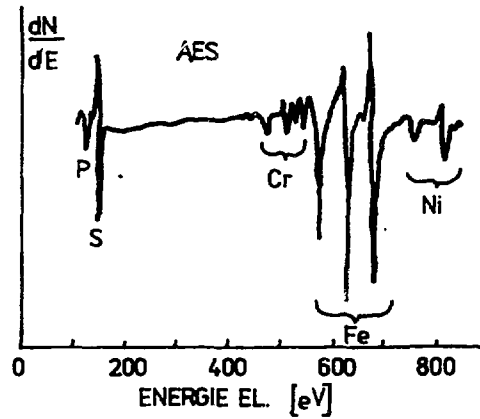
### Literatura

- [1] C.L.Briant: Corrosion, 36, /1980/, 407
- [2] K.T.Aust: Trans.AIME, 245, /1969/, 2117
- [3] A.Joshi, D.F.Stein: Corrosion, 28, /1972/, 321
- [4] C.L.Briant, S.K.Banerji: Inter.Met.Review, 24, /1978/,  
164
- [5] W.Losch, I.Andreoni: Scripta Met., 12, /1978/, 272
- [6] H.Hänninen, E.Minni: Met.Trans., 13A, /1982/, 2281
- [7] J.S.Armijo: Corrosion Sc., 7, /1967/, 143
- [8] C.L.Briant: Met.Trans., 9A, /1978/, 731
- [9] A.C.Yen, W.R.Graham, G.R.Bellon: Met. Trans., 9A, /1978/, 31
- [10] C.L.Briant: Corrosion, 38, /1982/, 230
- [11] T.M.Devine, C.L.Briant, B.J.Drummond: Scripta Met., 14, /1980/  
1175
- [12] J.Ju, C.J.McMahon: Met.Trans., 11A, /1980/, 274
- [13] C.L.Briant, R.A.Mulford, E.L.Hall: Corrosion, 38, /1982/,  
469
- [14] R.A.Mulford, E.L.Hall, C.L.Briant: Corrosion, 39, /1983/,  
132

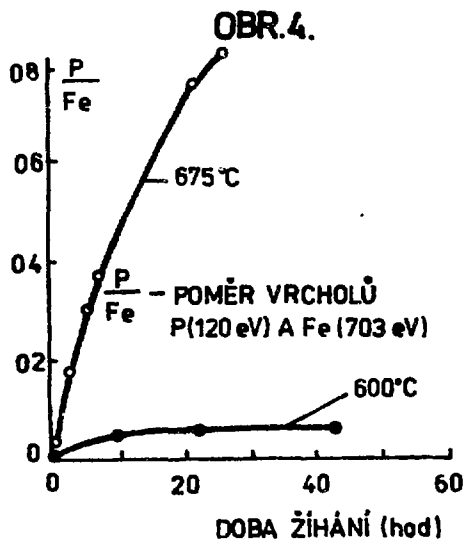
OBR.1.



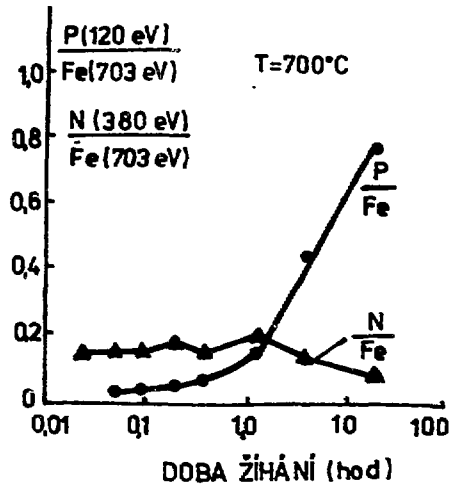
OBR.2.



OBR.3.



OBR.5.



TERMODYNAMIKA A DIFÚZNÍ DĚJE V SOUSTAVĚ Fe-Ni-Cr

Ing. Bořivoj M i l l i o n , DrSc., RNDr. Jan  
V ř e š ť á l  
ÚFM ČSAV Brno

1. Úvod

Dlouhodobá exploatace materiálů v prostředí kapalného sodíku při teplotách 500 až 600°C může mít za následek korozní napadení a tedy i odčerpávání prvků z rozhraní kapalně fáze, v jiných případech může naopak prvek přecházet z kapalně do pevné fáze. Jestliže bude složek přibývat nebo ubývat v pevné fázi různou rychlostí, může vzhledem ke zmiňnému teplotnímu intervalu docházet k difúznímu přerozdělování prvků v pevné fázi a tedy i k ovlivnění dlouhodobých mechanických vlastností použitých materiálů.

Uvažujme případ, kdy je proudící kapalný sodík v kontaktu s austenitickou ocelí typu Fe-C-Cr-Ni. Prvky uhlík, chrom a nikl budou na rozhraní kapalná/pevná fáze přibývat, resp. ubývat rychlostmi  $w_C \neq w_{Cr} \neq w_{Ni}$ . Toky jednotlivých složek  $J_i$  lze vyjádřit rovnicemi

$$(1) \quad J_i = -L_{iFe} \frac{d\mu_{Fe}}{dx} - L_{iC} \frac{d\mu_C}{dx} - L_{iCr} \frac{d\mu_{Cr}}{dx} - L_{iNi} \frac{d\mu_{Ni}}{dx} - L_{iV} \frac{d\mu_V}{dx}$$

kde  $L_{ik}$  jsou fenomenologické koeficienty,  $\mu_i$  představuje chemický potenciál  $i$ -té složky a kde je rovněž respektován vliv vakancí ( $L_{iV}$ ,  $\mu_V$ ). Soustavu rovnic (1) nelze pro praktický výpočet přerozdělení složek použít bez jistých zjednodušení, neboť dosavadními experimentálními metodami měření koeficientů difúze nelze fenomenologické koeficienty  $L_{ik}$  určit. Nejčastěji používaná zjednodušení spočívají v zanedbání koeficientů  $L_{ik}$  pro případ, kdy  $i \neq k$  a v zanedbání vlivu vakancí. Soustava rovnic (1) pak přejde na tvar

$$(2) \quad J_i = -L_{ii} \frac{d\mu_i}{dx}$$

Chemický potenciál vyjádříme pomocí termodynamické aktivity  $a_i = \gamma_i N_i$  ve tvaru  $\mu_i = \mu_{oi} + kT \ln a_i$  a uvážíme relaci mezi fenomenologickými koeficienty a koeficienty autodifúze  $D_i^* = kT L_{ii} / N_i$  /1/. Pak platí

$$(3) \quad J_i = - \frac{D_i^*}{\gamma_i} \frac{da_i}{dx}$$

přičemž  $\gamma_i$  je aktivní koeficient a  $N_i$  molární zlomek  $i$ -té složky. Při konstantní teplotě je termodynamická aktivita funkcí koncentrace jednotlivých složek systému  $a_i = f(N_C, N_{Cr}, N_{Ni})$  a tedy je možné soustavu rovnic (3) přepsat ve tvaru

$$(4) \quad \begin{aligned} J_C &= -D_C^* \left( g_{CC} \frac{dN_C}{dx} + \frac{N_C}{N_{Cr}} g_{CCr} \frac{dN_{Cr}}{dx} + \frac{N_C}{N_{Ni}} g_{C Ni} \frac{dN_{Ni}}{dx} \right) \\ J_{Cr} &= -D_{Cr}^* \left( \frac{N_{Cr}}{N_C} g_{CrC} \frac{dN_C}{dx} + g_{CrCr} \frac{dN_{Cr}}{dx} + \frac{N_{Cr}}{N_{Ni}} g_{Cr Ni} \frac{dN_{Ni}}{dx} \right) \\ J_{Ni} &= -D_{Ni}^* \left( \frac{N_{Ni}}{N_C} g_{NiC} \frac{dN_C}{dx} + \frac{N_{Ni}}{N_{Cr}} g_{NiCr} \frac{dN_{Cr}}{dx} + g_{Ni Ni} \frac{dN_{Ni}}{dx} \right), \end{aligned}$$

kde termodynamický faktor difúze  $g_{ij} = \delta_{ij} + \partial \ln \gamma_i / \partial \ln N_j$  ( $\delta_{ii}=1, \delta_{ij}=0$ ). Podle 2. Fickova zákona platí  $\partial N_i / \partial t = \partial / \partial x (-J_i)$  a po dosazení ze (4) dostaneme soustavu parciálních diferenciálních rovnic

$$(5) \quad \frac{\partial N_i}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[ D_i^* \sum_l \frac{N_l}{N_l} g_{il} \frac{\partial N_l}{\partial x} \right], \quad (l = C, Cr, Ni)$$

kterou lze numericky řešit, pokud známe koncentrační závislost koeficientů autodifúze a termodynamických aktivit složek. Okrajové podmínky na rozhraní kapalný sodík/austenitická ocel (např. vnitřní povrch trubky  $r_A$ ) lze vyjádřit (viz např. /2/) ze vztahů

$$(6) \quad (J_i)_{r_A} = w_i N_i,$$

na druhé straně konstrukčního prvku (např. vnější povrch trubky  $r_B$ ) např. podmínkou izolace

$$(7) \quad \left( \frac{\partial N_i}{\partial r} \right)_{r_B} = 0.$$



Stanovení koeficientu autodifúze uhlíku v austenitu byla věnována již řada prací (viz např. /3/), podobně je tomu i v případě interakčních koeficientů  $\varepsilon_C^i$  /4/, které s termodynamickými faktory difúze úzce souvisí ( $g_{Ci} = \varepsilon_i^{CN_i}$ ). V ÚFM ČSAV byly studovány termodynamické a difúzní charakteristiky soustavy Fe-Ni-Cr a jsou v tomto příspěvku stručně uvedeny.

## 2. Stanovení termodynamických faktorů difúze v systému Fe-Ni-Cr

Z termodynamického hlediska nebyla doposud systému Fe-Ni-Cr věnována patřičná pozornost. Byly proměřeny některé izotermní řezy rovnovážným diagramem /5/ a termodynamické aktivity složek v kapalně fázi /6,7/ při 1873 K. Tvorná tepla a aktivity chromu byly v tomto systému studovány v pracích /8,9/.

Naše měření termodynamických aktivit složek binárních systémů Fe-Ni, Fe-Cr a Ni-Cr vytvořilo spolehlivou bázi pro měření v ternárním systému Fe-Ni-Cr /10-13/. V oblasti tuhého roztoku Fe-Ni-Cr s f.c.c. strukturou byly efúzní metodou jednak proměřovány slitiny s konstantním obsahem chromu 10, 20 a 30 %, připravené pro měření koeficientů autodifúze, jednak též slitiny s konstantním obsahem železa 12 a 28 %.

Vzhledem k velikosti rozptylu hodnot naměřených poměrů tenzí par nebyla stanovována teplotní závislost aktivit složek. Veličiny  $\ln \gamma_{Fe}$ ,  $\ln \gamma_{Cr}$  a  $\ln \gamma_{Ni}$  byly pro řezy s konstantním obsahem železa 12 a 28 % vypočteny z měření poměru tenzí par v práci /10/, pro řez s konstantním obsahem 20 % Cr v práci /11/. Výsledky měření pro řezy s konstantním obsahem chromu 10 a 30 % byly zpracovány optimalizačním postupem /12/ tak, aby respektovaly naměřené hodnoty aktivit v binárních systémech a hodnoty aktivit naměřené v ostatních řezech /10,11/. Nalezené hodnoty aktivitních koeficientů byly v závislosti na molovém zlomku niklu v jednotlivých řezech vyjádřeny polynomem ( $i = Fe, Cr, Ni$ )

$$(8) \quad \ln \gamma_i = A_i + B_i N_{Ni} + C_i N_{Ni}^2 .$$

Rovnice (8) umožnila vypočítat termodynamické faktory difúze  $g_{CrCr}$ ,  $g_{NiNi}$ ,  $g_{CrNi}$  a  $g_{NiCr}$ , které jsou uvedeny na obr.1.

### 3. Autodifúze v systému Fe-Ni-Cr

Experimentální slitiny byly nataveny tak, aby umožňovaly sledovat koncentrační závislost koeficientů autodifúze ve třech izokoncentračních řezech systému Fe-Ni-Cr obsahujících 10, 20 a 30 % Cr, resp. i na jiných řezech s konstantním obsahem Ni nebo Fe. U všech tří řezů jsou společné dva základní znaky, a to růst koeficientů autodifúze s rostoucím obsahem železa v intervalu 0 až 15 % Fe a jejich poklesem při obsazích železa větších než 35 %. V oblasti 15 až 35 % Fe zjišťujeme analogický průběh koncentrační závislosti pro řezy s obsahem 10 a 30 % chromu, tj. plynulý růst koeficientů autodifúze do maxima v okolí 20 % Fe a dále pak jejich plynulý pokles. Slitiny Fe-Ni-Cr s konstantním obsahem 20 % Cr vykazují naproti tomu lokální minimum v okolí koncentrace 25 % Fe.

Celkový obraz o průběhu koncentrační závislosti koeficientů autodifúze Fe-59 ve slitinách Fe-Ni-Cr s f.c.c. strukturou je uveden na obr. 2. Je na něm patrná existence lokálního minima v oblasti koncentrace Fe-55Ni-20Cr. Možné kvalitativní vysvětlení tohoto minima lze hledat ve vlivu uspořádaných struktur typu  $A_3B$  resp.  $A_2B$ , které sice nebyly při těchto teplotách prokázány, ale blízký pořádek může i při vyšších teplotách v těchto materiálech existovat a difúzní procesy rozhodujícím způsobem ovlivňovat.

Ukazuje se, že koncentrační závislost koeficientů autodifúze složek ve slitinách ternárního systému Fe-Ni-Cr s f.c.c. strukturou nelze vyjádřit jednoduchým matematickým vztahem. Problém nalezení difúzních charakteristik složek by tedy spočíval v odečtení hledaných hodnot z grafů koncentračních závislostí, a to pro každou složku zvlášť. V našich předcházejících pracích /14-16/ se však ukázalo, že u feritických i austenitických ocelí různého chemického složení zůstávají při konstantní teplotě poměry koeficientů difúze různých legujících prvků stálé. Závěr byl takový, že

velikost koeficientu difúze v ocelích je dána především strukturou matrice (f.c.c. nebo b.c.c. mřížka) a vlastnostmi sledovaného difundujícího prvku. K podobnému závěru dospěli též Rothman et al. /17/ pro čtyři různé slitiny Fe-Ni-Cr. Proto byl učiněn pokus zjistit, zdali relace tohoto typu platí v celém studovaném oboru teplot a koncentrací i pro měření provedená v této práci a v pracích /18, 19/. Ukázalo se, že ve studovaném teplotním a koncentračním intervalu platí mezi koeficienty autodifúze složek relace

$$(9) \quad D_{Ni} : D_{Fe} : D_{Cr} = 1 : 1,2 : 2 .$$

V ternárních slitinách Fe-Ni-Cr s f.c.c. strukturou tedy difunduje nejpomaleji nikl, koeficienty autodifúze železa jsou 1,2x větší a koeficienty autodifúze chromu 2x větší. Relace mezi chromem a železem je v dobrém souladu s výsledky práce /17/. Pro nikl dostali autoři /17/ hodnoty poněkud nižší ve srovnání s námi /20/.

#### 4. Závěr

Provedená měření koeficientů autodifúze složek ve slitinách Fe-Ni-Cr s f.c.c. strukturou, doplněná o naše dřívější poznatky o autodifúzi v binárech Fe-Ni /18/, Fe-Cr a Ni-Cr /19/ a o kritický rozbor výsledků jiných autorů, přinášejí nové poznatky o autodifúzi složek v tomto ternárním systému. Byla zmapována plocha vyjadřující koncentrační závislost koeficientů autodifúze. Jedná se o plochu vyššího řádu a nelze ji vyjádřit jednoduchým matematickým vztahem. Z fyzikálního hlediska je zajímavá existence lokálního minima v okolí složení Fe-55Ni-20Cr.

Důležitým se jeví poznatek o zachování konstantního poměru koeficientů autodifúze složek v celém studovaném teplotním a koncentračním intervalu. Značně usnadňuje odhady koeficientů autodifúze potřebné při interpretaci vysoko-teplotních procesů kontrolovaných difúzí.

V jedné laboratoři s difúzními měřeními současně prováděné stanovení termodynamických aktivit v binárních systémech Fe-Ni, Fe-Cr a Ni-Cr a v ternární soustavě Fe-Ni-Cr

/10-12/ umožnilo vypočítat konzistentní údaje o termodynamických faktorech difúze. Ve spojení s údaji o difúzních a interakčních koeficientech uhlíku je tak k dispozici soubor experimentálních poznatků, který umožňuje pomocí soustavy rovnic (4) posoudit přerozdělování prvků v austenitických ocelích v kontaktu s kapalným sodíkem a tím i odhadovat možné dlouhodobé změny mechanických vlastností těchto konstrukčních materiálů.

### Literatura

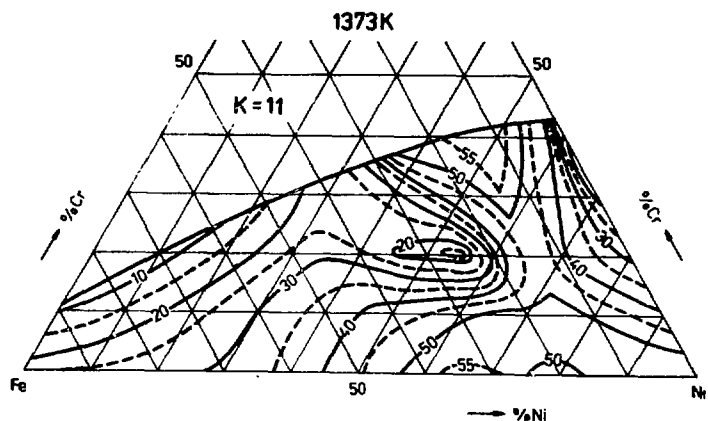
- /1/ Y.Adda, J.Philibert: La diffusion dans les solides, INSTN Saclay, 1966.
- /2/ K.Stránský: Termodynamika kvazistacionární difúze uhlíku v ocelích a její aplikace, Academia Praha, 1977.
- /3/ J.Kučera, K.Cíha, K.Stránský, A.Rek: VZ 490/595, ÚFM ČSAV Brno, 1981.
- /4/ P.Fremunt: Příklady z fyzikální chemie, SNTL Praha, 1976.
- /5/ J.Kaufman, J.Nesor: Metall.Trans. 5(1974)1617.
- /6/ G.R.Belton, J.Fruehan: Metall.Trans. 1(1970)781.
- /7/ S.W.Gilby, G.R.St.Pierre: Trans.AIME 245(1969)1749.
- /8/ O.Kubaschewski, L.E.Stuart: J.Chem.Eng.Data 12(1967) 418.
- /9/ W.Slough, P.J.Spencer, O.Kubaschewski: J.Chem.Thermodyn. 2(1970)117.
- /10/ J.Vřešťál, A.Pokorná, A.Rek: Kovové Mater. 14(1976)481.
- /11/ Z.Skryjová, J.Vřešťál, A.Rek: Kovové Mater. 18(1980) 145.
- /12/ J.Vřešťál, A.Rek: Kovové Mater. 21(1983)97.
- /13/ J.Toušek: Kovové Mater. 21(1983)252.
- /14/ B.Million, K.Cíha, K.Stránský: Kovové Mater. 13(1975) 545.
- /15/ B.Million, K.Cíha, J.Krumpos, K.Stránský: Kovové Mater. 14(1976)536.
- /16/ K.Cíha, V.Foldyna, J.Krumpos, B.Million, K.Stránský: Kovové Mater. 19(1981)517, 529, 540.
- /17/ S.J.Rothman, L.J.Nowicki, G.E.Murch: J.Phys.F 10

(1980)383.

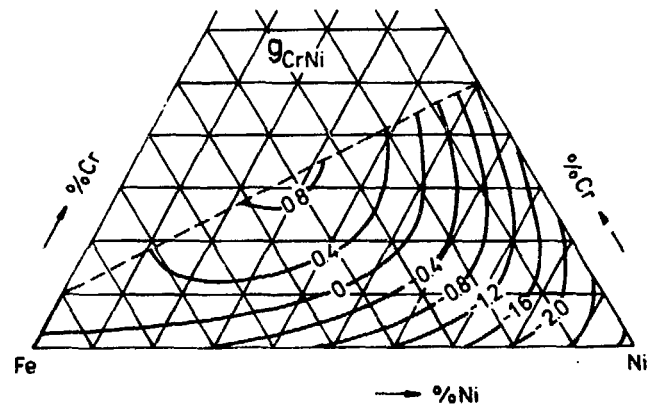
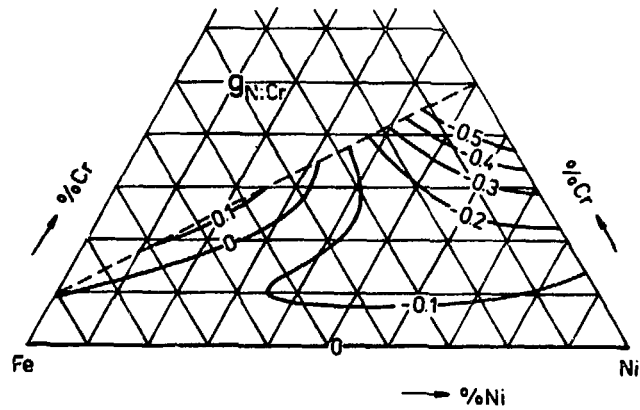
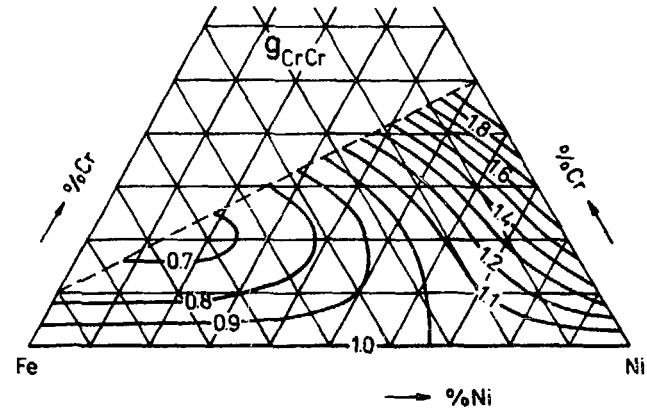
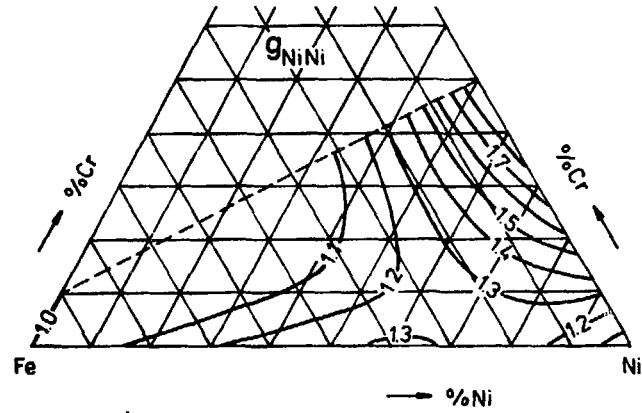
/18/ B.Million, J.Růžičková, J.Velišek, J.Vřešťál: Mater. Sci.Eng. 50(1981)43.

/19/ J.Růžičková, B.Million: Mater.Sci.Eng. 50(1981)59.

/20/ B.Million, J.Růžičková, J.Vřešťál: Mater.Sci.Eng. (zasláno k publikaci).



Obr. 2. Izodifuzivity  $i = 100(\log D_{Fe} + K)$  pro autodifúzi železa ve slitinách Fe-Ni-Cr s f.c.c. strukturou



Obr. 1. Termodynamické faktory difúze v systému Fe-Ni-Cr při teplotě 1500 K

## NĚKTERÉ TEORETICKO-EXPERIMENTÁLNÍ ASPEKTY PRO POSOUZENÍ KOROZNÍ ÚNAVY KOVŮ

Doc. Ing. Jaroslav V a l e n t a , DrSc., člen  
korespondent ČSAV  
SVŮSS PRAHA

Velmi vážným současným úkolem z hlediska teoreticko-experimentální a diagnostické analýzy je posouzení provozní spolehlivosti technických zařízení a jejich komponent v důsledku mechanického zatížení a korozního napadení použitých materiálů. Například v jaderné energetice došlo v roce 1981 (celosvětový průzkum) k více než 270 poruchám potrubních systémů zejména v místech svarového spoje, způsobených korozním napadením. Počet výskytu těchto poruch je vyznačen na obr. 1 v závislosti na světlosti potrubí. Identifikace těchto poruch, jako malých netěsností, byla provedena pomocí ultrazvukové aparatury a barevnou penetrační metodou. Ukázalo se, že výraznější vzrůst poruch se vyskytuje u potrubí menších světlostí. Bylo prokázáno, že u těchto světlostí (0,1 m) vznikají max. tahová osová napětí po svaření a zasahují 50% až 70% tloušťky stěny. Na druhé straně osová vnitřní pnutí po svaření u potrubí o světlosti 0,66 m jsou nižší a zasahují pouze 25% tloušťky. Max. napětí dosahují meze kluzu materiálu a tvoří hlavní příspěvek ke vzniku korozního praskání za napětí /2/.

Z rozboru literatury a praktických zkušeností vyplývá, že proces korozního napadení materiálu je závislý na celé řadě faktorů a to chemickém složení materiálu, stavu jeho struktury a povrchu, tepelného zpracování, chemickém složení a teplotě provozního media, galvanickém účinku,

historii zatížení, rázových účinků media, konstrukčních vrubů, době expozice aj.. Z klasických typů korozního napadení lze uvést : koroze bodová, koroze mezikystalová, koroze nožová a štěrbínová, korozní praskání za napětí, korozní únava, erozní a kavitační koroze aj.

V podstatě lze kinetiku koroze rozčlenit podle tří odlišných typů korozního napadení. Je to tzv. aktivní koroze, kde únavová životnost materiálu je řízena rychlostí koroze a rozsahem napětí. V případě lokální koroze, závisí únavová životnost na inkubační době pro vznik póru, jeho kinetice a kritické hloubce, která je mimo jiné funkcí mechanické napjatosti povrchové vrstvy. Třetím typem je tzv. pasivní koroze. Je založena na existenci velmi tenké vrstvy na povrchu materiálu, která podstatně snižuje rychlost koroze. Iniciace korozní únavové trhliny je v tomto případě řízena zejména repasivační kinetikou materiálu po porušení této vrstvy. Pojetí mechanismu korozního napadení materiálu musí nutně vycházet z elektrochemické a adsorbční hypotézy /3/. Zajímavá je též úvaha o významu mobilních dislokací /4/.

Rychlost šíření korozní únavové trhliny je tedy vyvolána přítomností agresivního prostředí a synergetickým působením cyklického zatížení. Rozeznáváme tzv. klasickou korozní únavu a korozní únavu za napětí. Klasická korozní únava je cyklicky závislá a přichází v úvahu u materiálů, které nekorodují za napětí, tj. u nichž  $K_{Isc} \geq K_{Ic}$ , nebo při vyšších frekvencích zatížení /5/. Korozní únava za napětí je charakterizována korozním praskáním za statického napětí v únavových podmínkách, jestliže faktor intenzity napětí  $K$  v cyklu je vyšší než  $K_{Isc}$ . Ve vodním prostředí a v prostředí s vodíkem je mechanismus zvýšené rychlosti šíření trhliny připisován vodíkovému zkřehnutí. Pro  $pH < 12$  je aktivní složkou atomární vodík, pro  $pH > 12$  jsou aktivními hydroxylové ionty.

Prakticky šíření únavové trhliny v korozním prostředí se modeluje změnou konstant v Parisově vztahu. Na obr. 2 jsou schematicky uvedeny závislosti rychlosti šíření



trhliny na amplitudě  $\Delta K$ . Obr. 2a uprostřed representuje korozní únavu za napětí, která je charakterizována prodlevou a je časově závislá. Na obr. 2a vpravo je uvedena kombinace obou typů korozní únavy. Se vzrůstající frekvencí a konstantní asymetrií cyklu dochází k potlačení korozní únavy pod napětím a prodlevy a nastává v podstatě klasická korozní únava (obr. 2b). Proces růstu únavových trhlin je pak proces pouze cyklicky závislý. Na druhé straně vliv klesající asymetrie cyklu při konstantní frekvenci způsobuje pouze horizontální posuv prodlevy (obr. 2b). Na topologii prodlevy má vliv i struktura materiálu.

Pro hodnocení „zranitelnosti“ materiálu k mezikrystalickému koroznímu praskání za napětí (IGSCC), předložila firma General Electric toto empirické pravidlo /6/ :

$$\frac{\sigma_m + \sigma_b}{R_p} + \frac{\sigma_a + \sigma_s + \sigma_z}{R_p + 2 \cdot 10^{-3} E} < 1 ,$$

kde  $\sigma_m$  a  $\sigma_b$  jsou primární membránová a ohybová napětí,  $\sigma_a$  jsou druhotná napětí včetně tepelných napětí,  $\sigma_s$  značí špičková napětí,  $\sigma_z$  jsou výsledná vnitřní pnutí po svařování nebo technologickém zpracování,  $R_p$  je mez kluzu materiálu při provozní teplotě a  $E$  je modul pružnosti v tahu při provozní teplotě. Hodnota vyšší než jedna indikuje napěťové podmínky, které mohou být dostatečné k vyvolání IGSCC.

Je známo, že korozní praskání za napětí je výsledkem synergetického působení tří fyzikálních parametrů jmenovitě citlivosti materiálu k tomuto jevu, kritického tahového napětí v povrchové vrstvě a specifického korozního prostředí. U austenitických ocelí typu 18-8 experimenty prokázaly /3/, že existuje prahová teplota 130°C vysoce čisté vody (0,2 ppm rozpuštěného kyslíku) za které se IGSCC nevyskytuje. IGSCC byla rovněž identifikována při teplotě 288°C (< 0,06 ppm kyslíku), ale nikoliv při nižších teplotách. Při jmenovitém cyklickém zatížení vzorků nad mezí kluzu s výraznou prodlevou (voda obsahovala 8

ppm  $C_2$ ) byla indikována prahová hodnota  $190^\circ\text{C}$  pro vznik IGSCC. IGSCC byla rovněž indikována i v případě, že max. napětí v cyklu je pod mezí kluzu, jestliže teplota vody byla  $288^\circ\text{C}$ . Velkou obezřetnost je nutno věnovat i tepelnému zpracování těchto ocelí.

Problematikou rychlosti růstu únavové trhliny v korozním prostředí u feriticko-perlitické oceli používané pro tlakové nádoby reaktoru se zabýval Jones /7/. Byl studován vliv frekvence zatížení ( $0,017\text{ Hz}$  a  $0,0017\text{ Hz}$ ), asymetrie cyklu, vliv obsahu síry v materiálu a účinek chemického složení vody  $288^\circ\text{C}$  teplé. Rychlost růstu korozní trhliny ve vysoce čisté vodě je asi o 1,5 řádu vyšší než při pokojové teplotě a na vzduchu. Zvýšení gradace růstu defektu při simulaci chemického složení vody používané v JE je poměrně nízké. Obr. 3 shrnuje dosažené výsledky. Vliv asymetrie cyklu není rovněž příliš výrazný.

Významným faktorem ovšem zůstává odhad vzniku korozních únavových trhlin. Například Müller /8/ uvádí klasický přístup, který vychází ze znalosti počtu cyklů  $N_i^* = C_i \cdot \Delta\sigma^{-\alpha}$  do vzniku makrotrhliny v inertním prostředí. Zde  $\Delta\sigma$  značí rozsah napětí. Pro cyklicky závislý proces a lineární kumulaci poškození platí

$$N_i = \beta^{-1} \left[ 1 - \left( 1 - C_i \cdot \Delta\sigma_a^{-\alpha} \beta (1 + 2\alpha) \right)^{\frac{1}{2\alpha+1}} \right], \Delta\sigma_a > \Delta\sigma_i$$

kde  $N_i$  je počet cyklů do vzniku makrotrhliny v korozním prostředí,  $\beta = v_F / F_0 f$  je součinitel, charakterizující účinek korozního media a frekvence zatížení  $f$ .  $\Delta\sigma_a$  je rozsah napětí na mezi únavy materiálu v inertním prostředí,  $v_F$  udává rychlost změny průřezu v důsledku koroze.  $F_0$  je výchozí průřez. Experimentální ověření potvrzují předloženou aproximaci. Matematický popis korozního praskání a korozní únavy předložil Stouffer /4/.

SVÚSS vypracoval v posledních letech, na základě stochastické analýzy, původní algoritmy pro stanovení životnosti trubek PG pro rychlé reaktory. Trubky jsou podrobeny náhodným teplotním fluktuacím. Výsledky tvoří normativ-

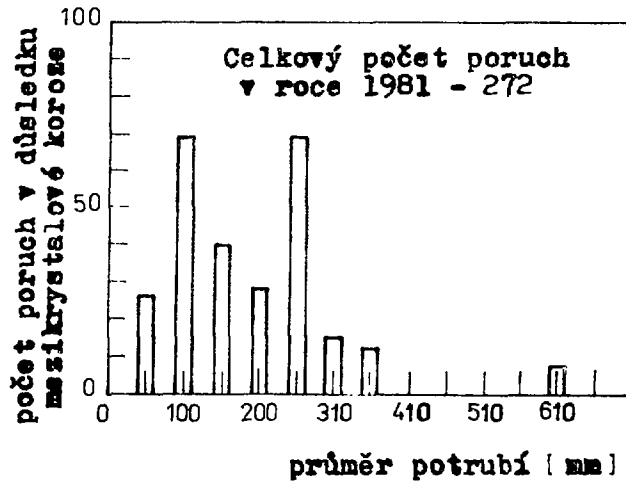
ní podklad pro SSSR. K upřesnění výsledků je bezpodmínečně nutno zajistit potřebné experimentální charakteristiky materiálu. Zařízení, která toto umožňují jsou mimořádně technicky i finančně náročná. Například na obr.4 je schematicky uvedena zkušební smyčka, ve které cirkuluje demineralizovaná voda dvěma autoklávy. Hladina rozpuštěného kyslíku a vodivost vody je plynule monitorována a řízena v rozsahu, který je typický pro provoz primárního okruhu lehkovodních reaktorů /9/. Oba autoklávy slouží k zatěžování vzorků typu WOL a jsou vybaveny hydraulickým systémem s řízeným namáháním (amplituda zatížení, frekvence).

Závěrem je nutno konstatovat, že predikce korozního napadení a predikce odpovídající provozní spolehlivosti komponent nutně vyžaduje sofistikované a komplexní řešení celé problematiky.

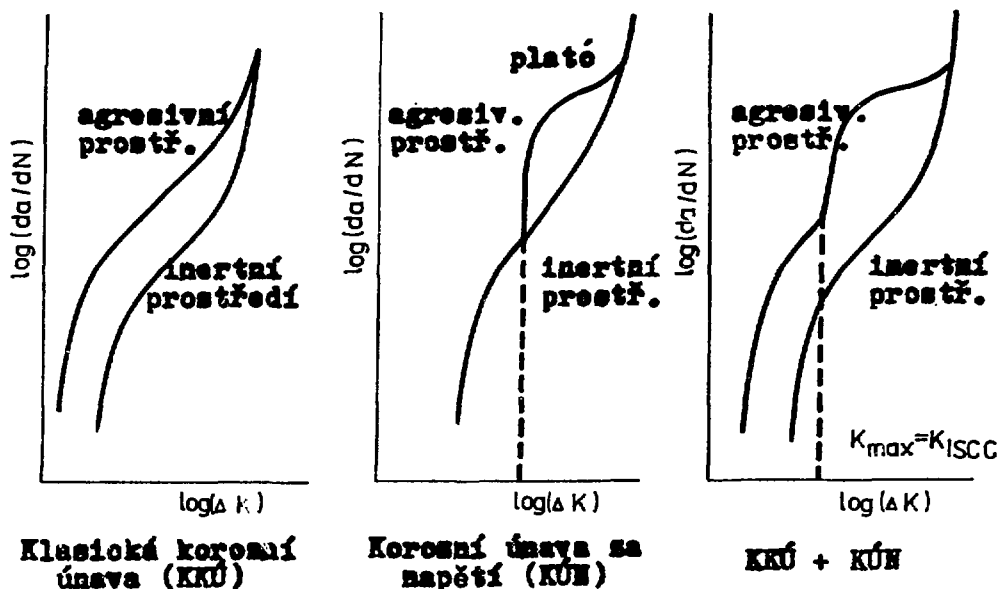
#### Literatura

- /1/ Valenta J. aj.: Návrh matematických modelů pro výpočet životnosti trubek průtlačného parního generátoru. Zpráva SVÚSS-77-02005.
- /2/ Danko J.C.: Effect of weld residual stresses on intergranular stress corrosion cracking of type 304 stainless steel boiling water reactor piping. Electric Power Res. Inst., Palo Alto, Cal. 94303, 1982.
- /3/ White E.L., Berry W.E.: The influence of cyclic load and environmental effects on stress-corrosion cracking of sensitized stainless steel. NP-1991, Research Project 311-3, Battelle Columbus Lab., 1981.
- /4/ Stouffer D.C., Strauss A.M.: A continuum theory of degrading elastic solids with application to stress corrosion. Int. J. Engn. Sci., 14, 1976, s. 915-924.
- /5/ The influence of environment on fatigue. I Mech E Conf. Publ., London, str.57, 1977.
- /6/ Fox M.: An overview of intergranular stress corrosion cracking in BWRs. Electrical power research inst., Palo Alto CA 93304, 1981.

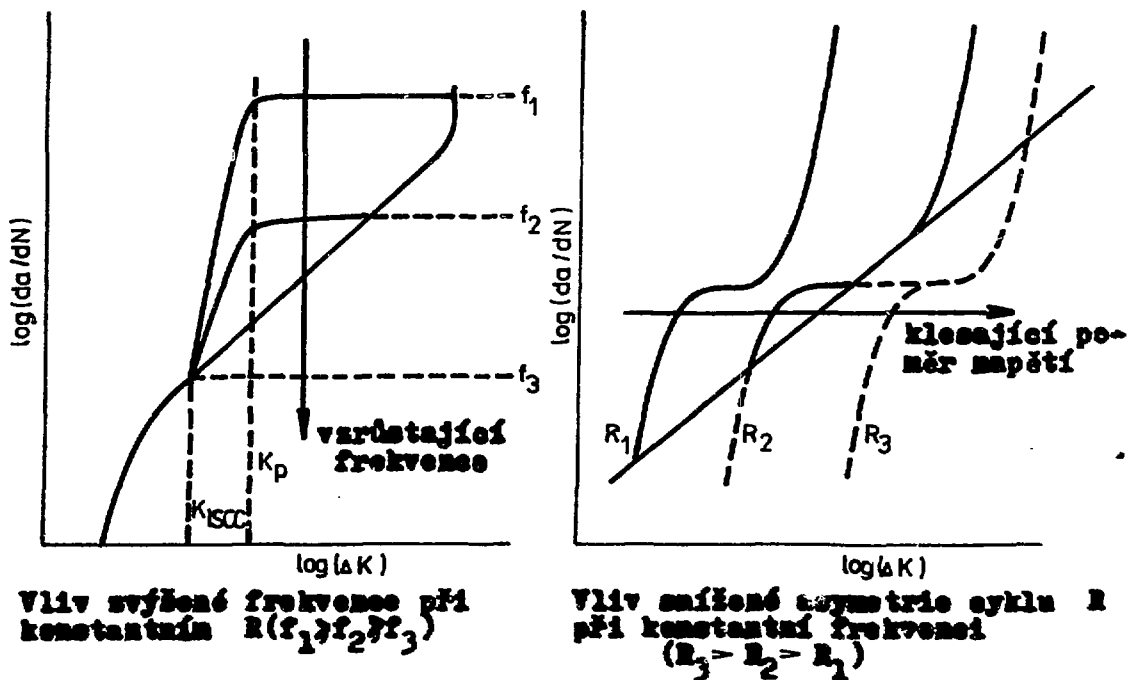
- /7/ Jones R.L.: Corrosion fatigue characterization of reactor pressure vessel steels. NP-2775, Research Project 1325-1, The Babcock a. Wilcoc Comp., Ohio 1982.
- /8/ Müller M.: Theoretical consideration on corrosion fatigue crack initiation. Met. Trans. A13, 1982, č. 1, s.649-655.
- /9/ Annual report of contract research for the metallurgy and materials research branch. Division of reactor safety research. U.S. Nuclear Reg. Commision, 1977.
- /10/ Beavers J.H., Agrawai A.K., Berry W.E.: Corrosion-related failures in power plant condensers. NP-1468, Technical Planning Study TPS 78-730, Battelle Columbus Lab., 1980.



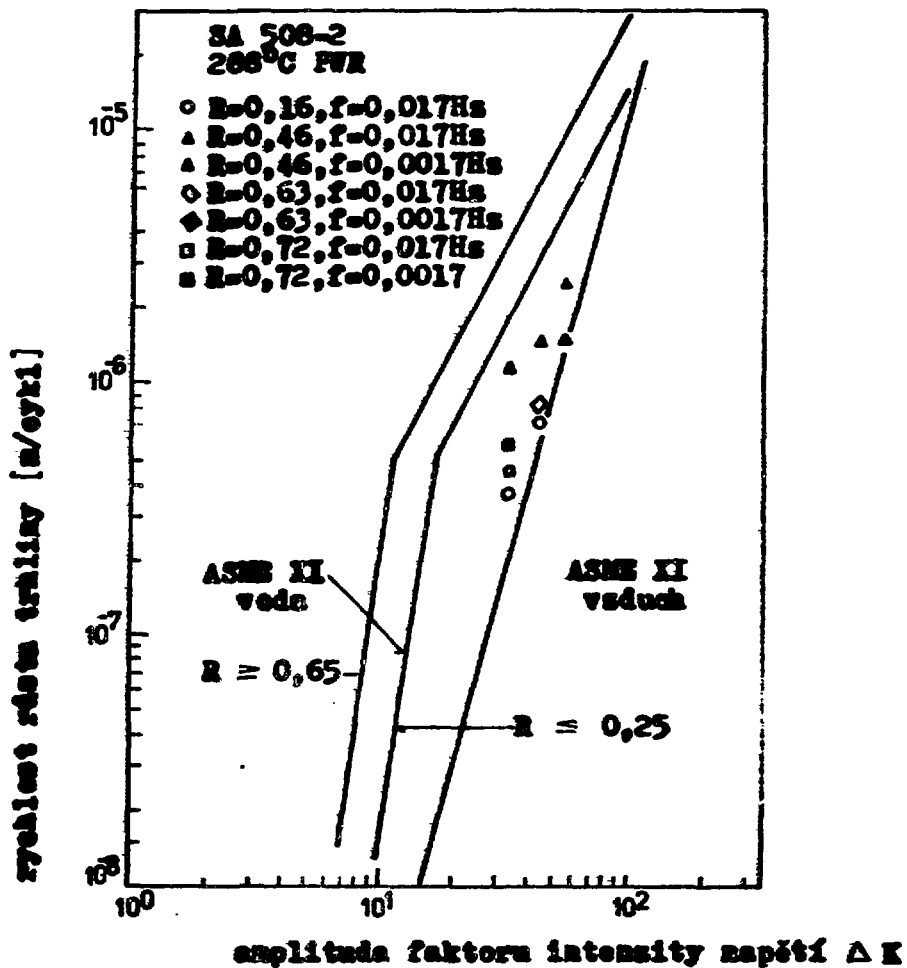
Obr. 1 Počet poruch potrubních systémů JR  
v závislosti na průměru potrubí



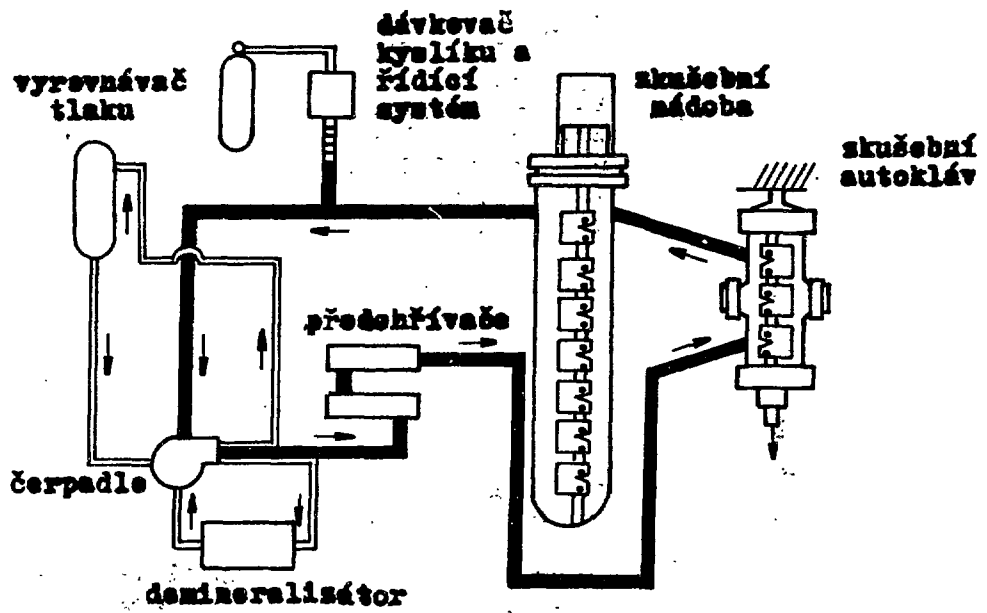
Obr. 2 a) Schematické ilustrace základních typů růstu únavové trhliny v korozním prostředí



Obr. 2 b) Vliv mechanických parametrů na růst únavové trhliny v korozním prostředí



Obr. 3 Rychlost růstu trhliny jako funkce  $\Delta K$  a asymetrie cyklu  $R$  při nízkých frekvencích zatížení



Obr. 4 Schematické uspořádáníkušební soustavy



## EXPERIMENTÁLNÍ PŘÍSTUPY KE STUDIU VLIVU SODÍKU NA DLOUHODOBÉ VLASTNOSTI

Ing. Venanc W a l d e r , CSc., Ing. František  
D u f e k , Ing. Tasilo P r n k a , DrSc.  
VÚHŽ Dobruška

### 1. Úvod

Použití ocelí jako konstrukčních materiálů pro energetická zařízení s tekutým sodíkem, nebo obecně alkalickými kovy, přineslo do výzkumné fyzikálně metalurgické problematiky zcela nové otázky, jež se do této doby v takovém rozsahu nevyskytovaly.

Problematika se principiálně rozpadá do dvou dosti samostatných oblastí, a to fyzikálně metalurgická problematika vlastního sodíku zahrnující i technologii práce s tekutým sodíkem a pak problematika chování ocelových materiálů při dlouhodobém styku s tekutým sodíkem.

Jestliže pro svou mimořádnou specifickou ponecháme stranou otázku sodíku, pak zcela ve shodě se zaměřením tohoto semináře můžeme se v dalším zcela zaměřit na působení sodíku na dlouhodobé vlastnosti konstrukčních ocelí.

Hned úvodem je třeba říci, že jakkoliv problematika interakce tekutého sodíku s povrchem ocelových součástí je sama od sebe interpretačně náročná a zasluhující značnou pozornost, za klíčový problém v konečné fázi nutno považovat interpretaci dějů, jež určují dlouhodobé mechanické vlastnosti ocelí, neboli funkční materiálové parametry komponent daných energetických zařízení. A jelikož k funkčním materiálovým požadavkům patří především pevnostní vlastnosti podmíněné strukturní stabilitou, je tím dán i cíl studia - dlouhodobé strukturní charakteristiky a mechanické vlastnosti v podmínkách kombinovaného mechanického namáhání při zvýšených provozních teplotách za intenzivního působení sodíku v nejrůznějších formách projevu.

především jako přenos jednotlivých prvků mezi sodíkem a ocelovou součástí, případně povrchová plošná koroze.

Tento příspěvek je jen částí širšího studia a dal si pouze za úkol podat stručnou informaci o zařízení a metodě, jež je aplikována ve VÚHŽ ke studiu vlivu superposice mechanického namáhání a vlivu tekutého sodíku při zvýšených teplotách do creepové oblasti.

Vlastní návrh zařízení vychází z rozboru podmínek namáhání parogenerátorových trubek /1/; koncepce a návrh zkušebního zařízení byl již v minulosti stručně publikován /2/.

Od té doby bylo zařízení již realizováno a má za sebou rok zkušebního provozu.

Základní uspořádání a funkce zkušebního zařízení.

Realizované experimentální sodíkové zařízení ve VÚHŽ Dobrá je dynamické dvouokruhové sodíkové zkušební zařízení, umožňující provoz s teplotním spádem v hlavním zkušebním okruhu /2/. Sestává z hlavního okruhu se zkušební sekci a s absorberem korozních produktů a z pomocného čistícího okruhu s chladnou jímkou. Oba okruhy mají společnou zásobní nádrž, argonové hospodářství a vakuovací systém.

Stěžejní částí ESZ je hlavní zkušební okruh. Je tvořený oběhovým čerpadlem sodíku, elektrickým ohřívákem, zkušební sekci se šesti v sérii zapojenými zkušebními kontejnery, vzduchovým chladičem, průtočným absorberem korozních produktů.

Vyrovňovací nádrž je zapojena jako průtočná, aby byla zajištěna stejná čistota sodíku v celém okruhu. Slouží k vyrovnávání objemových změn sodíkové náplně vlivem změn teploty sodíku. Teplotní spád v okruhu je zajišťován systémem ohřívák-rekuperátor-chladič tak, aby teplotní rozdíl mezi zkušebními vzorky a absorberem korozních produktů byl min. 100°C. Ohřívák sodíku je elektrický, max. příkon je 92 kW. Chladič je typu sodík-vzduch a jeho výkon je 80 kW. Rekuperátor sodík-sodík je přímý typu trubka v trubce. Oběhové čerpadlo hlavního okruhu je elektromagnetické induk-

ční o max. výkonu  $15 \text{ m}^3/\text{hod.}$ , rychlost proudění sodíku v oblasti měřených vzorků je  $1 \text{ m/sec.}$ , teplota sodíku max.  $550^\circ\text{C.}$

Zařízení je doplněno argonovým hospodářstvím s čistíčkou argonu a vakuovacím systémem, nutným k dosažení potřebné čistoty okruhů před plněním sodíkem. Nízkotlakého argonu je zde použito jednak jako krycího plynu ve volných prostorách plnicí a vyrovnávací nádrže a k plnění okruhu sodíkem a vysokotlakého argonu je použito jako pracovního média k vytvoření pracovního přetlaku (max.  $14 \text{ MPa}$ ) ve zkušebních vzorcích.

Zásobu tekutého sodíku pro oba okruhy tvoří zásobní nádrž. Plnění okruhů sodíkem se provádí přetlakem argonu v zásobní nádrži.

Pomocný čistící okruh je připojen paralelně k absorberu korozních produktů a je tvořen chladnou jímkou o obsahu  $50 \text{ l.}$  chlazenou vzduchem, rekuperátorem typu trubka v trubce tvaru U s oběhovým elektromagnetickým indukčním čerpadlem o výkonu  $1,6 \text{ m}^3/\text{hod.}$  Okruh slouží k regulaci množství nečistot v sodíku, zvláště  $\text{O}_2$ .

Stěžejní částí hlavního okruhu ESZ je zkušební sekce, tvořená šesti v sérii zepojenými zkušebními kontejnery.

Zkušební kontejnery jsou řešeny tak, aby byla dodržena stejná rychlost proudícího sodíku kolem všech zkušebních vzorků. Každý zkušební vzorek má samostatné napojení na zdroj vysokotlakého argonu. Zkušební vzorky jsou z vnější strany obtékány tekutým sodíkem definované teploty, čistoty a rychlosti, takže sodík zabezpečuje ohřev vzorků a korozní prostředí. Dvojosé napětí ve stěně vzorku je vyvoláno vnitřním přetlakem argonu. Vysokotlaký argon je přiveden ke každému vzorku samostatně. Při porušení vzorku probublá argon do vyrovnávací nádrže, umístěné v těsné blízkosti nad zkušební sekci.

## Diskuse a závěr.

Studium ocelí v tekutém sodíku má v Československu již tradici. Nejstarší průkopnické práce Ilinčeva byly prováděny v SVŮOMU již před 25 léty a do dnešních dnů na tomto pracovišti pracuje skupina úspěšných pokračovatelů.

Nejvýznamnějším příspěvkem k poznání interakce sodík-ocel prostřednictvím diskutovaného našeho zařízení by mělo být experimentální ověření představ vzájemného ovlivňování mechanického namáhání a působení tekutého sodíku při jejich superponovaném vlivu na dlouhodobé vlastnosti žárupevných ocelí parogenerátorových trub.

Vlastní rozbor a návrh kvantitativního řešení interakce tekutého sodíku v oceli včetně možného vlivu na strukturu a zprostředkovaně na vlastnosti je předmětem samostatné přednášky /3/, zde naopak bylo cílem alespoň rámcově seznámit s experimentálním zařízením a zdůraznit některé nejdůležitější specifické stránky.

Až do nedávna převážná většina zkoušek materiálů v tekutém sodíku byla prováděna v uzavřených nádobách nebo v lepším případě ve smyčkách, v nichž proudil sodík samovolně pod vlivem konvekčního proudění. V obou těchto případech sodík setrval ve styku se vzorkem nebo se stěnou potrubí, případně s absorberem korozních produktů, dostatečně dlouho, aby mohlo dojít k téměř úplnému vyrovnání aktivit jednotlivých prvků v sodíku a v reagující oceli. Posuzování celého procesu se tedy v tomto případě může řešit za předpokladu stavu blízkému dosažení rovnováhy na stykové ploše, přenos prvků probíhá pomalu a jeho matematický popis se jeví zvládnutelný. Ve skutečných parogenerátorech je stav značně odlišný. Proud sodíku postupuje několik metrů za sekundu a průtok je tak značný, že při přechodech do pásma s jinou teplotou nebo s jinou ocelí nelze uvažovat o možnostech dosažení vyrovnání aktivit mezi sodíkem a ocelí. Vyrovnání se uskuteční jen částečně a aktivity jednotlivých prvků rozpuštěných v sodíku je v každém místě funkcí celého teplotního reliefu podél smyčky, jakož i reliefu rozložení typů oceli a ve-

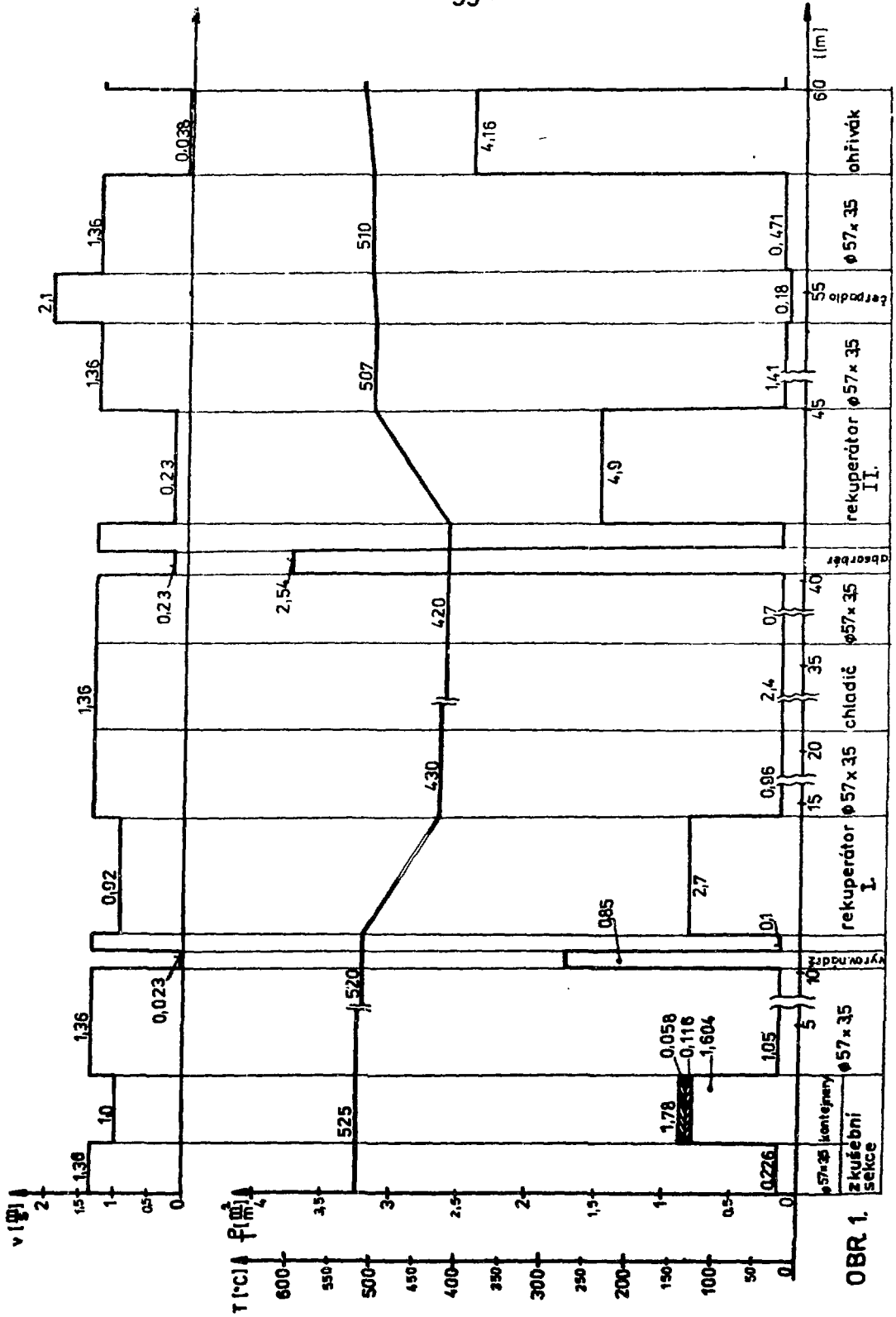
likosti ploch v celém okruhu.

Dostí podobná je situace ve zkušebním zařízení s vynuceným prouděním sodíku. Zde takéž sodík prochází všemi ocelovými částmi s relativně vysokou rychlostí, jež neumožňuje plné vyrovnání aktivit a řešení je komplikováno výskytem v okruhu ocelí různých typů, sodík má v různých místech okruhu velmi rozdílné rychlosti proudění a teploty se liší o sto stupňů. Podle našich představ dostatečně přesným popisem materiálových změn všech zúčastněných ocelí by mělo být možno, v optimálním případě, zpracovat návrh modelu přenosu hmoty nejen mezi ocelí a sodíkem v jednom sledovaném místě, ale i podél celého uzavřeného okruhu.

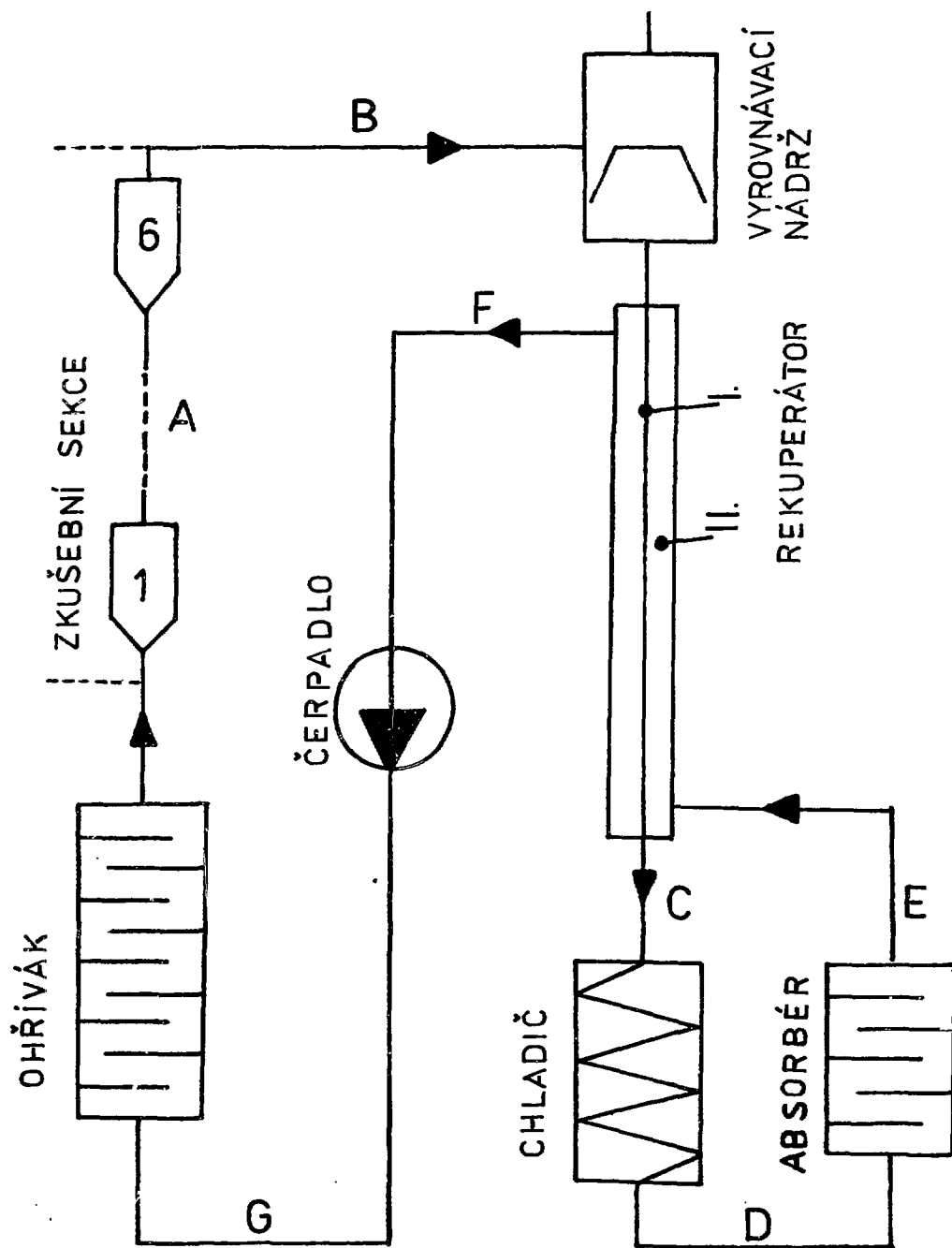
Pro ilustraci značné členitosti termodynamických podmínek v jednotlivých místech našeho experimentálního zařízení je na obr. 1. znázorněn průběh teplot, rychlosti a velikosti aktivních ploch podél celého hlavního okruhu. Schematické uspořádání hlavního okruhu je na obr. 2.

#### LITERATURA

1. Walder V., Gottwald M., Kučera J. a další: Feriticko-perlitické a bainitické oceli pro PG RR, Zpráva VÚHŽ, srpen 1977
2. Dufek F., Walder V., Čech Vl., Winkler P.: Zařízení k dlouhodobým zkouškám tečení materiálů v prostředí tekutého sodíku - Sborník semináře "Zařízení a metodika zkoušení vlastností ocelí v tekutém sodíku", VÚHŽ Ostravice, duben 1980
3. Walder V.: Příspěvek k termodynamice degradace vlastností mater. v PG RR při působení tekutého sodíku - v tomto sborníku



OBR. 1.



A...G SEKCE POTRUBÍ  $\phi 59 \times 3,5$

OBR. 2 SCHÉMATICKÉ USPOŘÁDÁNÍ  
HLAVNÍHO OKRUHU SODÍKOVÉ SMYČKY

**HODNOCENÍ KONSTRUKČNÍCH MATERIÁLŮ POUŽITÝCH  
PRO VÝROBU PAROGENERÁTORU BOR 1**

**Ing. Aleš Š i m a , Ing. Stanislav H o u s k a ,  
Ing. Miroslav K o š ť á l  
VÚEZ Brno, IBZKG Brno**

K hlavním bodům vědeckotechnické spolupráce při mírovém využívání jaderné energie mezi ČSSR a SSSR patří již po řadu let výzkum, vývoj a výroba parních generátorů /PG/ pro jaderné elektrárny s rychlými reaktory chlazenými tekutým sodíkem.

V rámci této spolupráce byl v roce 1973 ve VÚEZ Brno vyvinut a v První brněnské strojárně v Brně vyroben první československý experimentální článkový PG BOR-1 o výkonu 30 MW, který byl namontován ke zkušebnímu provozu na jaderné elektrárně BOR-50 v NIIAR Dimitrovgrad v Sovětském svazu.

Parogenerátor sestával z osmi větví, které byly připojeny na sodíkové a vodní nebo parní komory. Každá větev se skládala ze tří článků tvaru U a byla tvořena přehřívákem, výparníkem a ekonomizérem. Každý článek se skládal z 19-ti vnitřních trubek umístěných ve válcovém plášti s vnějším průměrem 159 mm. Články byly na obou koncích ukončeny dvojitými trubkovicemi. Sodík protékal směrem dolů v mezitrubkovém prostoru článku a voda a vodní pára v protiproudu uvnitř teplosměnných trubek.

PG byl konstruován jako trimetalický systém. Obalové trubky přehříváku byly vyrobeny z austenitické oceli typu DIN 1.4306 označované 3R1<sup>^</sup>. Z tohoto materiálu byly vyrobeny i obě sodíkové komory. Teplosměnné trubky v přehříváku byly vyrobeny z vysokolegovaného materiálu typu DIN 1.4876 označované SANICRO 31. Články výparníku a ekonomizéru byly vyrobeny z nízkolegované feriticko-perlitické oceli stabilizované Nb typu DIN 1.6770 označované HT8X6. Konstrukce



větve je patrná z obr. č.1. Dodavatelem materiálu byla švédská firma SANDWIK. Chemické složení materiálu je uvedeno v tab. č.I. PG byl svařován materiálem od rakouské firmy Böbler.

PG byl projektován na teplotu vstupního Na = 565°C a teplotu Na na výstupu 320°C. Teplota přehřáté páry 540°C a tlak páry 14 MPa. Skutečné provozní parametry byly podstatně nižší. Vzhledem k tomu byla skutečná namáhání částí PG vyvolaná přetlakem médií s bezpečností min.  $x = 4$  proti výpočtu normou, která požaduje  $x = 1,5$ . Na tato napětí se superponují napětí vyvolaná teplotními gradienty po tloušťce nebo délce jednotlivých elementů při stacionárním stavu nebo při zásahu rychlé havarijní ochrany. Ostatní provozní režimy nevyvolávají významnější teplotní napětí. Výpočet přepočítaný na nižší hodnoty namáhání ukazuje, že ve výparníku u vlásenek i obalové trubky není nebezpečí vzniku nízkocyklové únavy.

PG BOR byl provozován na různých výkonech cca 32 400h včetně najížděcích režimů, které představovaly asi 1 600h. PG pracoval převážně s teplotami Na na vstupu od 430 do 450°C. Během provozu bylo provedeno 62x havarijní odstavení.

PG byl provozován v neutrálním až mírně kyselém vodním režimu s průměrným pH = 6,7. Hodnoty složení napájecí vody jsou uvedeny v tab. č.II. Vodní režim zajišťoval provozovatel.

V květnu v 1977 bylo nutné provést chemické vyčištění ucpaných clonek na straně vody. Po vyčištění se objevila na jedné větvi netěsnost a nastalo prosakování vody do mezitrubkového prostoru. Větev byla demontována. Příčinou netěsnosti byla vada ve svaru trubka-trubkownice typu hublina-trhlina, která se otevřela po chemickém vyčištění a procházela celým svarovým spojením.

V roce 1979 byly uměle imitovány malé a velké netěsnosti vstříky vodní páry do sodíku. Při bezpečnostním experimentu reagovalo celkem 7,3 kg vodní páry, která byla dopravována vstříkem 0,2 kg/s po dobu 43 s. Větev, na které se prováděly zkoušky, byla demontována a PG byl znovu uveden

do provozu. Demontovaná větev byla podrobena metalografickému výzkumu s cílem určit vliv dlouhodobých provozních podmínek a netěsností vody nebo páry do sodíku na konstrukční materiály.

Bezpečnostní experiment byl proveden při uzavřených armaturách PG na vstupu a výstupu Na. Z vodní strany byla vypuštěna parovodní směs a nahrazena dusíkem o tlaku 5 MPa. Teplota Na se udržovala na 370 - 380°C. Teplota se měřila povrchovými a zanořenými termočlánky, změna tlaku se měřila tlakovými snímači. Z naměřených hodnot teplot a tlaků vyplynulo, že k největšímu namáhání materiálu nedošlo v oblasti místa vstřiku, ale v oblasti trubkovic výparníku a přehříváku, kde byly naměřeny nejvyšší teploty cca 600°C.

PG pracoval až do poloviny roku 1980, kdy se provedla jeho demontáž s cílem provést metalografické vyhodnocení konstrukčních materiálů a stanovení zbytkové životnosti celého zařízení po dlouhodobém provozu.

Výběr vzorků pro účely vyhodnocování se prováděl podle připraveného plánu. Vybírala se ta místa, kde se předpokládalo, že mohlo dojít během provozu k poškození materiálu, nebo kde by se mohly vyskytnout i různé vady. Jednalo se o následující uzly, případně části: dvojité trubkovnice, vyhrdlení na obalových trubkách, obvodové svary na obalových trubkách, vlásenky z různých částí článků, svarové spoje, heterogenní svarové spoje, obalové trubky z různých částí a ověřoval se i oblouk na obalové trubce, který se ohýbal za studena. Všechny vzorky se připravovaly mechanickým opracováním.

Na vzorcích se provádělo vyhodnocení poškození koroze ze strany vody a ze strany sodíku, vyhodnocení makrostruktury a mikrostruktury, vyhodnocení mechanických vlastností, u svarů měření tvrdosti, zkouška prozářením u svarových spojů trubka-trubkovnice, u vlásenek zkouška vysokocyklové únavy a zkouška tečení. Vyhodnocovalo se též nauhličení a případně oduhličení materiálů.

Z výsledků materiálového výzkumu lze říct, že bezpečnostní experiment se na stavu materiálu výrazně neprojevil. Ani v místě vstřiku nedošlo k poškození nebo deformaci vlá-

senek.

U materiálu 3R12 nedošlo vlivem dlouhodobých provozních podmínek k podstatným změnám. Došlo k precipitaci karbidů na hranicích zrn pouze pod povrchem. Koroze ze strany Na byla rovnoměrná, povrchy byly relativně čisté a hladké.

U materiálu SANICRO 31 došlo vlivem dlouhodobých provozních podmínek k nepatrnému zvýšení pevnosti a snížení plastických vlastností. U materiálu došlo k vyloučení karbidové fáze po hranicích zrn a v oblasti vstupu Na do přehříváku, kde jsou nejvyšší teploty, vykazuje materiál sklon k mezikrytalové korozi. Koroze ze strany Na byla rovnoměrná, povrchy ze strany Na i vody byly relativně čisté a hladké.

U materiálu HT8X6 nedošlo vlivem dlouhodobých provozních podmínek k podstatným změnám mechanických vlastností. Koroze ze strany Na byla rovnoměrná a povrchy byly relativně čisté a hladké. Na vnitřním povrchu vlásenek ze strany vody byla zjištěna vrstva korozních produktů a úsad, která pevně lpěla na povrchu. Tato vrstva byla ojediněle až 0,3 mm silná. V oblasti vstupu sodíku do výparníku bylo pod těmito nánosy zjištěno korozní napadení ve tvaru důlků a malých trhlin do hloubky 0,2 mm.

U homogenních i heterogenních svarových spojů nebylo na vnějším ani vnitřním povrchu zjištěno výraznější ovlivnění mikrostruktury, ani výraznější korozní napadení.

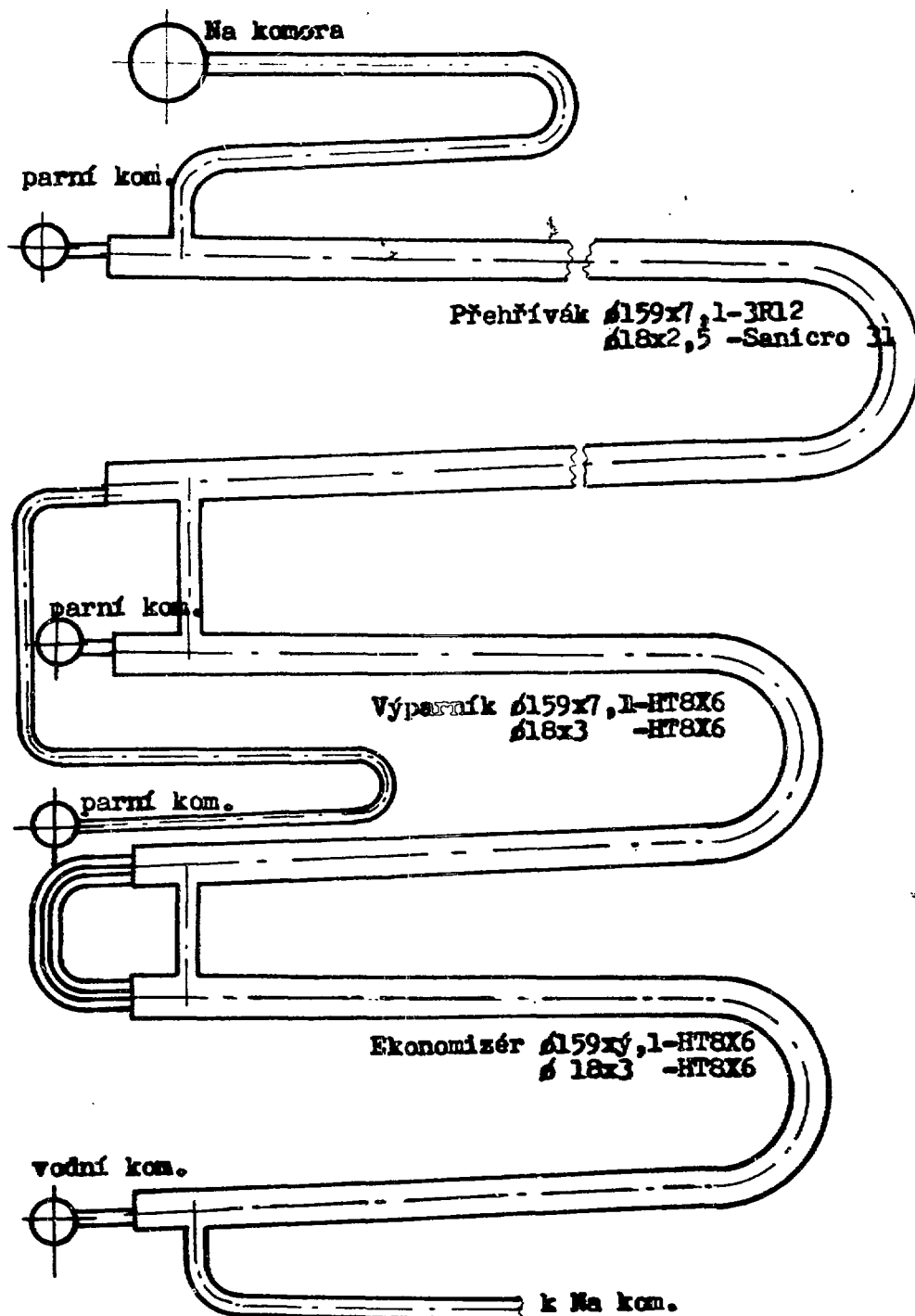
Metalografické vyhodnocování prováděla československá i sovětská strana. Obě strany dospěly v podstatě ke stejným závěrům.

Podstatné části vyhodnocování se zúčastnil SVÚM Praha a SVÚOM Praha. Podrobnější výsledky uvedou oba ústavy ve svých referátech.

- L 1 Bína V., Abušinov A.: Studium stavu poškození exponovaných trubek z I. experimentálního PG BOR-50.  
Zpráva SVÚM 2-82-4706, Praha 1982
- L 2 Fresl M. a kol.: PG BOR 1 Změny některých vlastností konstrukčních materiálů po 40 000 hodinové exploataci v NIIAR Dimitrovgrad v SSSR.  
Zpráva SVÚOM 19/81, Praha 1981

- L 3 Šíma A., Košťál M.: Hodnocení konstrukčních materiálů z havarované nitky PG BOR 1.  
Zpráva VÚEZ PBo-ONT-ZZ-234-82, Brno 1982
- L 4 Košťál M., Šrůtek J., Dubšek F., Nečajev B., Golovanov V., Bulanova T.: Stav materiálu větve mikročláňkového parního generátoru po provedení bezpečnostního experimentu.  
Referát-Oxford, Brno 1984

Schema větve parogenerátoru.



obr.č.1

Chemické složení konstrukčních materiálů.

tab. 2.I

materiál	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al	Ti	Nb
Sanicro 31	0,015	0,56	0,59	0,009	0,003	0,02	33,56	20,17	-	0,21	0,42	-
3R12	0,025	1,21	0,57	0,005	0,01	-	10,6	18,6	0,18	-	-	-
HT8X6	0,084	0,50	0,34	0,011	0,003	0,06	0,75	2,57	0,83	-	-	1,01

Vodní režim PG/hodnoty jsou průměrné/

tab. 2.II

Období	pH	tvrdost ug ekv/kg	hmotnostní koncentrace x 10 <sup>9</sup>							
			Fe	SiO <sub>3</sub>	Na	CO <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	alkalita	Cl	Cu
1973	6,7	0,2	13-29	5-28	-	0,7	13	-	-	-
1974	6,7	0,2	29	5-18	-	0,78	11	8	-	-
1975	6,4	0,2	28	7	-	0,9	8	7	-	-
1976	6,63	0,2	29	5	-	0,7	5	6	-	-
1977	6,68	0,2	34	8	6	0,67	5	-	-	5
1978	7,18	0,2	37,5	10	-	0,713	4	6	5	6
1979	7,33	0,2	62,5	12	5	0,518	5	-	5	5
1980	7,3	0,2	48	12	5	0,416	6	8	5	10

**KONSTRUKČNÍ MATERIÁLY POUŽITÉ PRO PG BOR I  
Z HLEDISKA KOROZNÍ ODOLNOSTI V KAPALNÉM SODÍKU  
A ZBYTKOVÉ ŽIVOTNOSTI PO 40 000 HODINOVÉ EXPLOATACI**

Ing. Miroslav F r e s l , Ing. Boleslav  
E r e m í á š , CSc., Ing. Jaroslav R o s y p a l ,  
Ing. Adolf R o š u m b e r s k ý  
SVŮM Praha

Na celostátním semináři v Brně v roce 1977 byl přednesen referát [1], ve kterém byla uvedena informace o 10 000 hodinovém korozním experimentu konstrukčních materiálů, použitých pro výrobu PG BOR I. V předkládaném příspěvku bude tato informace rozšířena o výsledky, získané po 40 000 hodinové exploataci resp. po 35 715 hodinovém provozu tohoto parogenerátoru v Dimitrovgradu v SSSR.

1. Použité konstrukční materiály

Experimentální parogenerátor pro BOR I byl vyroben ze švédských materiálů firmy Sandvik chemického složení, uvedeného v tab. č. 1.

Tabulka č. 1: Chemické složení materiálů

Označení materiálu	Obsah prvků v hmotnostních %							
	C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	Nb	N
HT8X6	0,071	0,45	0,25	2,21	0,93	0,55	1,05	0,001
3R12	0,038	1,21	0,57	18,6	0,18	10,6	-	0,037
S 31	0,04	0,55	0,55	21,0	-	31,0	-	-

U vlásenek byl ve styku se sodíkem vnější povrch trubek, u ostatních povrch vnitřní.

2. Hmotnostní změny

V PG BOR I nebyly uloženy žádné vzorky pro sledování hmotnostních změn použitých konstrukčních materiálů. Je však k dispozici řada údajů z expozičních materiálů v konvekčních sodíkových smyčkách ve SVŮM. Za významné hodnoty lze považovat výsledky získané v průběhu 10 000

hodinového korozního experimentu při teplotě 550° C. Na obr. 1 jsou zachyceny hmotnostní změny v závislosti na poloze vzorků ve smyčce /dále LSE/. Naměřené hodnoty jsou uvedeny v odstavci 7.

### 3. Změny mechanických vlastností

Pro hodnocení mechanických vlastností byly použity dva rozdílné typy trhaček, což ovlivnilo mechanické vlastnosti a jejich změny v závislosti na čase.

Grafické znázornění jejich změn přesahuje rozsah přednášky, pro přehlednost je uvádíme alespoň formou tabulky.

Tabulka č. 2: Změny mechanických vlastností

Vzorek	Mat.	$R_m$ /MPa/	$R_{p\ 0,2}$ /MPa/	$A_5$ /%/	Teplota /°C/	Doba expozice /h/
108	S31	43,95	164,2	40,0	-	neexp.
128	"-	671,1	228,65	37,2	420	17 000
126	"-	705,75	227,7	36,4	480	17 000
113	"-	673,85	230,35	37,2	420	40 000
108	"-	717,75	276,25	37,2	480	40 000
125	HT8X6	582,2	184,75	28,5	--	neexp.
123	"-	574,25	208,6	29,3	320	40 000
119	"-	598,8	234,5	24,5	410	40 000
120	HT8X6- sv.spoj	473,0	79,15 <sup>x</sup>	31,9	360	40 000
114	3R12- HT8X6 sv.spoj	548,6	83,95 <sup>x</sup>	40,8	415	40 000
103	3R12 sv.spoj	569,4	109,5 <sup>x</sup>	65,4	500	40 000
6	3R12	653,5	213,0	46,7 <sup>xx</sup>	450	40 000

- Hodnoty uvedené v tabulce jsou průměrem ze dvou měření
- x neobvyklý charakter diagramu, mez  $R_{p\ 0,2}$  nejasná
- xx  $A_{10}$  /%/



#### 4. Změny koncentrace uhlíku u konstrukčních materiálů ze strany sodíku

S cílem zjištění rozsahu nauhličení byl proveden odběr vzorků konstrukčních materiálů po 25  $\mu\text{m}$  vrstvách a v nich stanovena koncentrace uhlíku.

Bylo zjištěno, že u všech sledovaných materiálů došlo v podmínkách sodíkového okruhu PG BOR I k nauhličení, jehož hloubka a intenzita byla ovlivněna některými experimentálně proměnnými faktory /teplota, tloušťka stěny atd./. Výsledky analyz jsou uvedeny v tab. č. 3 a v grafech č. 3, 4 a 5.

Tabulka č. 3: Koncentrace uhlíku při postupném úběru vrstev  
o tloušťce 25  $\mu\text{m}$

Ozn. mater.	Tloušťka / $\mu\text{m}$ /	Teplota Na / $^{\circ}\text{C}$ /	Hloubka odběru / $\mu\text{m}$ /					
			0-25	25-50	50-75	75-100	100-125	125-150
3R12	4000	480	0,508	0,311	0,169	0,087	0,048	0,034
-"-	7100	477	0,496	0,298	0,158	0,081	0,046	0,033
S 31	2500	474	0,485	0,286	0,149	0,075	0,043	0,032
-"-	2500	456	0,419	0,217	0,099	0,049	0,032	0,028
HT8X6	7100	400	0,100	0,093	0,083	0,085	0,073	-
-"-	3000	400	0,220	0,160	0,135	0,135	0,140	-

Ze všech výše uvedených grafů vyplývá, že nauhličení všech použitých konstrukčních materiálů proběhlo pouze v povrchových vrstvách t.j. do hloubky 100-150  $\mu\text{m}$ .

#### 5. Sklon materiálů k mezikrystalové korozi /dále MKK/

S cílem zjištění změn náchylnosti k MKK byly provedeny zkoušky dle ČSN 038169 /3R12 a S31/ a dle ČSN 038135 /HT8X6/. U materiálů 3R12 a HT8X6 nebylo zcitlivění k MKK zjištěno. U vzorků z materiálu S31 došlo po expozici dle ČSN 038135 ke zcitlivění, které je patrné z tabulky č. 4. Z provedených měření vyplývá, že hloubka zcitlivění je závislá na teplotě a délce expozice.

konstrukčních materiálů.

a/ Odhad z rovnoměrných hmotnostních změn

Za předpokladu, že životnost parogenerátoru bude 210 000 hodin, t.j. 30 let při 80% využití, je možno přistoupit k přibližnému odhadu hmotnostních změn z 10 000 hodinového korozního experimentu v Na při teplotě 550° C za podmínek konvekčního proudění, t.j.  $v_{Na} \div 0,2 \text{ m.s}^{-1}$ , které bude činit u materiálu HT8X6 -  $4,12 \text{ } \mu\text{m.rok}^{-1}$ , u materiálu 3R12 -  $0,39 \text{ } \mu\text{m.rok}^{-1}$  a u S31 +  $0,51 \text{ } \mu\text{m.rok}^{-1}$ . Za reálných podmínek, t.j. při  $v_{Na} = 2,0 - 8,0 \text{ m.sec}^{-1}$ , kdy se předpokládá zvýšení rovnoměrné koroze 3-5 x, budou hmotnostní změny za 30 let činit

u HT8X6 ..... - 0,62 mm  
3R12 ..... - 0,06 mm  
S31 ..... + 0,08 mm

Na obr. 2 je znázorněn průběh rovnoměrné koroze v závislosti na čase, ze kterého vyplývá, že rychlost koroze se bude postupně zmenšovat, takže výše uvedené hodnoty by neměly být překročeny. Lze říci, že rovnoměrná koroze ze strany sodíku neovlivní plánovanou životnost použitých konstrukčních materiálů.

b/ Odhad změn obsahu uhlíku

Z grafů 3, 4 a 5 vyplývá, že při provozu parogenerátoru došlo u všech tří typů konstrukčních materiálů ze strany sodíku k nauhličení povrchu a podpovrchových vrstev do hloubky max.  $150 \text{ } \mu\text{m}$ .

Z provedených měření vyplývá, že proces oduhličování resp. nauhličování konstrukčních materiálů v okruzích PG probíhá u vybraných konstrukčních materiálů do malých hloubek a je ovlivněn podmínkami v daném okruhu. Může se na základě změn parametrů výrazně lišit. Při periodických kontrolách obsahu aktivního uhlíku v sodíku by nemělo docházet k výraznějšímu ovlivnění povrchových a podpovrchových vrstev konstrukčních materiálů působením uhlíku a tím degradaci jejich vlastností a ovlivnění jejich životnosti.

c/ Odhad strukturních změn

Jak je uvedeno v odstavci 5, u materiálu 3R12 a HT8X6 nebylo zjištěno zcitlivění k MKK. Odlišná situace byla u vysoce legované slitiny S31, kde bylo zjištěno zcitlivění k MKK, které bylo závislé na teplotě a délce expozice. Toto zcitlivění podmíněné strukturními změnami, které proběhly na vstupu do přehříváku / $t = 480^\circ \text{ C}$ / až do hloubky  $600 \text{ } \mu\text{m}$  ze strany vody a  $100 \text{ } \mu\text{m}$  ze strany sodíku, by mohly být po iniciaci

Tabulka č. 4: Hloubka zcitlivění materiálu S31 k MKK

Místo odběru	Teplota /°C /	Doba exp.	Hloubka zcitlivění v / $\mu\text{m}$ /	
			H <sub>2</sub> O	Na
přehřívák vstup	480	35715	600 /630/ <sup>x</sup>	100 /140/
" výstup	410	35715	30 /35/	30 /30/
" vstup	480	17000	400 /560/	100 /150/
" výstup	410	17000	15 /20/	10 /10/
srovnávací mat.	20	0	0 +/ °/	0 +/ °/

x hodnoty v závorce jsou z opakovaného testu

#### 6. Strukturní změny

Po expozici v parogenerátoru BOR I byly zjištěny následující strukturní změny:

U materiálu HT8X6 se na vnějším povrchu vyskytovaly nerovnosti ve tvaru plochých důlků do hloubky 50-100  $\mu\text{m}$ . Oblast od povrchu do hloubky asi 120  $\mu\text{m}$  vykazovala mírné nauhličení. Mikrostruktura byla tvořena feritem s velmi jemně rozptýlenými karbidy uvnitř zrn feritu a většími částicemi karbidů Nb.

U materiálu 3R12 byla patrna oblast struktury ovlivněné deformací za studena, která se v naleptaném stavu jevila jako důlková nerovnost povrchu do hloubky 50-100  $\mu\text{m}$ . U některých vzorků došlo k vyloučení karbidických precipitátů do hloubky 100-150  $\mu\text{m}$  od povrchu.

U materiálu S31 byla struktura tvořena austenitem se stabilními karbonitridy Ti a s karbidy vyloučenými po hranicích zrn ve značném množství. U vnějšího povrchu bylo do hloubky 70  $\mu\text{m}$  pásmo se značně zmenšeným obsahem karbidů. Pak následovala 300-400  $\mu\text{m}$  široká oblast s větším množstvím karbidů proti středové oblasti. Výskytem těchto strukturních změn se vyznačovala především vstupní část přehříváku /480°C/ s tím, že s délkou expozice se ovlivněná zóna rozšiřovala. Strukturní změny byly podrobněji popsány ve zprávách SVÚOM [2, 3].

#### 7. Zbytková životnost PG BOR I

Na základě údajů, získaných ze vzorků po exploataci materiálů v PG BOR I ve spojení s výsledky z korozních zkoušek provedených ve SVÚOM, je možno přistoupit k předběžnému odhadu zbytkové životnosti použitých

na př. při odstávce a čištění parogenerátoru zdrojem jeho havárie.

Pro úplnost zbývá dodat, že tloušťka vlásenek z S31 v parogenerátoru byla  $2500\ \mu\text{m}$  a strukturní změny zasáhly do hloubky  $600+100\ \mu\text{m}$ , t. j. 28,0% po 35715 hod. provozu. Z naměřených dat vyplývá, že by se při dalším provozu - hlavně ze strany vody dále šířily.

### Závěry

Pomocí fyzikálních a chemických metod bylo po demontáži 30MW parogenerátoru BOR I po téměř 40 000 hodinové exploataci v letech 1973-80 prokázáno, že

- konstrukční materiály HT8X6, 3R12 a S31 si za podmínek provozu parogenerátoru zachovaly poměrně dobré mechanické vlastnosti, při čemž ani u svarových spojů se neprojevíly náznaky strukturní nestability
- u všech použitých konstrukčních materiálů došlo ze strany sodíku k nauhličení do hloubek  $100-150\ \mu\text{m}$
- zatím co u materiálů HT8X6 a 3R12 nedošlo k hlubším strukturním změnám, u vlásenek z materiálu S31 bylo zjištěno zcitlivění k MKK, které bylo největší na vstupu sodíku do přehříváku, t.j. při teplotě  $480^\circ\text{C}$ .

Po shrnutí výše uvedených poznatků je možno říci, že změny, které v průběhu exploatace PG BOR I proběhly, ovlivnily použité konstrukční materiály HT8X6 a 3R12 ze strany sodíku do hloubky  $100-150\ \mu\text{m}$  a jsou u nich předpoklady pro využití při stavbě parogenerátorů RR v rozsahu plánované životnosti /za daných parametrů/. U materiálu S31 při daném chemickém složení a za podmínek provozu PG BOR I nelze jeho použití pro výrobu dalších PG RR doporučit, protože neskýtá záruky pro zajištění bezpečného a bezporuchového provozu parogenerátoru v rozsahu plánované životnosti.

Literatura

- 1/ Fresl M., Košťál M.: "Koroze konstrukčních materiálů použitých pro PG 30 MW pro BOR 60 v kapalném Na" - Celostátní seminář - Brno - duben 1977
- 2/ Fresl M. a kol. - Zpráva SVÚOM 26/76
- 3/ Fresl M. a kol. - Zpráva SVÚOM 19/81
- 4/ Golovanov V.I. a kol.: "Rabočije materialy po voprosu issledovanija materialov trub mikromodulnovo parogeneratorskoj konstrukcii ČSSR posle 30000 časov resursnyh ispitaniij na ustanovke BOR-60" -Dimitrovgrad 1983

Popis k obrázkům

Obr. 1 - Rychlost koroze v závislosti na  $[L/D]^2$

L - vzdálenost vzorku od vstupu do vysokoteplotní sekce /m/

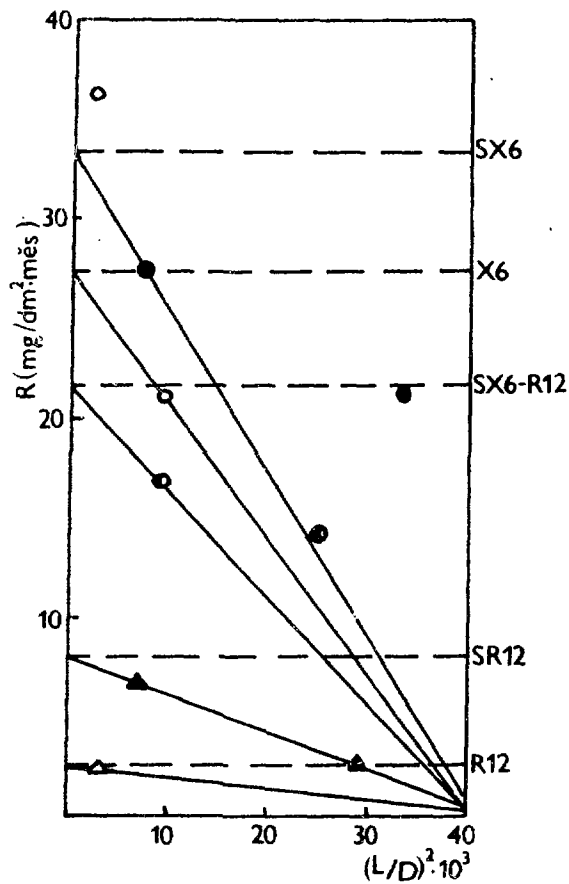
D - hydrodynamický průměr /m/

Obr. 2 - Rychlost koroze resp. hmotnostní změny v závislosti na čase

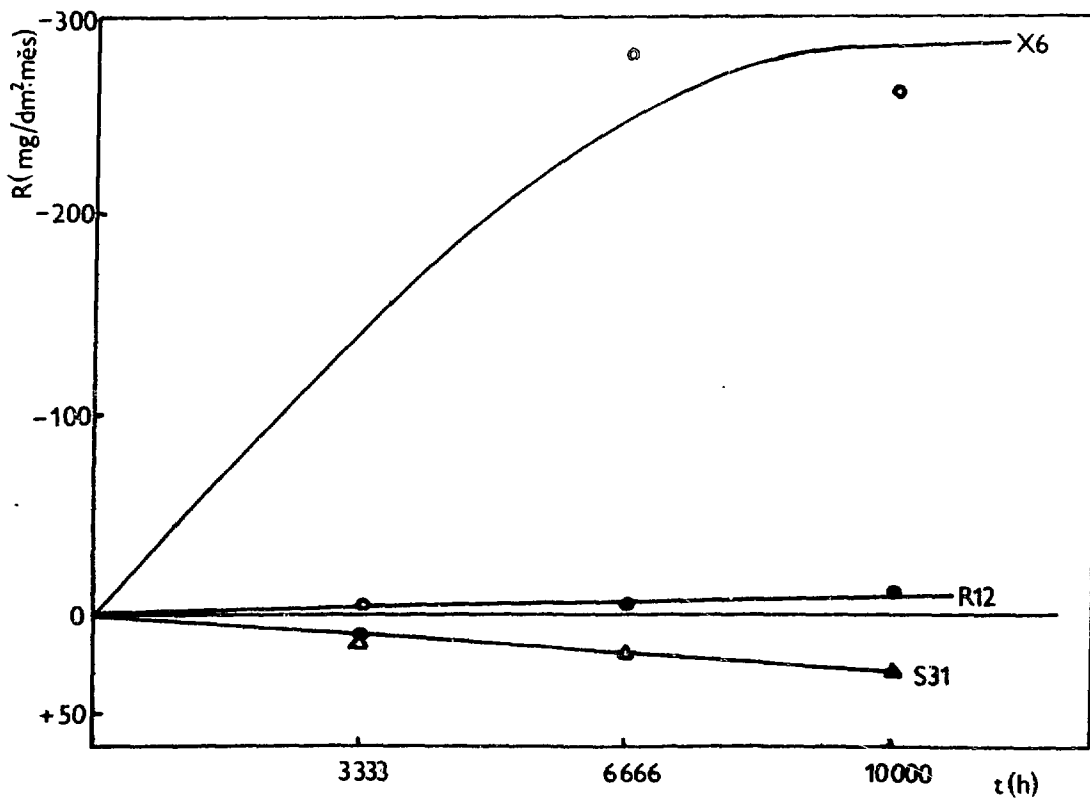
Obr. 3 - Nauhličení materiálu HT8X6 po exploataci v PG BOR I

Obr. 4 - Nauhličení materiálu 3R12 - " -

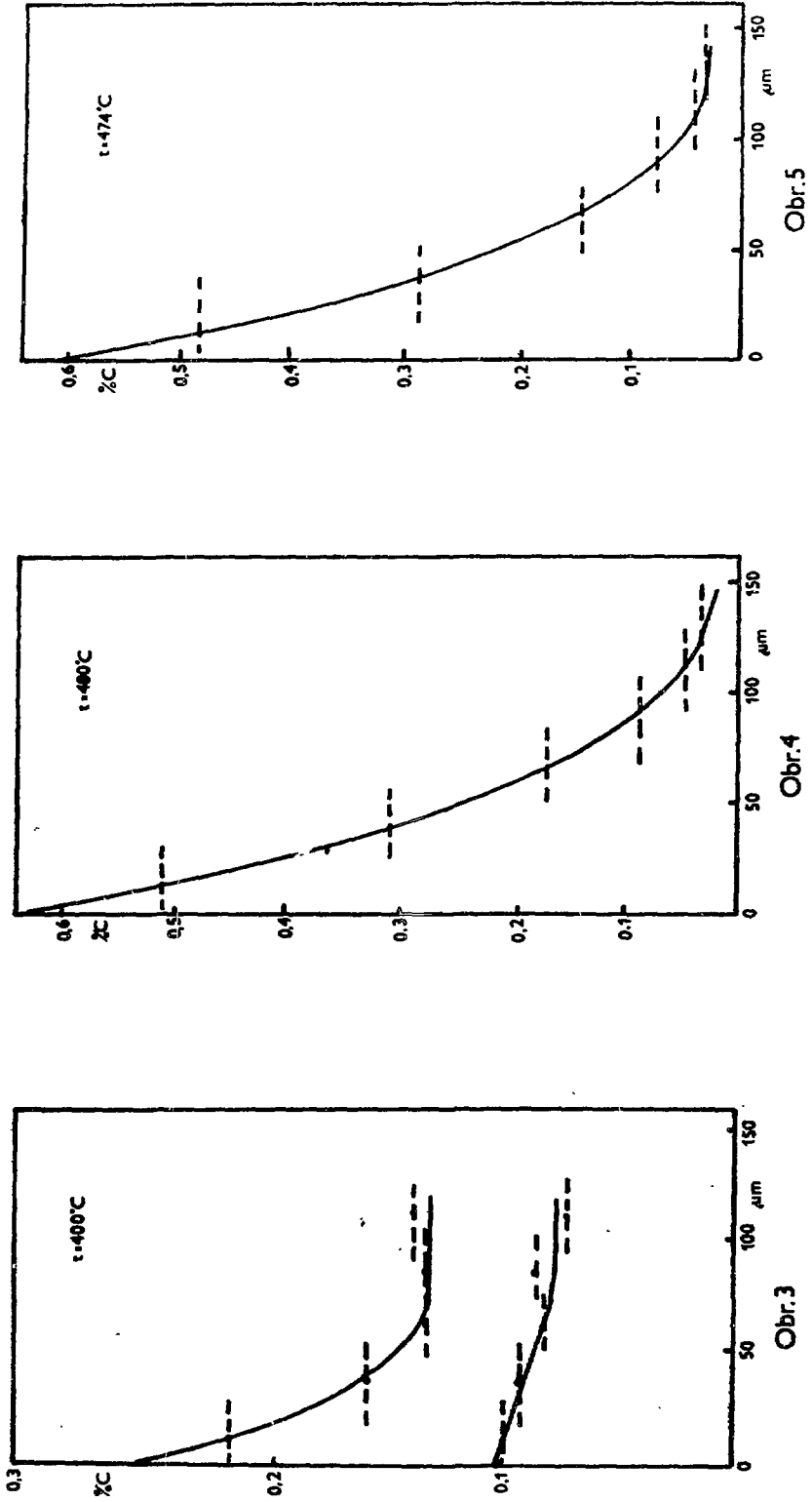
Obr. 5 - Nauhličení materiálu S31 - " -



Obr.1



Obr.2



## VLIV DLOUHODOBÉ PROVOZNÍ EXPOZICE NA PEVNOST PŘI TEČENÍ A ÚNAVOVÉ VLASTNOSTI MATERIÁLU V PROSTŘEDÍ SODÍKU A PAROVODNÍ SMĚSI.

Ing. Vladimír B í n a, CSc., p.m., Ing. Jindřich  
D o u d a, CSc., Ing. Miroslav K n e i f l, CSc.,  
SVÚM Praha

### Úvod

S rozvojem jaderné energetiky je úzce spjata chování materiálů v různých prostředích, zejména v sodíku a v prostředí parovodní směsi. Změny vlastností souvisí se spolehlivostí provozu, protože degradace vlastností může způsobit i vážné havárie v provozu, jestliže s nimi není při výpočtech životnosti uvažováno.

V rámci zkušebního programu, kde byly ověřovány materiálové vlastnosti pro výrobu parogenerátorů rychlých reaktorů, byly provedeny zkoušky, které ověřovaly vliv působících prostředí na změny tečení a únavy. Jedná se o materiály typu Cr20Ni35Ti (S 31), Cr18Ni11 (3R12) a Cr2,25Mo1Nb (HT8X6).

### Působení teplosměných medií na pevnost při tečení

K ověření změn pevnosti při tečení bylo použito zkušebních vzorků vyrobených z trubek (ať již v původním stavu nebo provozovaných) a to tak, že byly zachovány oba povrchy v původním stavu. Způsob tohoto zkoušení umožňuje ověřit vliv povrchových změn na materiálové vlastnosti.

Porovnání výsledků zkoušek tečení uvedených ocelí ukázalo, že při provozních parametrech, tj. při teplotách do 500°C, se po době expozice neukázaly žádné významné vlivy, které by byly způsobeny



vlivem působícího sodíku ani páry nebo parovodní směsi /1/.

U oceli S 31 a 3R12 nebyly shledány žádné významné změny, které by ovlivnily žárupevné vlastnosti.

U feritické oceli HT8X6 nebylo rovněž prokázáno ovlivnění uvedenými medii žárupevných vlastností i přes korozní napadení nalezené u trubek  $\emptyset$  18/3 ze strany vody.

Výsledky zkoušek tečení a porovnání exponovaných a neexponovaných ocelí je uvedeno na obr.č. 1-3.

Rovněž plastické vlastnosti (tažnosti) po dlouhodobém působení teplosměných medií zůstaly zachovány na původních hladinách, jak je dokumentováno na obr.č.4.

Ověření uvedených výsledků bylo provedeno jednak prostřednictvím statistických testů shody /2/ a dále získané výsledky byly konfrontovány s údaji zahraničních výrobců obdobných ocelí /3/ a i s výsledky, které byly vyhodnoceny v pracech /4/.

#### Vliv parovodní směsi na únavové vlastnosti

Zkoušky vysokocyklové únavy oceli typu 08Cr2,25 Mo1Nb prokázaly značný pokles odolnosti vlásenek proti dynamickému namáhání. Na obr.5 jsou znázorněny Wöhlerovy křivky základního materiálu, a materiálu po provozu. Výsledky zkoušek provozované vlásenky mají značný rozptyl způsobený výskytem lokálního korozního napadení. Pokud je vnitřní povrch neporušený, s kompaktní magnetitovou vrstvou, jsou únavové vlastnosti trubek rovnocenné výchozímu stavu. Výsledky zkoušek vzorků, kde bylo pozorováno lokální korozní napadení lze proložit křivkou, kte-

rá je značně posunuta ve směru nižšího počtu cyklů do porušení.

Vzorky byly po odebrání vnějšího povrchu vy-leštěny, takže k iniciaci trhlin docházelo vždy na vnitřním povrchu. Trhliny mají blízko povrchu smí-šený charakter s převahou interkrystalického poru-šení. Ve větší vzdálenosti od povrchu jsou téměř výlučně transkrystalické.

### Závěry

Výsledky experimentálních prací na materiálech typu Cr20Ni35Ti, Cr18Ni11 a Cr2,25MolNb ukázaly, že po dlouhodobém působení sodíku a prostředí páry a parovodní směsi (při teplotách do 500°C)

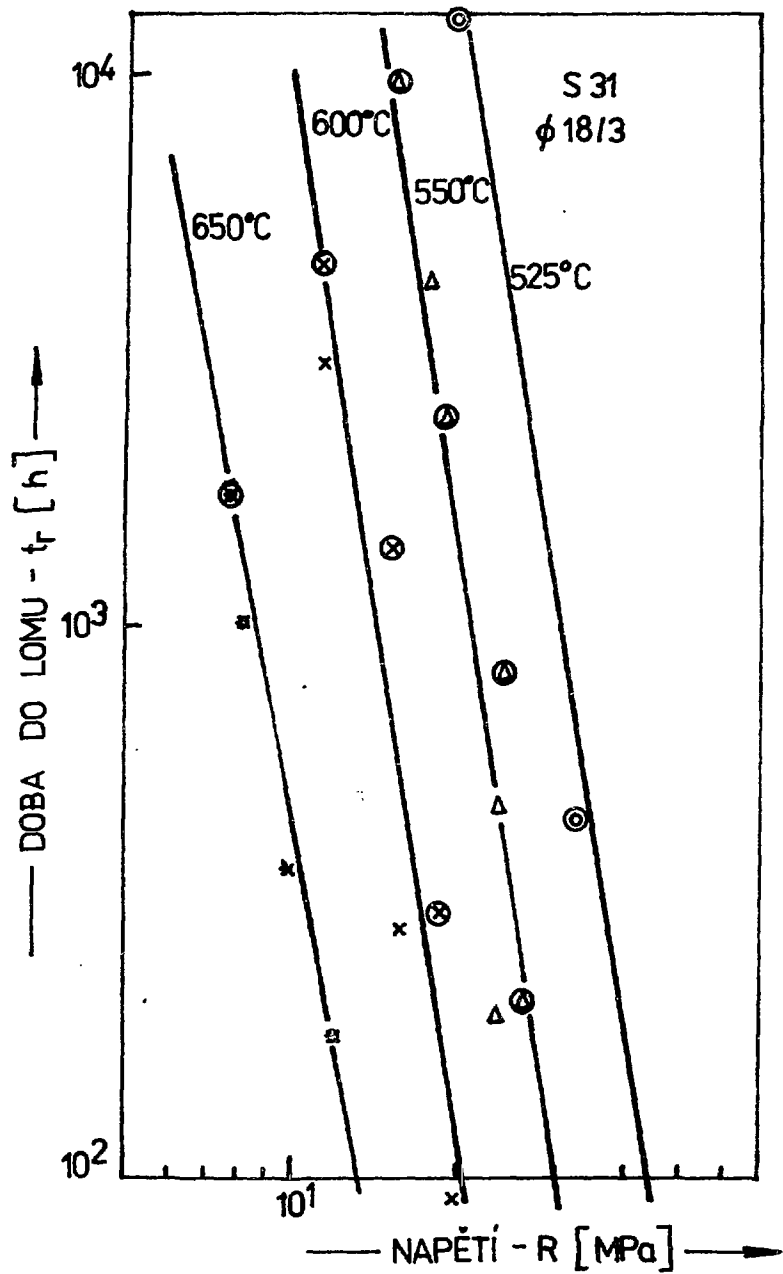
- a) mechanické vlastnosti jsou adekvátní hodnotám neexponovaných ocelí
- b) výsledky zkoušek tečení nevykazují změny žárupevných vlastností, a to jak vlivem působení sodíku, tak i vlivem působení korozního napadení ze strany voda, pára
- c) rovněž metalografická šetření ukazují, že za dobu provozu nedošlo k významným strukturním změnám
- d) během provozu dochází u oceli Cr2,25MolNb k téměř řádovému snížení odolnosti proti vysokocyklové únavě vlivem lokálního korozního napadení trubek ze strany vody.

Trhliny, které iniciují v místech necelistvostí magnetitové vrstvy mají v blízkosti povrchu smí-šený charakter.

### Literatura

1. Bína, V.-Abušinov, A.-Kneifl, M.-Žižka, J.:  
Studium stavu poškození exponovaných trub  
z I.experimentálního PG BOR 60, zpráva  
SVÚM Z-82-4706, Praha, 1982

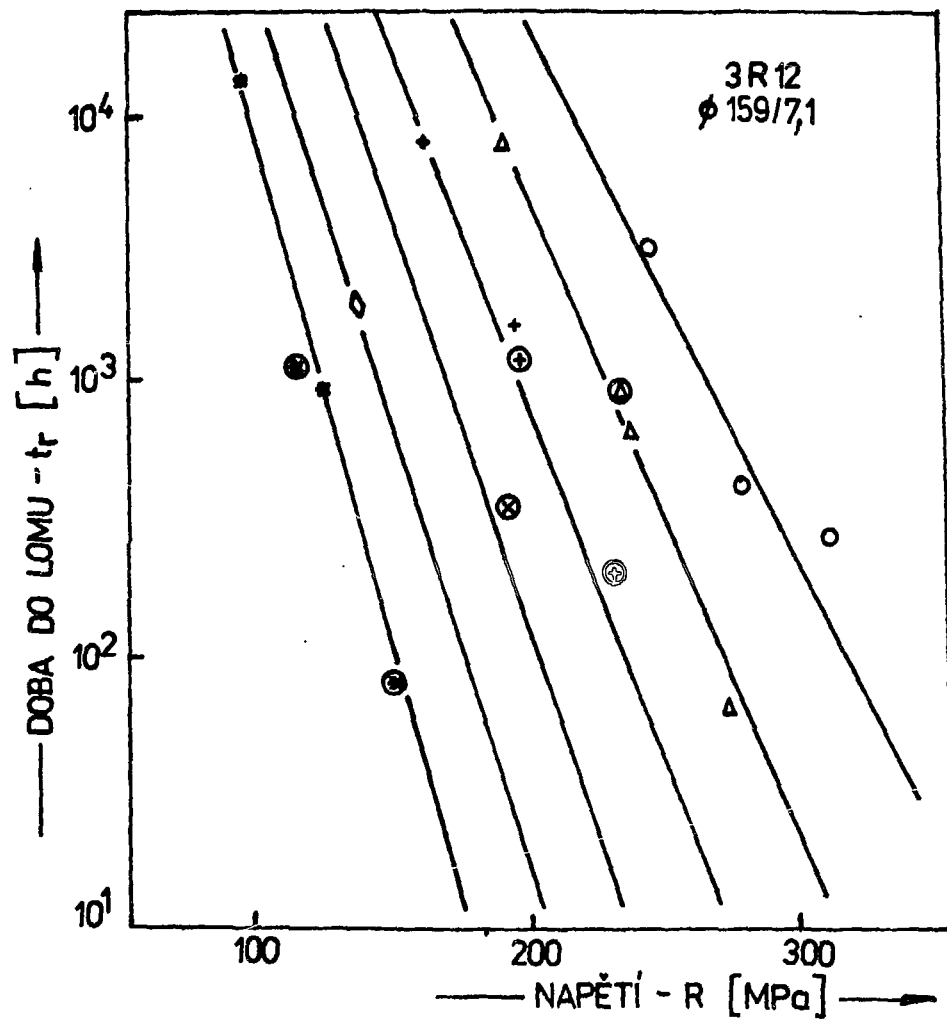
2. Anděl, J.: Matematická statistika, ACADEMIA,  
Praha, 1978
3. Werkstoffblatt 426 B, Mannesmannröhrenwerke, 1974
4. Pech, R. a kol.: Výzkum vlastností materiálů  
součástí pro stavbu parogenerátoru rychlé-  
ho reaktoru, zpráva SVÚM Z-78-3922, Praha,  
1978



I	II	
⊙	○	525°C
⊕	△	550
⊗	+	575
⊗	x	600
⊗	◇	625
⊗	*	650

I .... exponovaný materiál  
II .... neexponovaný materiál

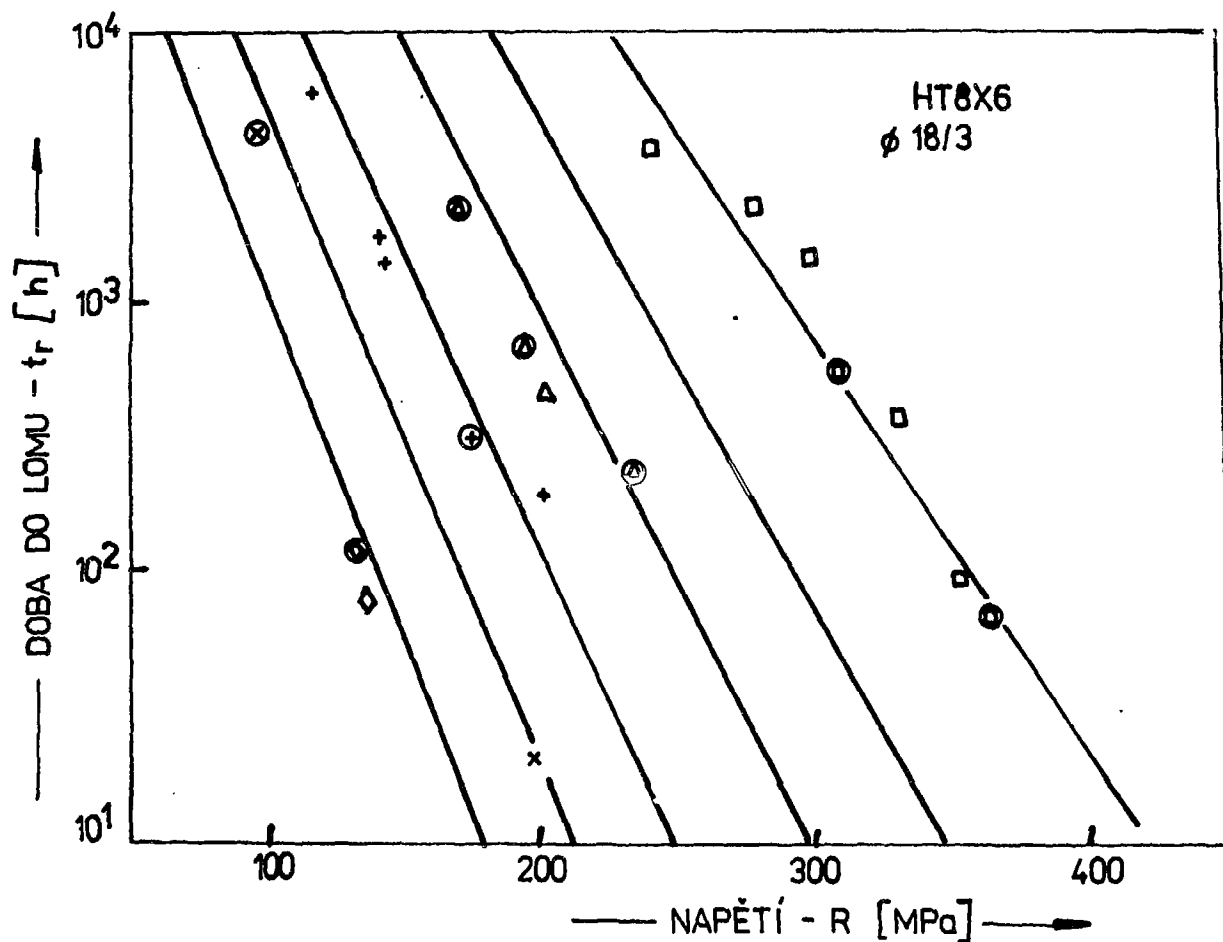
Obr. 1.: Vliv dlouhodobého působení vodíku na pevnost při tečení oceli typu Cr20Ni35Ti (S 31).



I	II	
⊙	○	525°C
⊕	△	550
⊗	+	575
⊗	x	600
⊗	◇	625
⊗	*	650

I .... neexponovaný materiál  
 II .... exponovaný materiál

Obr. 2.: Vliv působení teple-  
 měrných medií na  
 žírupevnost oceli  
 3R12.

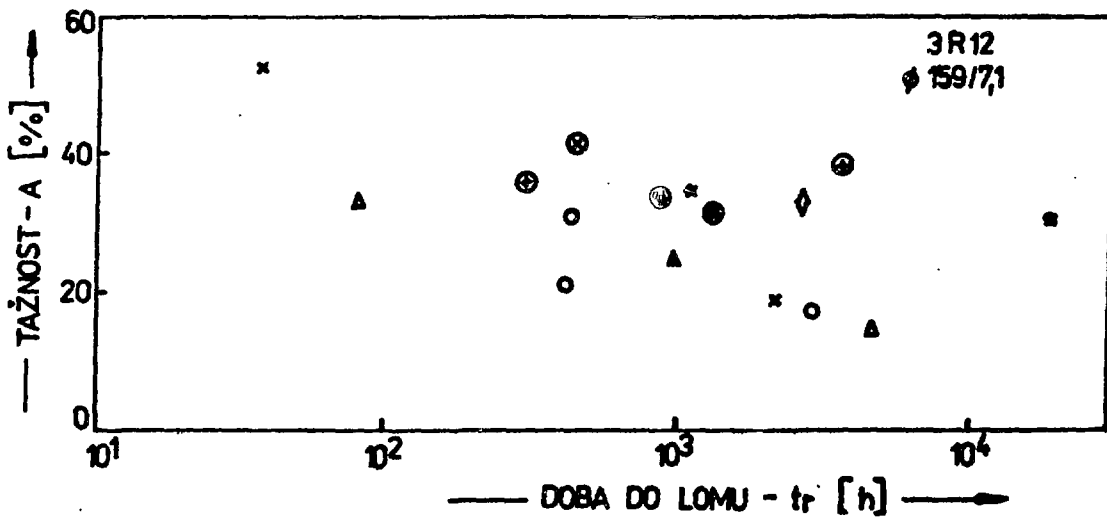
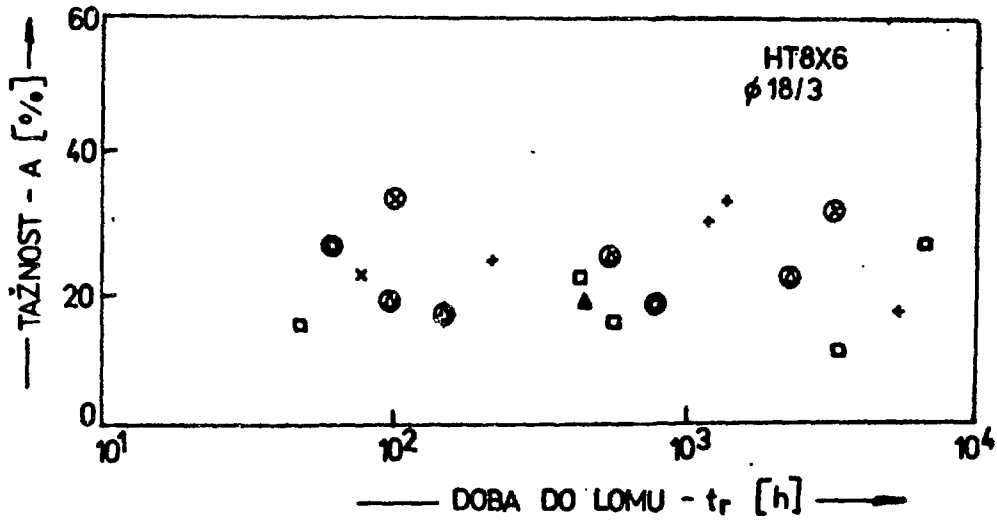


I	II	
⊕	□	500°C
⊗	△	550
⊕	+	575
⊗	x	600
⊕	◇	625

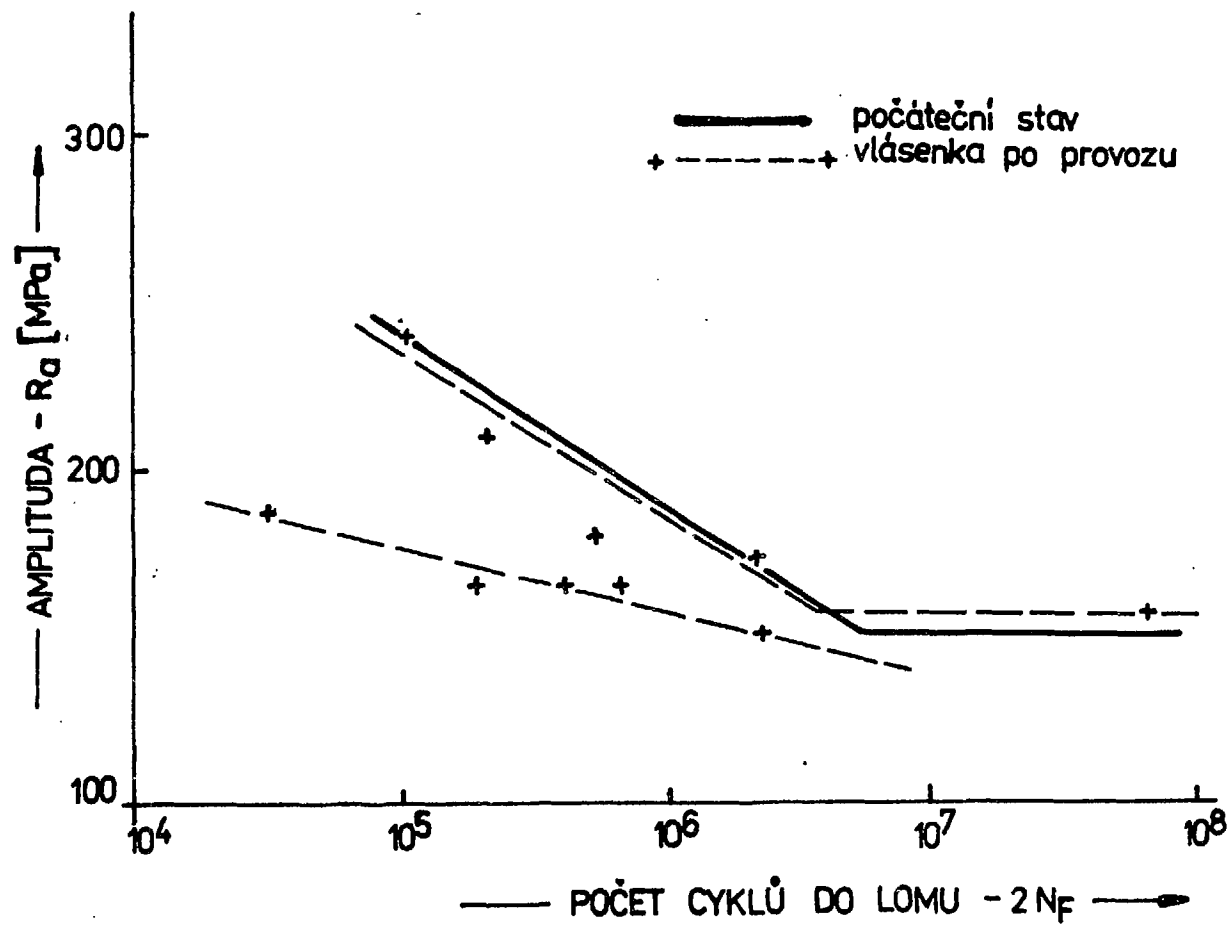
I .... neexponovaný materiál

II .... exponovaný materiál

Obr. 3.: Vliv působení  
teploměrných medií  
na žárupevnost  
oceli HT8X6.



Obr. 4.: Porovnání plastických vlastností oceli HT8X6 a 3R12 neexponované a po dlouhodobém provozu.



Obr. 5.: Wöhlerovy křivky materiálu  $Cr_{2,25}Mo_{1}Nb$  ve výchozím stavu a po provozu. ( $T=350^{\circ}C$ ,  $f=38$  Hz)



## PŘÍSPĚVEK K TERMODYNAMICE DEGRADACE VLASTNOSTÍ MATERIÁLŮ V PGRR PŘI PŮSOBNÍ TEKUTÉHO SODÍKU

Ing. Venanc W a l d e r, CSc

VÚHŽ Dobrá

### 1. Úvod

Typickým příkladem uplatnění vlivu prostředí na dlouhodobé vlastnosti ocelových částí zařízení jsou energetická či jiná technologická zařízení používající jako jedno z cirkulujících médií tekuté alkalické kovy. I když příkladů aplikace tekutých kovů existuje více, zcela nespornou prioritu mají energetická zařízení jaderných zařízení s reaktory s rychlými neutrony a fuzními reaktory. Sodíku, lithia nebo různých slitin alkalických kovů se zde užívá z důvodů možnosti přenosu mimořádně vysokého množství tepelné energie z malého objemu reaktoru a možnosti použití téměř beztlakového systému.

Z našeho materiálového hlediska je nyní významné vědět, do jaké míry toto médium ovlivňuje svou interakcí s ocelí strukturní stav této oceli a tedy i mechanické vlastnosti. Především musíme konstatovat, že sodík (zatím nejpoužívanější alkalický kov pro tyto účely) narušuje povrch ocelových materiálů a ve vyjimečných případech vytváří povrchové vrstvy. Současně s tím je třeba uvést, že tyto povrchové efekty nepředstavují ve srovnání se strukturními změnami v oceli vyvolanými selektivním přenosem určitých prvků významný degradační účinek.

Obecně není novum tvrzení, že sodík může rozpouštět na povrchu oceli všechny prvky, Hnací silou přechodu jednotlivých prvků mezi ocelí a sodíkem je rozdíl chemických potenciálů daného prvku. První rozlišení mezi prvky v jejich chování nastává tím, že dosahují stavu nasycení v sodíku, a tudíž aktivity jedna zcela různě a mimo to zásadně různě, než je

tomu na straně oceli.

Když v zájmu zúžení rozsahu tématu tohoto příspěvku pomíneme děje v sodíku, pak na straně oceli je třeba principiálně rozlišit případy, kdy vyrovnávání chemických potenciálů určitého prvku se děje pouhým "odleptáváním" po vrchu (u oceli se to týká pouze železa) nebo, že vyrovnávání je spojeno s difusí daného prvku v oceli ve směru ke nebo od stykové plochy. Poněkud podrobněji je toto rozvedeno v první části publikace /1/. Zde předložený příspěvek v mnoha směrech navazuje na tuto publikaci a jeho cílem je presentovat představu o možném kvantitativním přístupu k hodnocení změn v nízkolegované oceli stabilisované niobem, k nimž může dojít pod vlivem uvedeného vnějšího prostředí.

## 2. Difusní děje a jejich řešení.

Difusní tok  $J_i$  prvku  $i$  je obecně dán /2/ rovnicí :

$$J_i = - \sum_k L_{ik} \frac{\partial \mu_k}{\partial x} \quad (1)$$

kde  $L_{ik}$ .... fenomenologické koeficienty  
 $\mu_k$ .... chem. potenciály jednot. prvků

Po nezbytném zjednodušení rovnice (1) vpuštěním členů pro  $i \neq k$ , dosazením známého vztahu pro chem. potenciál, derivací a zavedením koeficientu autodifuze obdržíme:

$$J_k = - \sum_k \frac{L_{kk} \cdot kT}{a_k} \cdot \frac{\partial a_k}{\partial x} - \sum_k \frac{D_k^*}{f_k} \cdot \frac{\partial a_k}{\partial x} \quad (2)$$

Současně ve smyslu 2.Fickova zákona platí :

$$\frac{\partial N_k}{\partial t} - \frac{\partial}{\partial x} (-J_k) = \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{D_k^*}{f_k} \cdot \frac{\partial a_k}{\partial x} \right) \quad (3)$$

Při konstantní teplotě je termodynamická aktivita libovolného prvku  $i$  funkcí koncentrace jednotlivých složek systému a musí tedy být derivována jako složená funkce :

$$\frac{\partial a_i}{\partial t} - \sum_k \frac{\partial a_i}{\partial N_k} \cdot \frac{\partial N_k}{\partial t} = \sum_k \frac{\partial a_i}{\partial N_k} \cdot \frac{\partial}{\partial x} \left( \frac{D_k^*}{f_k} \cdot \frac{\partial a_k}{\partial x} \right) \quad (4)$$

Význam symbolů je obvyklý, shodně s literaturou /2/, /3/, /4/. Pro rovnicí (4) existuje analytické řešení, zejména pokud jsou aplikovány relativně jednoduché okrajové podmínky /3/. V našem případě by to bylo: na odvrácené straně od sodíku je nulový tok a na straně k sodíku, buď předem daný tok, nebo častěji podmínka rovnosti aktivity v sodíku a oceli. Avšak v praktických případech jsou však zde další velmi komplikující podmínky vyvolané nestacionárností v čase i v popisovaném prostoru, takže analytické řešení už z těchto důvodů je neschůdné.

Toto v souhrnu vedlo k aplikaci numerické metody sítí, zvané též analogicky se zahr. literaturou jako metoda konečných diferencí. Podrobnější výklad na příkladu difuze u uhlíkové nelegované oceli je uveden v /1/.

Pro případ uhlíkové oceli se rovnice (4) význačně zjednoduší na tvar :

$$\frac{\partial a_c}{\partial t} = D_c^a \frac{\partial^2 a_c}{\partial x^2} \quad (5)$$

Vlastní numerické řešení při uvedené metodě je realizováno v dvoudimenzionální mřížce  $(i, j)$ , jež znázorňuje souřadnice  $(x, t)$ . Princip spočívá v tom, že hledaná funkční hodnota (v našem případě  $a_c$ ) v bodě  $(i, j + 1)$  se vypočítá z hodnot v bodech  $(i-1, j)$ ,  $(i, j)$ ,  $(i+1, j)$ .

Jak již bylo řečeno, základní přednost spočívá v tom, že v každém místě (charakterizovaném souřadnicí  $i$ ) a v každém časovém okamžiku (souřadnice  $j$ ) lze libovolně změnit podmínky difuze a termodynamické rovnováhy.

V daném případě nízkolegované niobem stabilisované oceli je řešení ve srovnání s citovaným případem uhlíkové oceli podstatně náročnější, neboť je nutno důsledně respektovat snížení aktivity uhlíku termodynamickou rovnováhou s vazbou na silně karbidotvorný niob.

### 3. Aplikace krazistacionární difuze

Jelikož substituční karbidotvorný niob má koeficient difuze asi o sedm řádů menší než uhlík, je zde s velkou převahou opodstatněno použití modelu krazistacionární difuze /4/. V souladu s tím nabízí se řešit rozpouštění karbidů a difuzi obou prvků tak, že v první fázi je pro daný bod  $(i, j)$  řešena difuze niobu, a to podle rovnice :

$$\frac{\partial a_{Nb}}{\partial t} = D_{Nb}^2 \frac{\partial^2 a_{Nb}}{\partial x^2} \quad (6)$$

v druhé fázi je při známé hodnotě rovnovážné konstanty  $k$  o lokální aktivitě niobu pomoci rovnice :

$$k = \frac{1}{a_{Nb} \cdot a_c} \quad (7)$$

stanovena lokální hodnota  $a_c$  a v třetí fázi je pak proveden výpočet difuze aktivity uhlíku podle rovnice (5). Jak je z uvedeného patrné, výpočet je prováděn jednotně v aktivitách, což umožňuje nejen snadnou konfrontaci s aktivitou daného prvku v sodíku, ale taktéž umožňuje prostřednictvím variability rovnovážné konstanty  $k$  respektovat vliv strukturních změn a podobně, jak vyplývá z dalšího.

Aktivitu uhlíku lze s výhodou určovat v cementitové nebo s ohledem na sodík ještě lépe v grafitové stupnici. Rovněž pro určení aktivity niobu je aplikován lineární Henryho zákon s tím, že za základ je vzata mezní rozpustnost niobu v železe, což představuje analogii s definicí aktivity uhlíku v cementitové stupnici. Teplotní závislost rozpustnosti niobu byla podle údajů /5/ stanovena jako :

$$\log S_{Nb} (\% \text{ hm.}) = \frac{-1912}{T} + 1,32 \quad (8)$$

Charakteristickým rysem navrhované metody je, že vazba mezi lokální aktivitou (obsahem) niobu a aktivitou uhlíku není realizována prostřednictvím interakčních koeficientů, jak to bylo s úspěchem v mnoha publikacích prováděno Stránským (např. /4/), ale právě přes rovnovážnou konstantu.

Tento postup byl zvolen ve snaze důsledněji respektovat termodynamickou rovnováhu mezi maticí a karbidy, jejichž množství a velikost jsou pro mech. vlastnosti často zcela domi-

nantní. Navíc teplotní závislosti rovnovážných konstant jsou dosti dostupné a s jasnou interpretací, zatím co interpretace interakčních koeficientů je mnohdy problematická. Postup výpočtu je patrný z obr.1.

#### 4. Předpoklady a možnosti navržené metody

- 4.1. Ve výpočtu se předpokládá, že rozpouštění NbC je řízeno difusí Nb, což s ohledem na velmi nízkou jeho difusní rychlost lze pokládat za opodstatněné.
- 4.2. Ve výpočtu se předpokládá, že difuze niobu i uhlíku je vyvolána vyrovnáním aktivit těchto prvků v každém okamžiku mezi ocelí a sodíkem.
- 4.3. Ve výpočtu je položen předpoklad, že difuze niobu není ovlivněna žádnými jinými prvky nebo strukturou, všechny rozhodující vlivy vyplývající z teplotních gradientů a termodynamické rovnováhy s karbidy se uplatňují při stanovení lokální okamžité aktivity. Tyto předpoklady umožňují použití zjednodušené rovnice (6).
- 4.4. Jak bylo uvedeno výše, lokální aktivita uhlíku je v každém okamžiku určena přes rovnovážnou konstantu z aktivity niobu s uplatněním typu karbidu. Pro teplotní závislost součinu rozpustnosti karbidu v alfa železe byl použit vztah (podle /6/):

$$\log P = \frac{-10960}{T} + 5,43 \quad (9)$$

- 4.5. Prostřednictvím vlivu napětí na volnou enthalpii (zprostředkovaně na rovnovážnou konstantu  $k$ ) lze respektovat vnější zatížení při výpočtech rovnováhy a difuze:

Platí obecně :

$$\left( \frac{\partial G}{\partial p} \right)_{T_{konst}} = V_m \quad (10)$$

kde  $G$  je volná enthalpie,  $p$  je aplikované napětí,  $V_m$  je molární objem

Za předpokladu  $\Delta G = - RT \ln k$  dostaneme :

$$\ln \frac{k_1}{k} = \frac{V_m}{RT} (p - p_1) \quad (11)$$

Vyšší aplikované napětí  $p$  vzhledem k původnímu  $p_1$  vede na nižší rovnovážnou konstantu  $k$  (původní  $k_1$ ), což znamená větší součin rozpustnosti.

4.6. Obdobně prostřednictvím vlivu velikosti karbidu na rovnovážnou konstantu lze respektovat nejen proces hrubnutí, ale i rozdíl ve velikostech karbidů již ve výchozím stavu. Potřebný vztah získáme z rovnice (11) dosazením aproximačního výrazu pro vazbu mezi aplikovaným napětím  $\Delta p$  a poloměrem precipitátu  $r$  /7/ :  $\Delta p \cdot r = 2\sigma$  (kde  $\sigma$  je povrchová energie). Z toho vyplývá :

$$\ln \frac{k_1}{k} = \frac{V_m}{RT} \cdot \frac{2\sigma}{r} \quad (13)$$

Což je analogie s Gibe-Thomsonovým vztahem.

## 5. Shrnutí a závěr

V příspěvku je prezentován návrh numerického výpočtu pomocí metody sítí v aplikaci na difuzi vyvolanou vnějším prostředím s využitím variability všech termodynamických hodnot vstupujících do výpočtu. Při termodynamické rovnováze s existujícími karbidy je umožněno respektovat teplotní gradient, vliv velikosti karbidů a vliv aplikovaného napětí.

Důvod k respektování gradientu teploty napříč stěnou je velmi pádný, neboť u výměníků tepla mezi sodíkem a vodou je tento gradient značný. Na straně sodíku je vždy teplota vyšší  $\Rightarrow$  vyšší součin rozpustnosti i aktivita obou prvků. Znamená to, že bez ohledu na transport uhlíku mezi kovem a sodíkem prosazuje se zde tendence částečného přenosu uhlíku ve stěně trubky i k chladnější straně se všemi důsledky na mechanické vlastnosti. Brzdícím efektem je klesající koeficient difuze s teplotou.

Vzhledem ke stabilizaci niobu nelze očekávat u této oceli významnější vzrůst velikosti karbidů jako důsledek teplotní expozice. Naopak však tato ocel je charakteristická mimořádně velkou distribucí velikosti karbidů od hrubých eutektických až po velmi jemné z tepelného zpracování, jež jsou předmětem našeho přednostního zájmu.

Malé karbidy jsou doprovázeny vysokou aktivitou uhlíku a niobu. Bude tedy docházet k samovolné difuzi obou těchto prvků z blízkého okolí karbidů a karbidy se budou rozpouštět. Když do toho vstoupí možnost oduhličování do sodíku, pak rozpouštění malých karbidů se významně urychluje. Z daného vyplývá, že degradace např. creepových vlastností v případě možnosti oduhličování postupuje podstatně progresivněji, než by se dalo očekávat podle zjištěného úbytku uhlíku. Při detailnějším rozboru by se mohlo zdát, že k prevenci proti jakémukoliv oduhličování postačí dostatečný přebytek niobu nad stechiometrický poměr, to však značně snižuje rozpustnost karbidů při tepelném zpracování se všemi důsledky na mech. vlastnosti, navíc se při přebytku větším než asi 0,2 %hm. Nb objevuje  $Fe_2Nb$ , jak to bylo mnohokrát již diskutováno (např./8/).

Byl zde učiněn pokus zodpovědět dlouho diskutovanou otázku, zda creep po předchozí expozici materiálu v sodíku vede ke stejným výsledkům jako creep při současném působení sodíku. Pokud bychom zjednodušeně předpokládali tečení oceli jako funkci velikosti a distribuce precipitátu, pak bohužel toto není zaměnitelné, byť z experimentálního hlediska by to bylo mimořádně žádoucí.

Bylo zde ukázáno, že napětí aktivitu zvyšuje, tudíž v režimu, kdy materiál má možnost se v sodíku oduhličovat, aplikované napětí tento děj urychluje (nebo z neutrálního stavu tento děj vyvolává). V podmínkách, kdy dochází k nahuličování, pak napětí tento děj brzdí.

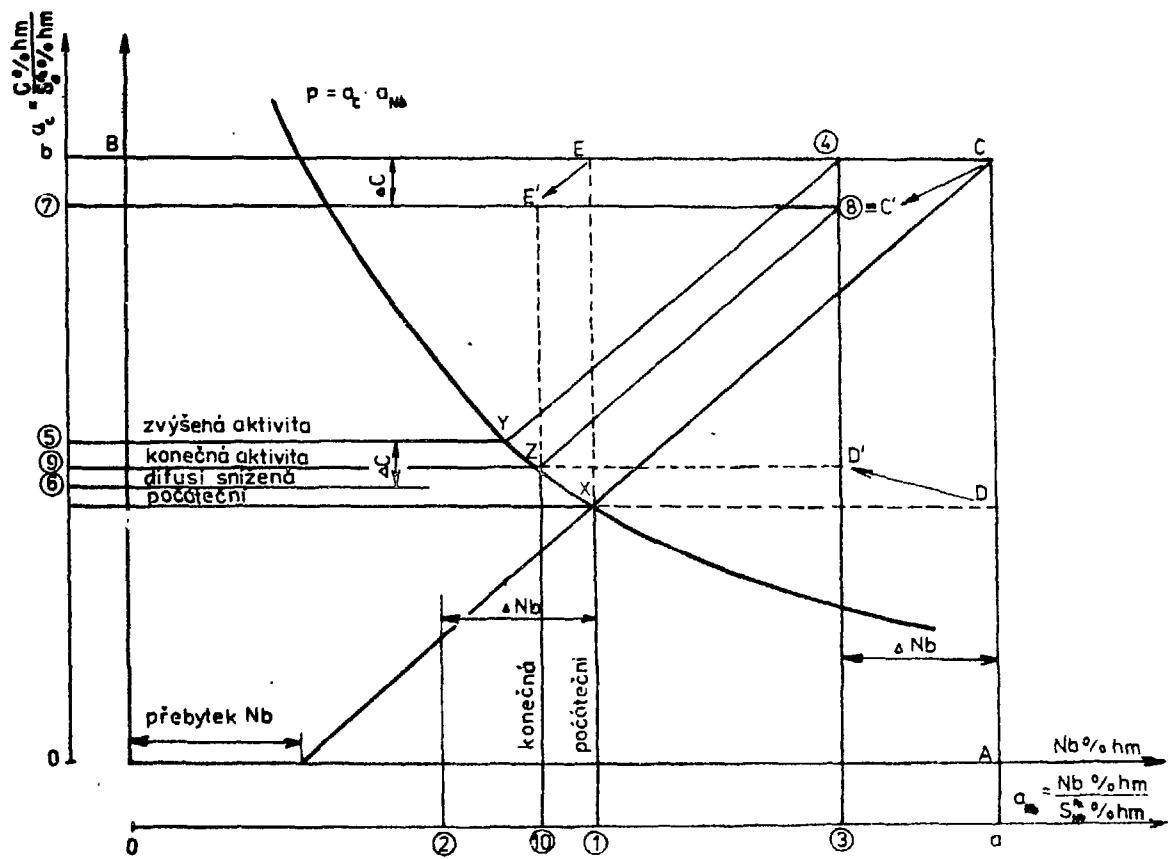
Uplatněním výše uvedených vlivů na termodynamickou rovnováhu rozpouštění karbidů a kinetiku difuze je zde prezentován pokus o ucelenou semikvantitativní představu interakce sodíku s ocelí z hlediska vlivu prostředí na strukturu a zprostředkovaně na dlouhodobé mechanické vlastnosti. Tato otázka je přes četné pokusy stále otevřená /9/.

Třebaže je zde prezentován pouze rozbor příkladné nízko-legované oceli s niobem, je možno toto chápat jako základ pro další oceli, kde do reakce vstupují další fáze a navíc karbidy jsou komplexní, případně v průběhu expozice mění svou krystalovou strukturu a stechiometrický poměr. Tyto případy jsou předmětem navazujících prací.

LITERATURA

1. Walder V., Mazanec K.-Kovové materiály-bude otištěno
2. Agren J.: Metallurgical Trans. A, Vol 14A, October 1983, s. 2167
3. Million B., Vřešťál J.: Sborník konference "Dlouhodobé mechanické vlastnosti ocelí pod vlivem korozního prostředí", Visalaje, září 1984-VÚHŽ Dobruška
4. Stránský K.: Thermodynamika krystalizační difuze uhlíku v ocelích a její aplikace, Academia, 1977
5. Abrahamson P., Lopata S.L.: Trans. AIME, 1966, 236 č.1 s.76-87
6. Hudd R.C., Jones A., Kale M.N.: JISI, 1971, 209, S 121
7. Sedláček V., Králík F., Šejnoha R.: Difuzní a precipitační procesy v kovových soustavách, Academia, 1968
8. Walder V. a spol.: Sborník - Ferritic steels for fast reactor steam generators, Londýn, 1977
9. Roy P., Spalaris C.N.: Nucl. Technology, Vol 55, Nov. 1981, s. 259





OBR.1. ZNÁZORNĚNÍ VÝPOČTU TERMODYNAMICKÉ ROVNOVÁHY

METODIKY ODHADU TECHNICKÉ DOBY ŽIVOTA TRUBEK PARNÍCH  
GENERÁTORŮ S UVÁŽENÍM VLIVU KOROZNÍHO PROSTŘEDÍ

Ing. Jindřich M a c h e k ,  
Ing. František J a r o š, CSc.  
SVÚSS Praha

V referátu je uvažován vliv korozního prostředí horké tlakové vody sekundárního okruhu jaderných elektráren s rychlými reaktory na životnost teplosměnných trubek výparníku parního generátoru sodík-voda v oblasti krize varu vody druhého druhu. Je diskutována jednak problematika korozní únavy materiálu trubek, jednak problematika šíření malých technologických defektů v korozním prostředí

1. Úvod

Poměrně dlouhodobé zkušenosti z provozu jaderných elektráren s tlakovodními a varnými reaktory /4/ a první zkušenosti z provozu elektráren s rychlými reaktory ukazují, že problematika korozního napadení teplosměnných trubek parních generátorů rychlých reaktorů (PGRR) je velmi závažná a její řešení je vysoce aktuální. Ve SVÚSS je proto těmto otázkám věnována již řadu let značná pozornost /1/. Ve spolupráci s VÚEZ Brno a FEI Obninsk byly vyvinuty dvě metodiky odhadu životnosti trubek výparníku PG sodík-voda. První je založena na přístupu safe-life a výpočet vychází ze znalosti korozně-únavové křivky materiálu trubky. Druhá metodika je založena na přístupu fail-safe. Za předpokladu existence počátečního technologického defektu se životnost určuje integrací rychlosti šíření od počáteční do kritické velikosti.

Vzhledem k omezenému rozsahu referátu vynecháme popis metodik (viz /1/) a zaměříme se na způsob ovlivnění procesu únavy materiálu korozním prostředím vodního okruhu PG.

## 2. Teplosměnné trubky

Za kritické místo teplosměnných trubek PG RR se považuje jejich vnitřní povrch v oblasti výparníku. V důsledku krize varu vody 2. druhu zde vznikají teplotní a v důsledku toho i napěťové fluktuace, které za určitých provozních parametrů mohou vyvolat proces korozní únavy materiálu, resp. vést k šíření defektů ve stěně trubky a tím vyčerpat technickou dobu života dříve, než je to ekonomicky únosné.

Pro výparník PG RR se předpokládá použití trubek malých rozměrů (např. 16/2,5 mm) z oceli typu 2 1/4 Cr 1 Mo (sovětská ocel 1KH2M, ČSN 15 313). Tento materiál vykazuje v prostředí vodního okruhu dobrou odolnost vůči rovnoměrné korozi i vůči koroznímu praskání pod napětím. Nebezpečné korozní napadení vzniká pod vrstvami usazenin. V /2/ se např. uvádí alarmující údaj o tom, že již po cca 12 000 hodinách provozu byla ve výparníku PG typu BN-600 pozorována vrstva usazenin o síle až 1 mm, pod kterou se objevil pitting až do hloubky 350 um.

## 3. Korozní únava

Únava materiálu v korozním prostředí má svá význačná a dosud ne zcela objasněná specifika. Křivka životnosti (Manson-Coffinova a Wöhlerova křivka) je v závislosti na agresivitě prostředí a odolnosti materiálu snížena až na cca 50 % původních hodnot zatížení. Na křivce životnosti nelze definovat oblast trvalé pevnosti a křivka je buď plynule klesající nebo v oblasti  $10^6$  -  $10^8$  kmitů zmenšuje svůj sklon. Protože křivky životnosti materiálu 2 1/4 Cr 1 Mo v korozním prostředí vodní strany PG RR nejsou u nás zatím dostupné, uvádíme na obr. 1 analogickou křivku pro nerezavějící ocel AISI 316 L.

Konkrétní tvar křivky životnosti je výrazně ovlivňován zejména těmito faktory:

### A. Zatížení

Z charakteristik zatížení hraje důležitou roli

frekvence, asymetrie, druh (tvrdé - měkké) a při velmi nízké frekvenci i tvar kmitu (poměr mezi dobou s maximálním a minimálním zatížením). Zejména frekvenční ovlivnění v souvislosti s dobou působení korozní prostředí je značné. Zkoušky korozní únavy se proto provádějí s frekvencí zatížení pod 1 Hz a často i s frekvencí výrazně nižší.

#### B. Prostředí

Omezíme-li se na prostředí vodní strany PG RR, hrají zde důležitou roli teplota (a velikost tepelného toku), pH, obsah příměsí a skupenství. Z hlediska skupenství se jako nejagresivnější prostředí jeví oblasti, kde se střídá voda a pára (zejména výparník). Z příměsí ve vodě hraje škodlivou roli zejména obsah  $O_2$ , iontů  $Cl^-$ ,  $Na^+$  a  $Cu^{2+}$ . Z hlediska tvorby úsad je velmi důležitá i celková tvrdost, kterou je v daném případě třeba minimalizovat.

#### 4. Šíření únavových trhlin v korozním prostředí

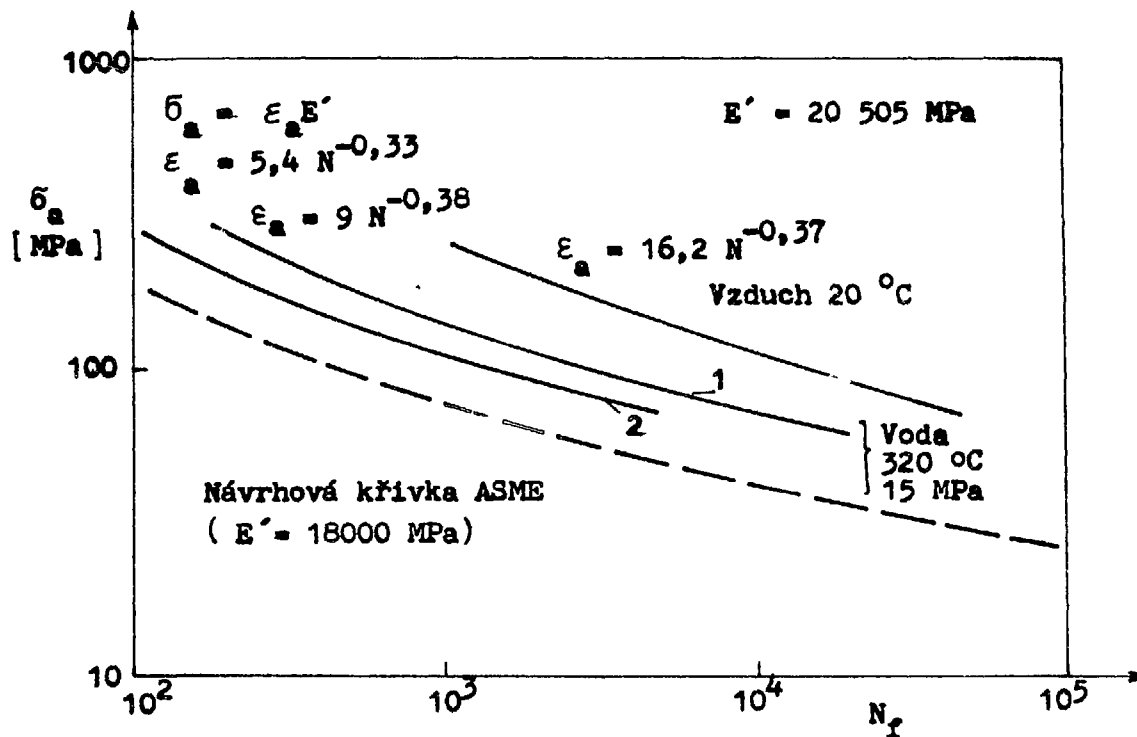
Podobně jako klasicky chápaný proces únavy materiálu má i šíření únavových defektů v korozním prostředí vodního okruhu PG RR svá specifika. V korozním prostředí obdobně jako mez únavy nelze spolehlivě definovat tzv. prahovou hodnotu faktoru intenzity zatížení. Na křivce rychlosti šíření únavových defektů se sice objevuje přelom v oblasti, která patrně vzhledem k nízkým frekvencím zatížení souvisí s hodnotou  $K_I$  SCC, avšak i pod bodem zlomu, při velmi nízkých zatíženích, se únavové trhliny pomalu šíří (viz obr. 2). Měření rychlosti šíření v těchto technicky důležitých oblastech zatížení je experimentálně velmi náročné. Navíc kromě již uvedených faktorů, ovlivňujících proces šíření únavových trhlin, je rychlost ovlivňována různými přechodovými jevy (včetně historie zatížení), jejichž podstata není dosud objasněna /3/.

## 5. Závěr

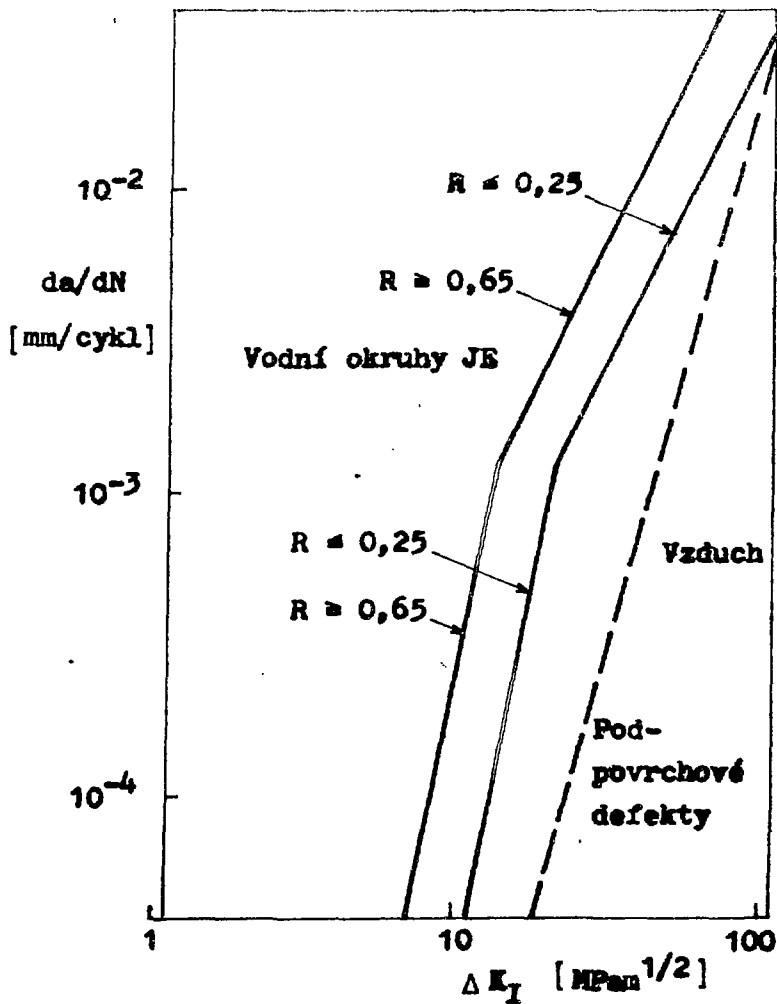
Z naznačené problematiky zřetelně vyplývá důležitost získání poznatků o únavových vlastnostech materiálu 2 1/4 Cr 1 Mo (a zejména trubek PG RR z něho zhotovených) při působení korozního prostředí. Tato skutečnost byla rovněž několikrát konstatována v zápisech o jednání sovětských a československých specialistů v rámci dvoustranné vědecko-technické spolupráce GKAE SSSR a ČSKAE na téma "Reaktory s rychlými neutrony a se sodíkovým teplosměnitелеm". Pro ČSSR, jako potencionálního dodavatele PG RR, se tak stává řešení těchto otázek velmi důležitým úkolem.

### Literatura

- /1/ Předběžná metodika výpočtu odhadu životnosti teplosměnných trubek průtláčného parního generátoru sodík-voda, výzkumná zpráva SVÚSS-80-02004 spolu s FEI Obninsk a VÚZES Brno
- /2/ Zima, G. E.: On the Corrosion Adequacy of the 2 1/4 Cr 1 Mo Steel for LMFBR Steam Generation System Service. Zpráva NUREG / CR-0808, Richland, květen, 1980
- /3/ Plant Materials Program Progress Report: June 1980 to May 1981. Special Report EPRI, Palo Alto, California, November 1981
- /4/ Valenta, J. - Machek, J. - Strachota, A.: Posouzení životnosti teplosměnných trubek pro parní generátory, výzkumná zpráva SVÚSS-82-02009



Obr. 1 Korozní únava oceli AISI 316 L v prostředí tlakovodních reaktorů ( 1 -  $\text{Cl}^- \leq 200\ \text{ppb}$ , 2 -  $\text{Cl}^- = 1450\ \text{ppb}$ )  
 Čárkovaně vyznačena návrhová křivka ASME pro vysoko-  
 legované oceli



Obr. 2 Křivky rychlosti šíření únavových trhlin pro uhlíkové a nízkolegované oceli ve vodním prostředí (ASME Code, Sekce XI, 1980)

ROZBOR PODMÍNEK KOROZNÍ ÚNAVY MATERIÁLU VÝPARNÍKU  
PGRR A JEJICH SIMULACE

RNDr. Jan K r a t o c h v í l , DrSc.,  
Ing. Venanc W a l d e r , CSc., Ing. Ivan  
T a l p a  
ČSAV - FÚ Praha, VÚHŽ Dobrá

1. Úvod

Jako podklady při projekci komponent jednotlivých elektráren se užívají jak napěťové a deformační charakteristiky konstrukčních materiálů, tak odhady jejich životnosti. Jednou z nejvýznamnějších příčin omezujících životnost je korozní úrava za zvýšených teplot, jež se uplatňuje na některých částech jaderných elektráren. Jedná se o způsob poškozování materiálu, který je velice složitý, není dostatečně prozkoumán a o němž nalézáme v literatuře spíše rozporné než systematické rozborů a údaje. Za této situace jsou důležitým zdrojem informací laboratorní zkoušky materiálu, které se svým charakterem namáhání co nejvíce podobají provozním podmínkám. Závažný faktor vzbuzující obavy je však řádová časová extrapolace výsledků relativně krátkodobých laboratorních zkoušek při odhadu dlouhodobé provozní spolehlivosti jaderných elektráren, jejichž požadovaná životnost je stanovena na 30-40 let. Proto by se měly laboratorní zkoušky zaměřovat nejen na poskytnutí konstrukčních podkladů ve formě např. křivek životnosti, ale též vymezit pro daný materiál rozhodující faktory určující korozní únavu za zvýšené teploty a zajistit aspoň základní rysy fyzikálně-chemického mechanismu tohoto typu poškozování. Jedině časová extrapolace opírající se o znalost mechanismu korozní únavy v daných podmínkách může mít dostatečné teoretické oprávnění.

Referát je zaměřen na otázku životnosti části výparníku sodíkového parogenerátoru v místech krize varu.



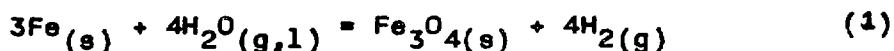
kerá se jeví z hlediska poškození potenciálně jako nejnebezpečnější. U klasického provedení parogenerátoru JERR tekutý sodík proudí kolem trubky a předává teplo stěnu trubky vodnímu prostředí. Situaci v místě krize varu si můžeme podle /1/ přibližně představit následovně. V místech na vnitřní stěně trubky, kde dochází k úplnému vypařování vodního filmu, lze očekávat patrně dva druhy mechanismů určujících životnost výparníku. Jednak rozhraní mezi párou, vodou a kovem v místech krize varu je potenciálním místem urychlené koroze. Dále periodické posouvání místa krize varu podél trubky (nejedná se o posun celého sloupce vody v trubce, ale spíše o vyšlehávání vodních jazyků) vyvolává prudké změny v koeficientu přenosu tepla, což vede k fluktuaci teploty. Takto vyvolávané teplotní pnutí způsobuje spolu s vodním prostředím korozní únavu stěny trubky.

## 2. Hypotézy o mechanismech poškozování trubky výparníku

Nyní stručně shrneme představy o možných mechanismech poškozování stěn trubek parogenerátoru, tak jak se jeví ze studia dostupné literatury. Vzhledem k složitosti jevu a značné omezenosti vlastních a zahraničních informací lze následující představy chápat jen jako pracovní hypotézy, které by mohly být jistým vodítkem při navrhování vhodných zkoušek a hodnocení jejich výsledků.

V procesu koroze a korozní únavy ve vodním prostředí hraje důležitou roli oxidová vrstva, která se vytváří na povrchu kovu. Tato vrstva za jistých podmínek korozi zpomaluje (pasivace), za jiných naopak urychluje, při tom je podstatné, zda na kov působí voda nebo vodní pára. V místech krize varu může navíc docházet k poškozování této vrstvy mechanicky tepelnou únavou, které je trubka vystavena. Dále se v místech poškozování oxidové vrstvy mohou koncentrovat nečistoty obsažené ve vodě a urychlovat korozně-únavový proces.

Základní rovnice pro korozi nízkolegovaných ocelí ve vodním prostředí je za zvýšených teplot:



(s - pevná fáze, l - kapalná fáze, g - plynná fáze).

Proces koroze je ovlivněn typem vodního prostředí. Je rozdílné, jde-li o vysokoteplotní páru (přehřívák) nebo vodu (výparník). V místech krize varu působí střídavě voda a pára.

Dostupné údaje o korozi oceli 2 1/4Cr1Mo v parním prostředí v rozmezí teplot 300 - 600°C ukazují /2/, že korozní rychlost při dané teplotě je zpočátku velká a postupně se snižuje na přibližně konstantní hodnotu. Snížení korozní rychlosti s časem se vysvětluje tvorbou povrchového filmu magnetitu  $\text{Fe}_3\text{O}_4$  podle rovnice (1), který znesnadňuje další oxidaci.

V případě výparníku, kdy interaguje s kovem trubky voda vysoké teploty, je proces koroze patrně komplikovanější. Ve vodním prostředí typickém pro výparník PGRR (pH ~ 9) s nízkým obsahem rozpouštěného kyselíku (10 < ppb) je železo oxidováno podle rovnice (1) a vytváří se magnetitová povrchová vrstva. Jak navrhli Berge a kol. /3/ na tento proces může navazovat další reakce, která převádí ve vodě nerozpustný magnetit na poměrně dobře rozpustný hydroxid železnatý podle rovnice



Pokusy Berge a kol. /3/ ukázaly, že uplatnění mechanismu podle rovnice (2) je značně ovlivněno vodíkem. Když vodík vznikající při korozi podle rovnice (1) stačí od-difundovat, vzniká na povrchu oceli jednolitá vrstva magnetitu a její tloušťka (1 - 2 μm) se s časem nemění. Autoři to vysvětlují tím, že díky nedostatku vodíku se reakce podle rovnice (2) neuplatnila. Pokud však je difuzi vodíku zabráněno, vytváří se na povrchu kovu dvojvrstva magnetitu skládající se s vnitřní pórovitá vrstva (30 μm) a vnější kompaktní vrstvy. Na povrchu kovu pod pórovitou vrstvou je pak patrné napadení bodovou korozi

V tomto případě existuje patrně ve dvojvrstvě koncentrační spád vodíku, a tedy též gradient rozpustného hydroxidu železnatého, který je transportován pórovitou vrstvou od rozhraní kov - magnetit na povrch magnetitu a rozpouští se. Je možné, že rychlost koroze kovu a převod železa do rozpustné formy jsou vyrovnány, takže tloušťka dvojvrstvy se zachovává /4/.

V místech výparníku, kde je přítomna voda i pára, probíhají patrně oba pochody. Valná část vodíku vznikající korozi podle rovnice (1) prochází stěnou trubky do sodíku. Na povrchu oceli ze strany vody zůstává patrně však stále ještě dost vodíku, aby mohl uplatnit proces podle rovnice (2) a vzniká magnetitová dvojvrstva. Výsledky Berga a kol. /3/ naznačují, že omezení difuze vodíku do sodíku by vedlo k zesílení koroze podle rovnice (2). Uvedené hypotézy podporují dvě zjištění. Jednak přítomnost vodíku z reakce typu (1), který proniká stěnou trubky do sodíku, byla zjištěna, naměřena a z ní usuzováno na rychlost koroze ze strany vodního prostředí /2/. Na druhé straně podrobné proměření trubek výparníku po 30 000 hodinách provozu v PGRB Bor ukázalo existenci dvojvrstvy na oceli 2 1/4Cr1Mo1Nb a byly pozorovány stopy napadení bodovou korozi pod pórovitou částí dvojvrstvy /5/.

V místech výparníku, kde dochází ke krizi varu a tedy cyklickému napadení pocházejícímu od tepelné únavy, mohou vedle koroze typu (1) a (2) poškození urychlovat nejméně tři další mechanismy. Cyklické namáhání může vyvolat praskání povrchové oxidové vrstvy, její odtrhávání od stěny trubky a její opakované tvoření. Teoretický výpočet tohoto typu korozního poškození je popsán v práci /1/. Vážným nedostatkem uvedených výpočtů je chybějící informace o mechanických vlastnostech magnetitové povrchové vrstvy, které autoři jen odhadují. Dalším nepříznivým vlivem může přispívat vodík vznikající reakcí (1), který difunduje stěnou trubky. Urychluje patrně degradační proces v materiálu trubky /6/. Za třetí, místa poškození povrchové vrstvy mohou působit jako koncentrátoři nečistot obsažených ve vodním prostředí a způsobovat do datečné místní korozní napa-

dení. Jedna z pravděpodobných nečistot je na př. NaOH, jež u oceli 2 1/4Cr1Mo vyvolává urychlení korozní únavy /7/. Podobné účinky by mělo asi znečištění chloridy /8/.

Dalším závažným faktorem, který ovlivňuje dosud uvedené mechanismy nebo působí i samostatně, je množství kyselíku rozpuštěného ve vodě. Soubor dat ze srovnávacích měření rychlosti růstu trhlin ve vodním prostředí o teplotě 288°C při velmi nízké frekvenci zatěžování  $\sim 0.02$  Hz ukázaly, že existuje jisté optimální množství rozpuštěného kyselíku  $\sim 10$  ppb, kdy je rychlost šíření trhlin při jinak stejných podmínkách nejmenší /9/. Výsledky jsou interpretovány tak, že pasivační schopnost oxidové vrstvy je při obsahu rozpuštěného kyselíku  $\sim 10$  ppb největší. Je-li obsah kyselíku menší, kyslík nestačí kompenzovat vznikající vodík, ten spolupůsobí na čele trhliny a urychluje její šíření. Naopak při větším obsahu rozpuštěného kyselíku než  $\sim 10$  ppb elektro-chemická měření /10/ naznačila, že pasivační schopnost oxidové vrstvy je narušena a objevují se tendence k bodové korozi. Její účinek na čele trhliny rovněž napomáhá jejímu šíření.

Naznačené možné vlivy způsobující korozi a korozní únavu u trubek výparníku ukázaly, jak důležitou roli hraje čistota a optimální složení používané vody. Malé odchylky v pH, obsahu rozpuštěného kyselíku a nečistoty mohou mít dost značný degradující vliv na materiál parogenerátorové trubky v dlouhodobém provozu. Korozní prostředí zvýrazňuje některé mechanické charakteristiky ovlivňující únavový proces. Kromě amplitudy napětí nebo deformace je důležité frekvence, nesouměrnost cyklu a tvar cyklu. Důvodem je, že koroze působí především v náběhové tahové fázi zatěžovacího cyklu, kdy je koroznímu působení vystavován nový povrch vznikajících nebo šířících se trhlin. Pochopitelně záleží na době trvání této fáze cyklu. Proto se obecně korozní únavu zvětšuje se snižující se frekvencí cyklování a zvětšující se tahovou nesouměrností cyklu. Tvary cyklů se zvýrazněnou náběhovou tahovou částí (pilové nebo sinusové cykly oproti pravoúhlým) korozní únavu obecně zvyšují.

### 3. Simulace korozně mechanických podmínek

Pro zkoušky chování trubek FGRR ve vysokoteplotním vodním prostředí je ve VÚHŽ Dobruška budováno zařízení, jehož schéma je na obr.1.

Korozně únavové zkoušky se budou provádět na trubkových vzorcích namáhaných elektrohydraulickým pulzátozem a jejich vnitřkem bude procházet korozní prostředí. Cyklické namáhání buzené ve zkušební zařízení mechanicky, bude simulovat měnicí se napětí teplotní povahy, které pochází od krize varu. Řídící veličinou mechanického zatěžování bude síla osová a její velikost a průběh budou zadány zkušebním programem. Tlak korozního média bude v okruhu udržován na konstantní výši. Podle předpokladu bude použito dvou frekvencí, a to  $f_1 = 0,6$  Hz a  $f_2 = 0,1$  Hz. Při frekvenci  $f_1$  budou zkoušky provedeny tak, aby bylo možno stanovit únavovou křivku v závislosti na počtu cyklů do lomu až do počtu cyklů  $10^7$ , čemuž odpovídá teoretické trvání zkoušky 193 dní. Tato doba se jeví jako maximálně rozumná délka zkoušky. Protože při zkušební frekvenci  $f_2$  je již pro  $10^6$  cyklů teoretický potřebný čas 116 dní, nebude možno jít příliš přes tuto hodnotu. Pro zkoušky se předpokládá sinusový průběh zatěžovacího cyklu. Budou užity dvě hladiny koeficientu nesouměrnosti cyklu  $R$ , a to  $R_1 = 0,2$  a  $R_2 = 0,7$ . Použití elektrohydraulického pulzátoru umožňuje měnit všechny uvedené zatěžovací parametry v širokém rozsahu.

Vzhledem k typu použitého oběhového čerpadla a ohříváče jsou omezeny zkušební parametry korozního média následovně: maximální teplota  $343^{\circ}\text{C}$ , maximální tlak 17,2 MPa a maximální dopravované množství vody 1590 l/hod. Konkrétní zkušební parametry budou vždy udržovány tak, aby se v okruhu za běžného provozu nevyvíjela pára, to znamená, že provozní tlak při dané provozní teplotě bude udržován na hodnotě vyšší než je tlak, při kterém dochází k varu vody. Rychlost proudění vody bude 1m/s. Důležitým parametrem korozního média je chemické složení vody. V zásadě se bude vycházet ze složení uvedeného v tabulce 1 a tím, že se předpokládá provoz na parametrech blízkých minimálním hodnotám oběhové vody.

Tabulka 1

	napájecí voda	oběhová voda
pH (při 25°C)	8,6 - 9,1	8,5 - 9,0
vodivost (při 25°C)	0,3 S/cm	2 S/cm
zbytkový hydrazin	5 ppb	5 - 500 ppb
rozpuštěný kyslík	7 ppb	7 - 500 ppb
sodík	1 ppb	6 - 500 ppb
suspendované pevné látky	50 ppb	300 - 1000 ppb

Na vzorcích bude snímána teplota, jejíž průběh by měl být ovšem konstantní. Kontinuálně se budou kontrolovat a zaznamenávat pH, vodivost a obsah rozpuštěného kyslíku. Dále budou diskontinuálně kontrolovány obsahy rozpuštěného sodíku, hydrazinu a suspendovaných pevných látek. Údaje o složení korozního media budou sloužit v průběhu zkoušky k udržení jeho parametrů na požadovaných hodnotách. Výsledkem zkoušek budou křivky životnosti v souřadnicích amplituda napětí vs. počet cyklů do lomu pro daný vnitřní přetlak a chemické složení korozního media.

Nedílnou součástí zkoušek bude podrobné sledování charakteru poškození vnitřních povrchů trubek, z kterých by bylo možno usuzovat na mechanismus koroze a korozní únavy. Jde zejména o sledování struktury oxidových vrstev a jejich složení. Důležitá jsou mikroskopická studia poškození těchto vrstev v únavovém procesu a projevy bodové koroze. Zvláštní pozornost si zasluhuje vodík produkovaný korozi, jeho přístup stěnou trubky a etopy po vodíkovém zkřehnutí. Výzkum doplní podrobná fraktografická studia vznikajících trhlin, jejich inter nebo trans-krytalický charakter a korelace míst nukleace trhlin s místy bodové koroze a poškození oxidové vrstvy. Rozhodující praktický význam pak budou mít srovnání uvedených mikroskopických studií s obdobnými pozorováními na trubkách parogenerátoru, které byly vystaveny dlouhodobějšímu provozu. Jen tato srovnání mohou poskytnout jisté záruky, že naměřené křivky životnosti budou odpovídat

korozně únavovému poškození výparníku parogenerátoru vyvolaném vodním prostředím.

Rádi bychom vyjádřili svůj dík Ing. V. Binovi, CSc., Ing. J. Laškovi, CSc. a Doc. Ing. J. Voštovi, CSc. za poskytnutí cenných informací a konzultací týkajících se tématu referátu.

#### Literatura

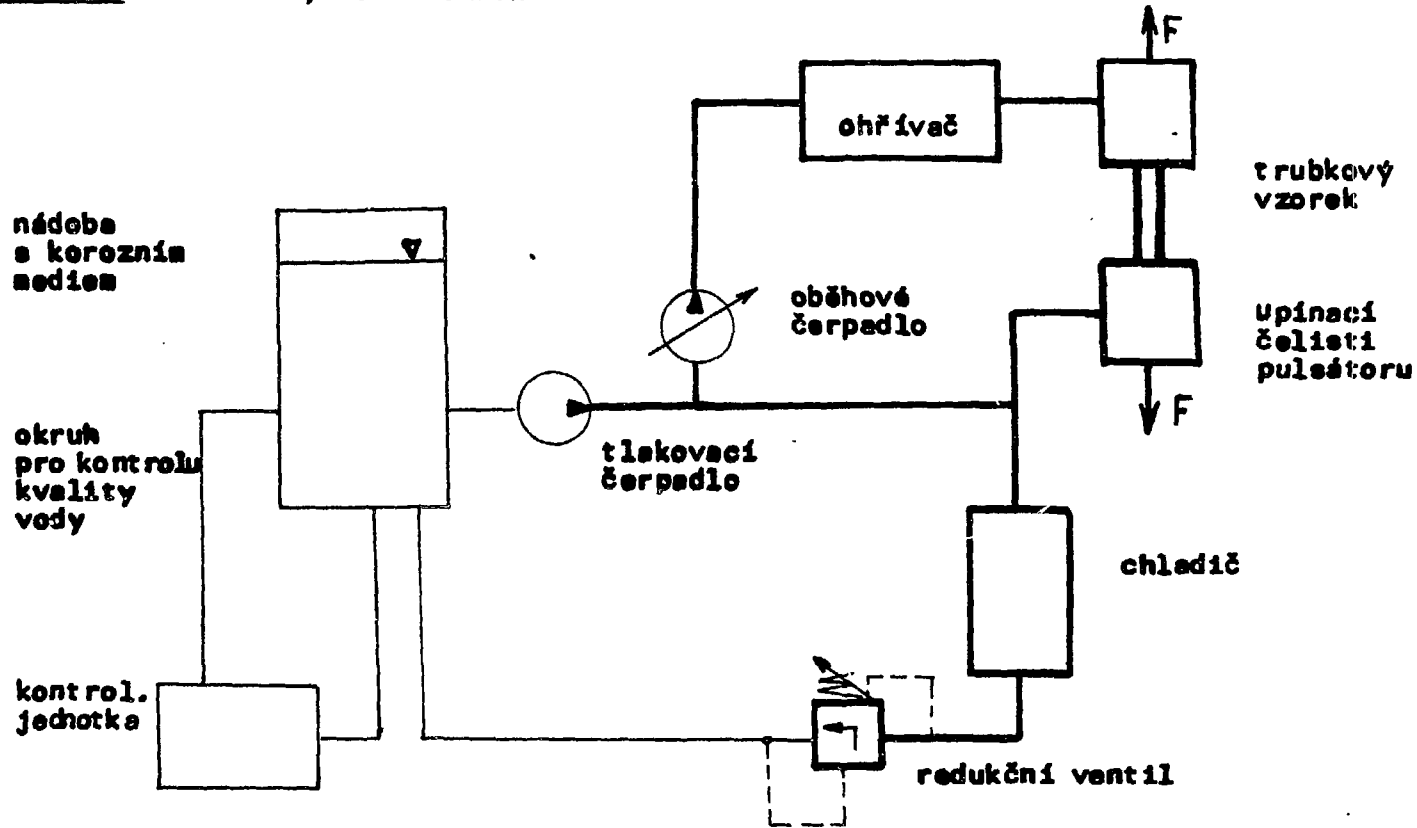
1. Chiang T., France D.M., Bump T.R.: Calculation of Tube Degradation Induced by Dryout Instability in Sodium-Heated Steam Generators, Nuclear Engn. and Design 41, 1977, 181-191
2. Hampton L.V., Licina G.J., Roy P.: Waterside Corrosion Correlations for 2 1/4Cr-1 Mo Steel in Liquid-Metal Fast Breeder Reactor Steam Generators, Nuclear Technol. 52, 1981, 431-434
3. Berge Ph., Ribon C., Saint Paul P.: Effect of Hydrogen on Corrosion of Steel in High Temperature Water, Corrosion NACE 32, 1976, 223-228
4. Asai O., Kawashima N., Proc. 4th Int. Conf. Metallic Corrosion, Amsterdam, September 7-14, 1969, str. 492
5. Bina Vl., Douda, Kneifl M.: Sborník semináře "Dlouhodobé mechanické vlastnosti ocelí pod vlivem korozního prostředí", září, 1984, Visalaje - PČSVTS VÚHŽ Dobruška
6. Cullen W.H., Torronen K.: A Review of Fatigue Crack Growth of Pressure Vessel and Piping Steels in High Temperature Pressurized Reactor - Grade Water, NUREG/CR-1576, NRL Memorandum Report 4298, 1980.
7. Roy P., Spalaris C.N.: Some Aspects of Materials Development for Sodium-Heated Steam Generators, Nuclear Technol. 55, 1981, 259-269
8. Schmitt-Thomas K.G., Leidig A., Kriner T.: Beeinflussung des Schwingungsverhaltens Korrosionsverhalten durch die Deckschichtbildung des Stahls X20Cr13 bei 200°C, Arch. Eisenhüttenwes. 51, 1980, 517-522
9. Cullen W.H., Taylor R.A., Watson H.E.: "Fatigue Crack Propagation in LWR Materials" in Structural Integrity of

Water Reactor Pressure Boundary Components, Quarterly Progress Report, April-June 1980, NUREG/CR 1783, NRL Memorandum Report 4400 1981

10. Iding M.E.: "Corrosion Potential and CERT Evaluations of Carbon Steel in BWR Environments" BWR Environmental Cracking Margins for Carbon Steel Piping - First Semi-annual Progress Report, July 1978 to December 1979, General Electric Report, NEDC - 24625 , Jan. 1979



**————** Vysokotlaký vodní okruh  
**————** Nizkotlaký vodní okruh



**Obr. 1. Vodní soustava pro zkoušky korozní únavy**

## VLIV REAKTOROVÉHO PROSTŘEDÍ NA ZKŘEHNUTÍ Cr-Mo-V OCELI

Ing. K. Šplíchal, Ing. R. Axamit, RNDr. J. Otruba,  
Prof. Ing. J. Koutský, DrSc., ÚJV Řež

### 1. Úvod

Rozvoj trhlin za účasti koroze v materiálech tlakových nádob lehkovodních reaktorů PWR je především studován v závislosti na vlivu neutronového záření, aplikovaném napětí a elektrolytických parametrech korozního prostředí. Při působení konstantního napětí (SCC) obdobně jako při proměnném namáhání může být za vhodných podmínek proces šíření trhliny přednostně určován působením vodíku - vodíkovým křehnutím.

### 2. Experimentální podmínky

Pro práci bylo použito nízkolegované Cr-Mo-V a Cr-Ni-Mo-V oceli, která je používána pro výrobu nádob lehkovodních reaktorů.

Vlastnosti v tahu byly zjišťovány na válcových vzorcích s průměrem  $d = 4$  mm při deformační rychlosti  $8,3 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ . Pro zkoušky při konstantním zatížení byly použity válcové vzorky s  $60^\circ\text{V}$  vrubem s průměry  $d_1 = 3,5$  mm,  $d_2 = 5$  mm,  $l = 17,5$  mm, vrubovým radiusem  $0,05$  mm. Obě zkoušky byly prováděny při pokojové teplotě.

Vzorky byly ozářeny na reaktoru VVR-S neutronovou fluencí  $2,6 - 4,9 \cdot 10^{23} \text{ n.m}^{-2}$  ( $E > 0,5 \text{ MeV}$ ) při teplotách  $130, 180$  a  $290^\circ\text{C}$ . Ozářené i neozářené vzorky byly před tahovou zkouškou katodicky navodíkovány v roztoku  $1\text{NH}_2\text{SO}_4$  (s  $30 \text{ ppm/dm}^3 \text{As}_2\text{O}_3$ ) při pokojové teplotě po dobu 1 hodiny. Zkouška zbrzděného lomu byla provedena s neozářenými vrubovanými vzorky, které byly při konstantním zatížení průběžně navodíkovány v  $\text{H}_2\text{SO}_4$  při proudových hustotách  $10, 20, 30$  a  $300 \text{ A.m}^{-2} / 1/$ .

### 3. Zbrzděný lom Cr-Mo-V a Cr-Ni-Mo-V oceli

Byl zjišťován vliv počátečního napětí  $R$  na dobu do lomu maximálně do  $600 \text{ ks}$  u vrubovaných vzorků. V případě, že nedošlo za zvolenou dobu  $600 \text{ ks}$  k lomu, byl experiment ukončen. Ze získaných křivek bylo odečteno spodní prahové napětí  $R_i$  a sestrojena závislost  $R_i$  na proudových hustotách průběžného navodíkování, která je uvedena

na obr. 1 /2/. Získané závislosti umožňují určit hodnotu mezního prahového napětí  $R_{jd}$ , pod kterou nedochází i při vyšších proudových hustotách k porušení vzorku. Pro Cr-Mo-V ocel je  $R_{jd}$  rovno 210 MPa, pro Cr-Ni-Mo-V ocel 410 MPa. Obsah vodíku ve vzorcích Cr-Mo-V oceli se pohyboval v rozmezí 3,5 – 6 ppm.

Fraktografické vyšetřování prokázalo, že řídicím lomovým mechanismem je interkrystalické oddělení. Dále se uplatňuje quazištěpení v důsledku vodíkového křehnutí  $QC_{HE}$ , transkrystalické štěpení v kombinaci s interkrystalickým lomem a tvárné důlkové porušení.

#### 4. Vodíkové a radiační křehnutí Cr-Mo-V oceli

Plastické vlastnosti neozářené oceli Cr-Mo-V závisí na obsahu vodíku a jsou ovlivněny navodíkovacími parametry. Přibližně do 2 ppm vodíku a při proudových hustotách  $1 - 10 \text{ A}\cdot\text{m}^{-2}$  nebyly pozorovány žádné změny plasticity. Při obsahu vodíku mezi 2 – 2,5 ppm, při proudových hustotách  $10 - 50 \text{ A}\cdot\text{m}^{-2}$ , dochází k značnému poklesu celkového prodloužení (obr. 2), kontrakce a lomového napětí.

Vliv radiačního zkřehnutí na vodíkové křehnutí je nepřímo úměrný ozařovací teplotě. S klesající ozařovací teplotou rozmezí poklesu celkové tažnosti se pohybuje směrem k nižším hodnotám proudových hustot a směrnice křivky vzrůstá.

Navodíkování vzorků ozářených při 130 a 180 °C při vyšších proudových hustotách vede k superpozici vodíkového a radiačního křehnutí, které se projevuje snížením hodnot celkové tažnosti a kontrakce při obsazích vodíku nad 10 ppm a proudových hustotách nad  $100 \text{ A}\cdot\text{m}^{-2}$ , kdy byla zjištěna úplná ztráta plastických vlastností oceli. Z naměřených křivek napětí-zatížení vyplývá, že k lomu materiálů navodíkováných při proudových hustotách  $100 \text{ A}\cdot\text{m}^{-2}$  a vyšších dochází ještě před dosažením meze pevnosti materiálu /3/.

K porušení neozářených a ozářených vzorků do 2,5 ppm dochází tvárným lomem. Při obsazích nad 2,5 ppm vodíku je lom vzorků neozářených a vzorků ozářených při 290 °C charakterizován quazištěpením v důsledku vodíkového křehnutí ( $QC_{HE}$ ). U vzorků ozářených při teplotách nižších než 180 °C a navodíkováných je řídicím mechanismem lomu především interkrystalické oddělení nebo kombinace interkrystalického oddělení a transkrystalického štěpení.

Cr-Mo-V ocel v dodaném stavu obsahovala 0,4 – 0,6 ppm a po ozáření 1,2 – 2,0 ppm vodíku. Závislost obsahu vodíku na proudové hustotě navodíkování vykazuje dvě stadia. V prvním obsah vodíku dosahuje v ozářených i neozářených vzorcích 2 – 3 ppm. Další průběh navodíkovací křivky je určován přítomností a operativností záchytných míst, která po ozáření jsou závislá na stupni radiačního poškození oceli. S poklesem ozařovací teploty, tj. s rostoucím radiačním poškozením oceli, roste obsah vodíku, po ozáření při 290 °C 1 – 1,5,

při 130 °C 3 – 4krát. Bod zlomu na navodíkových křivkách se pohybuje k nižším hodnotám proudových hustot (obr. 3).

## 5. Závěry

Cr-Mo-V ocel v neozářeném a ozářeném stavu je citlivá k vodíkovému křehnutí po katodickém navodíkování při obsazích vodíku nad 2,5 ppm. Podstatné snížení celkové tažnosti nad tyto hodnoty je řízeno obsahem vodíku, respektive proudovou hustotou navodíkování. Ozáření při 130 a 180 °C fluencí  $> 2,6 \cdot 10^{23} \text{ n.m}^{-2}$  ( $E > 0,5 \text{ MeV}$ ) a následné navodíkování dává možnost pro superpozici vodíkového a radiačního křehnutí, kdy se může objevit úplná ztráta plasticity. Obsah vodíku cca 2,5 ppm měl obdobný účinek na zkřehnutí ozářené a neozářené oceli A 302B /4/ a neozářené oceli A 533B /5/.

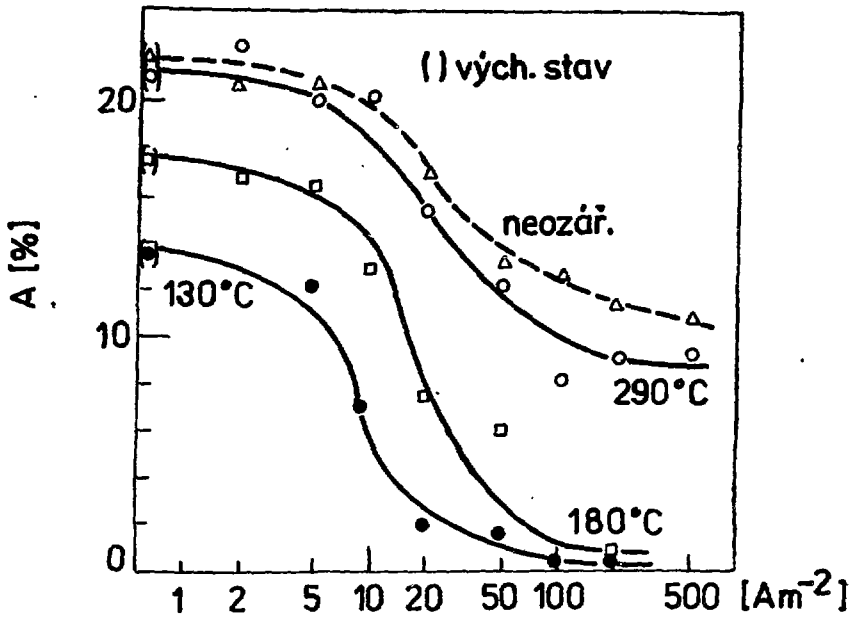
Pokles ozařovací teploty z 290 °C na 130 °C má za následek vzrůst obsahu vodíku při jinak stejných parametrech navodíkování, a omezení úniku vodíku z ozářených vzorků. Z toho vyplývá, že efekt radiací indukovaných defektů na záchyt a udržení vodíku je podstatně větší ve srovnání se strukturními defekty neozářené oceli.

Vliv vodíku na dobu do lomu je závislý na proudové hustotě navodíkování a projevuje se u Cr-Mo-V oceli při obsazích vodíku vyšších než 3 ppm. Dolní prahové napětí  $R_{it}$  bylo stanoveno pro Cr-Ni-Mo-V ocel dvojnásobně vyšší než pro Cr-Mo-V ocel.

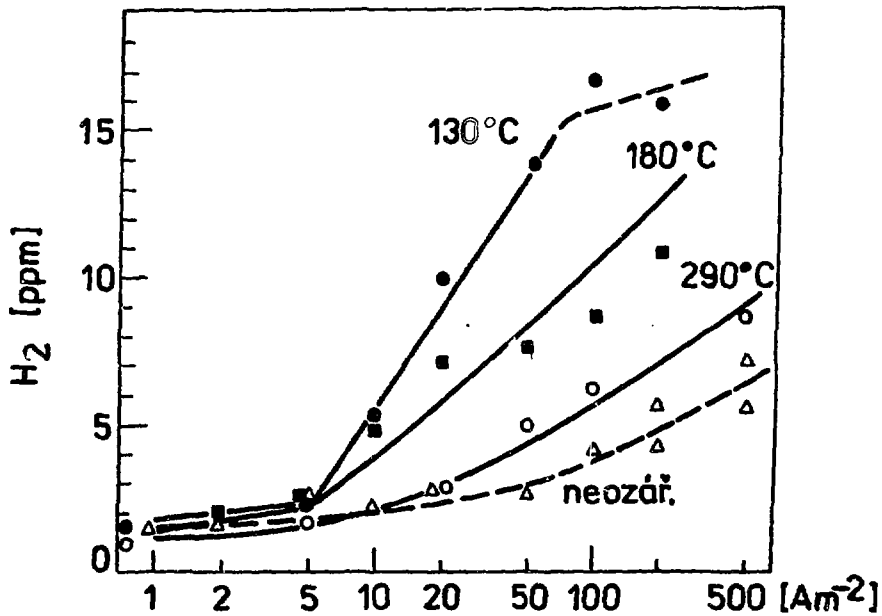
Bylo prokázáno, že porušení interkrystalickým lomem při vodíkovém křehnutí je významné jak při zkoušce při konstantní rychlosti deformace, tak i při konstantním zatížení.

Možnost účasti vodíku na šíření trhlin je spojována s jeho difúzí ve směru gradientu napětí a dosažením jeho lokální kritické koncentrace v oblasti čela trhliny. Z tohoto hlediska by mohly radiační defekty sehrát důležitou úlohu jako zásobní zdroje pro difúzi vodíku do míst koncentrátorů napětí a tak ovlivňovat chování defektů v základním materiálu stěny tlakové nádoby.

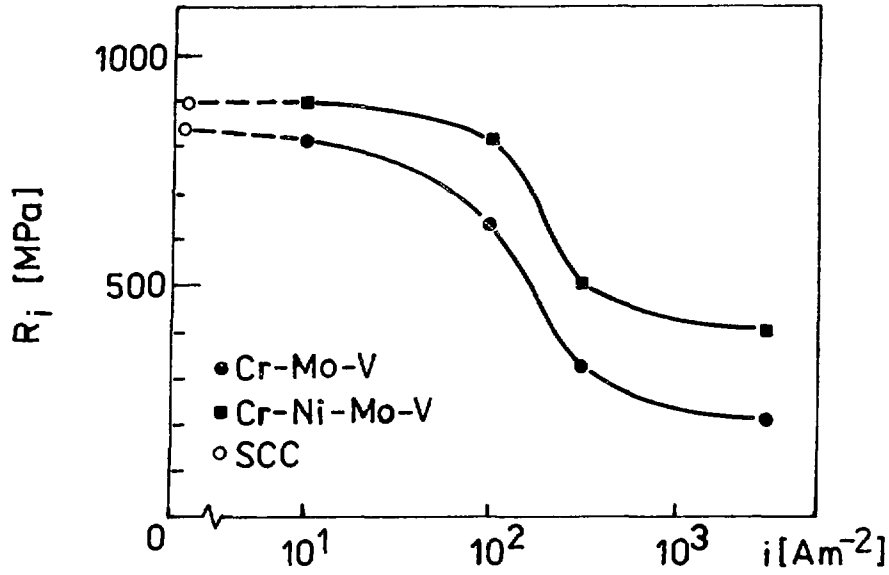
1. Šplíchal K., Otruba J.: sborník konf. Vědeckovýzkumné práce pro JE s lehkovodními reaktory, Vol. 2, 41-51, Karlovy Vary (1981)
2. Axamit R., Novosad P., Burda J.: ÚJV 6119-M, Řež (1982)
3. Koutský J., Šplíchal K., Otruba J., Novosad P., Brumovský M.: Proc. I. Int. Conf. on Current Solutions to Hydrogen in Steels Washington (1982)
4. Brinkmann C. R., Beeston J. M.: The Effect of H<sub>2</sub> on the Ductile Properties of Irradiated Pressure Vessel Steels. ASTM-STP 484, Philadelphia (1971)
5. Takaku H., Kayano J.: J. Nucl. Mat. 78 (1978), 299-308



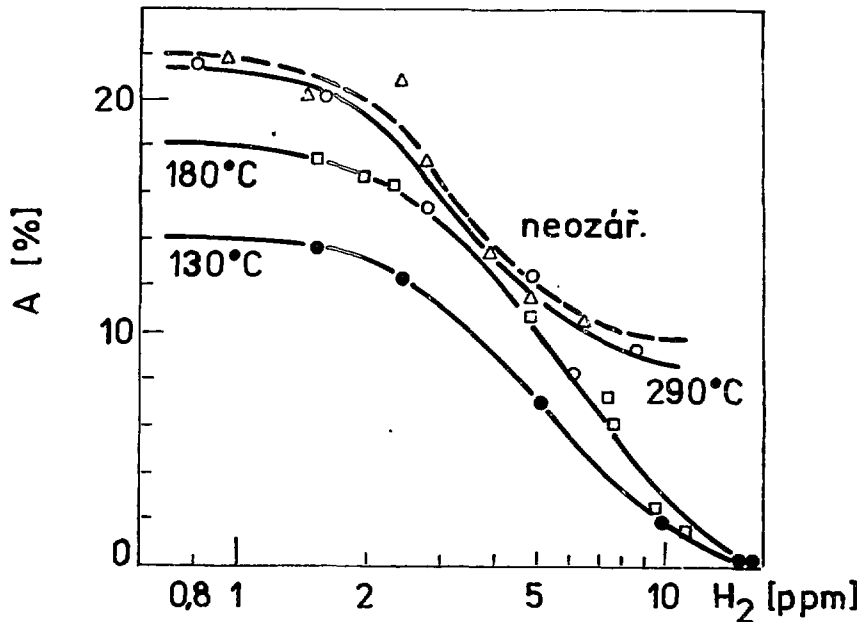
Obr. 2b Celkové prodloužení  $A$  ozářené a neozařené Cr-Mo-V oceli v závislosti na proudové hustotě navodíkování (fluence rychl. neutronů viz obr. 2a)



Obr. 3 Závislost obsahu vodíku ozářené a neozařené Cr-Mo-V oceli na proudové hustotě navodíkování



Obr. 1 Závislost prahového napětí  $R_i$  na proudové hustotě elektrolytického navodíkování (doba do lomu max. 600ks)



Obr. 2a Celkové prodloužení  $A$  ozářené a neozářené Cr-Mo-V oceli v závislosti na obsahu vodíku (fluence rychlých neutronů  $t_{oz} = 290^\circ\text{C} - 3,4 \cdot 10^{23} \text{ nm}^{-2}$ ,  $180^\circ\text{C} - 2,6 \cdot 10^{23} \text{ nm}^{-2}$ ,  $130^\circ\text{C} - 4,9 \cdot 10^{23} \text{ nm}^{-2}$ )

## VLASTNOSTI DLOUHODOBĚ PROVOZOVANÝCH SVAROVÝCH SPOJŮ

Prof. Ing. Václav P i l o u s , DrSc.,  
člen korespondent ČSAV  
VŠSE Plzeň

### Úvod

V průběhu výroby svařovaných konstrukcí v jaderném strojírenství se z dosud získaných rozborů mohou vyskytnout trhliny za horka, trhliny za studena, žíhací trhliny a trhliny pod austenitickými návarý (podnávarové trhliny). Z uvedených trhlín je obtížně vysvětlitelný mechanismus vzniku podnávarových trhlín. Podnávarové trhliny se objevují v teplem ovlivněné oblasti střednělegovaných ocelí při navařování nebo po navařování austenitickými páskovými elektrodami pod tavidlem vysokým tepelným příkonem /1, 2, 3, 4, 5/. Nepříznivým tepelným ovlivněním (1250 až 1430 °C) dochází ke značnému zhrubnutí zrn v přehřáté oblasti, přilehlé austenitickému návaru (viz obr. 1). Pokud není zhrublá oblast následující vrstvou vhodně překrytizačně tepelně zpracována (normalizačně vyžíhána), potom mohou v přehřáté oblasti s hrubo-zrnnou polyedrickou strukturou vznikat lokálně po hranicích zhrublých zrn, kde je snížena kohézní pevnost, podnávarové trhliny. Znamená to, že tepelná napětí při navaření druhé vrstvy (ohřev těsně pod  $A_1$ ) mohou mít velký vliv na nepříznivě tepelně ovlivněnou (zhrublou) a teplem druhé vrstvy nepřekrytizačovanou oblast základního materiálu. Trhliny jsou jednotlivé nebo ve shlucích /2, 4, 5/ a byly zjištěny především až po tepelném zpracování návaru /6/. Experimentálně bylo prokázáno, že příčinou vzniku byly likvační pochody na hranicích zrn. Bylo pojednáno o podnávarových trhlínách vzniklých za studena s tím, že byly in-

dukovány vodíkem. Znamená to, že tepelný účinek ovlivňuje iniciaci trhlin vzniklé účinkem vodíku /7/.

Důležitý je poznatek, že podnávarové trhliny jsou interkrystalické, podél původních austenitických zrn /1, 2, 4, 5, 8/ s hladkými intergranuálními fazetami, na kterých jsou ojedinele zřejmy mikro dutiny houževnatého lomu. Na lomových plochách byla prokázána přítomnost MnS, FeMnS, případně oxysulfidické fáze /1, 2/.

Na rozdíl od žíhacích trhlin podnávarové trhliny jsou soustředěny pouze ve zhrublé oblasti pod navařenou housenkou /4/, tj. pod působením nejvyšší vnitřní napjatosti /2, 8/.

#### Zkoušky náchylnosti ocelí k podnávarovým trhlinám

Pro stanovení náchylnosti ocelí k podnávarovým trhlinám byla v návaznosti na dostupné zkušební zařízení aplikována zkouška simulace cyklů svařování a žíhání.

Při zkoušce simulace svařování se postupuje tak, že se celý zkušební vzorek přivede tepelným ovlivněním do stavu, který odpovídá oblastem, kriticky ovlivněných svařováním a žíháním ke snížení hladiny vnitřní napjatosti. Simulováním imitujeme pochody, které probíhají během navařování a způsobují hrubozrnnost struktury s poškozením hranic zrn za vysokých teplot a v procesu chladnutí. Simulování má splňovat rychlý ohřev na teplotu vzniku trhlin za horka (1350 °C), krátkodobou výdrž na vysoké teplotě (30 s) s rychlým ochlazením ( $\Delta t_{8/5} = 30$  s) na teplotu 100 až 20 °C.

Při zkoušce simulace důsledku druhého teplotního cyklu jsou použitelné krátkodobé zkoušky tečení /2, 8, 9/.

Náchylnost ocelí k podnávarovým trhlinám je možno



určit na imitátorech typu Thermorestor, IMET /2, 10/. Používají se též zkoušky podle Vinckiera /8/, SVÚM /11/, které respektují tepelnou roztažnost austenitických ocelí, které je však nutné modifikovat teplotním ovlivněním za vysokých teplot, způsobujícím náchylnost k trhlinám za horka.

### Vlastní zkoušky

Zkoušky byly uskutečněny na vysokopevnostní střednělegované oceli CrNiMoV, jejíž chemické složení je uvedeno v tab. 1. Na tab. 1 jsou uvedeny předepsané mechanické vlastnosti po zušlechtnění, tj. po kalení a po více násobném popuštění.

Náchylnost oceli ke vzniku iniciací za vysokých teplot byla zjišťována nepřímou metodou simulace tepelně deformačních cyklů svařování na tahovém stroji s ohřevem zkušebních vzorků v atmosféře inertního plynu /10/. Zkoušky byly za zkušebních teplot zatěžovány rychlostí  $2 \text{ mm} \cdot \text{s}^{-1}$  do teploty solidusu  $1480 \text{ }^\circ\text{C}$ , stanovené diferenční termickou analýzou. Zkoušky byly hodnoceny podle mezních hodnot kontrakce, což je výhodné z hlediska posouzení důsledku koncentrace deformačních pochodů v lokalizované oblasti zkoušky. Oblast lomů byla hodnocena podle hodnot  $\text{tg } \alpha = \frac{Z}{T}$ , kde Z je hodnota kontrakce a T je teplota, odečítaná od hodnoty solidusu  $1480 \text{ }^\circ\text{C}$  k hodnotě výskytu lomů s malou kontrakcí, což je oblast teplot tání fází komplexního sulfidického typu. Výsledky zkoušek vzniku iniciací za horka, uskutečněné na těliscích z oceli CrNiMoV, jsou na obr. 2. Z vyhodnocení oblasti lomů s nízkou kontrakcí vyplývá, že při ohřevu je oblast ohraničena teplotou  $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ , kdežto při ochlazování je teplota posunuta k nižší teplotě  $1340 \text{ }^\circ\text{C}$ , což zvyšuje náchylnost k trhlinám za horka. Znamená to, že účinný ohřev, který vede ke vzniku iniciací za vysokých teplot, je na teplotu min.  $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Pro stanovení náchylnosti oceli k podnávarovým trhlinám byla aplikována zkouška, která respektuje důsledek vzniku iniciací mechanismem za horka a za studena. Znamená to, že zkouška byla beznapěťově ohřáta na teplotu  $1350^{\circ}\text{C}$  s dobou setrvání na teplotě 30 s a ochlazována v intervalu  $\Delta t_{8/5}$  po dobu 30 s na teplotě 100 až  $20^{\circ}\text{C}$ . Ochlazovací parametry odpovídají nepříznivému tepelnému ovlivnění oceli při navařování ochranné vrstvy páskovými elektrodami  $90 \times 0,5$  mm, proudem 1350 A, napětím 28 V, rychlostí  $16 \text{ cm}\cdot\text{min}^{-1}$ , tj. výkonu navaření  $26 \text{ kg}\cdot\text{h}^{-1}$ . Složení páskových elektrod bylo 25%Cr13%Ni a 18%Cr, 10%Ni, tj. návary mají austenitickou strukturu.

Pro určení náchylnosti teplem ovlivněné oceli ke vzniku podnávarových trhlin byla zkušební tělíska po teplotním beznapěťovém cyklu ohřáta na kritickou teplotu v rozsahu 500 až  $800^{\circ}\text{C}$  s konstantním zatížením zkoušky. Výsledky zkoušek, uskutečněné na oceli CrNiMoV, jsou na obr. 3. Z průběhu je zřejmo, že v oceli se netvoří podnávarové trhliny typu žilacích trhlin v případě, že namáhání jsou nižší než mezi namáhání, vyznačená na obr. 3. Zkoušku je možno zpřísnit ostrým vrubem.

Při studiu důsledku ukazatele provozu, charakterizovaném nízkocyklovou únavou, lze vycházet z předpokladu, že austenitický návarový kov má podstatně nižší mez kluzu (250 MPa) v porovnání se základním materiálem tlakové nádoby (780 MPa). Na stejný napěťový podnět reaguje deformací s vyšším podílem plastické složky. Tento účinek se uplatňuje při cyklickém namáhání především v místech s výraznými koncentracemi napětí. Protože návarová oblast vytváří koncentrátory napětí může nepříznivě ovlivnit celkovou životnost tlakové nádoby zvláště dochází-li k výskytu trhlin technologického charakteru.

Z hlediska ukazatele provozu byly studovány vlastnosti a podmínky rozvoje trhlin při cyklickém namáhání v ná-

varové vrstvě a v kombinaci spojení návaru se základním materiálem po tepelném zpracování za teploty 665 °C po dobu 75 hodin a po 5000 h setrvání na teplotě 325 °C. Ke stanovení cyklického deformačního chování a nízkocyklové životnosti byly použity tyče podle /14/. Z napěťové cyklické deformační odezvy při namáhání konstantním rozkmitem deformace byl zjištěn odpevňující charakter bimetalické kombinace v podstatné části životnosti. Odpevňující charakter bimetalické kombinace je přirozený, uvážíme-li odpevňující charakter oceli CrNiMoV a návarové vrstvy (25%Cr - 13%Ni, 18%Cr - 10%Ni), který nastává v části životnosti uvažované v rozsahu  $10^3 - 10^4$ N, při cyklování s  $\Delta \epsilon = 0,0065$ . Z obr. 4 je zřejmý odpevňující charakter vlastní austenitické návarové vrstvy, který nastává v podstatné části životnosti.

Účinek návarové vrstvy z hlediska cyklického únavového namáhání při konstantní hodnotě  $\Delta \epsilon$  potvrdil, že u tyčí s návarem v porovnání s výsledky na tyčích z oceli CrNiMoV dochází k poklesu životnosti o 5 - 15 %. Únavové trhliny se tvořily na straně základního mat. CrNiMoV, což je v souladu s údaji /14, 15/. Lze to vysvětlit tím, že vznik plastické deformace austenitického návaru vede k přetížení na straně oceli s vyšší hodnotou meze pevnosti. Důležitý je poznatek, že při cyklickém namáhání se projevila vyšší životnost austenitické návarové vrstvy, která lépe vzdoruje plastické deformaci. Výsledky výzkumu podmínek rozvoje trhlin únavovým procesem při cyklickém namáhání s frekvencí  $f = 0,2$  Hz a při  $R = \frac{\min}{\max} = 0$  na oceli CrNiMoV a na návarovém kovu jsou na obr. 4. Získané závislosti lze popsat Parisovou-Erdeganovou rovnicí pro šíření trhlin:

$$\frac{dl}{dN} = m K,$$

kde:  $\frac{dl}{dN}$  je rychlost šíření trhliny /mm.cykl<sup>-1</sup>/

m ... materiálová konst.

K .. rozkmit faktoru intenzity napětí /MPa.mm<sup>1/2</sup>/.

Ocel CrNiMoV je na bezpečnější straně, což znamená, že rozvoj trhlin v návarovém kovu je znatelně vyšší nežli základní materiál. Skutečné podmínky rozvoje trhlin byly ověřeny podle /14, 15/ a jsou uvedeny na obr. 5. Zkoušky na tyčích při frekvenci  $f = 34$  Hz a  $R = 0$  prokázaly, že trhliny se šíří z podnávarové oblasti do austenitického návaru a naopak. Rychlosti šíření v podnávarové oblasti se příliš neliší od základního materiálu, přičemž velmi důležitá je oblast vyjadřující zpomalení a tedy rozhraní základního materiálu v návaru. Po překonání této oblasti dochází k rozvoji poruchy. Na zpomalení rozvoje trhliny v oblasti přechodu působí zvýšená tvrdost nauhličené oblasti austenitického svarového kovu a rozložení stavu napjatosti v této oblasti.

Podle pracovníků k. p. Škoda /5/ může stav napjatosti v přechodu za určitých podmínek dosahovat i význačných příznivých záporných hodnot. Z obr. 5 je zřejmý důležitý poznatek, že důsledek případného korozivního napadení se kriticky neprojevil. Přitom v přechodu mezi návarem a základním materiálem dochází k výraznému zpomalení šíření trhliny, případně k jejímu zastavení, v důsledku účinku nauhličené přechodové vrstvy na straně austenitického návaru, která se pevností blíží vysocepevné oceli CrNiMoV.

#### Závěr

V práci je pojednáno o příčinách vzniku podnávarových trhlin při navařování střednělegovaných ocelí NiCrMoV práškovými elektrodami austenitické báze vysokým tepelným příkonem pod tavidlem a v průběhu tepelného zpracování.

Z hlediska ukazatele provozu byl simulován důsledek 5000 h setrvání na pracovní teplotě 325 °C.

Nízkocyklové únavové zkoušky všeobecně poukázaly na

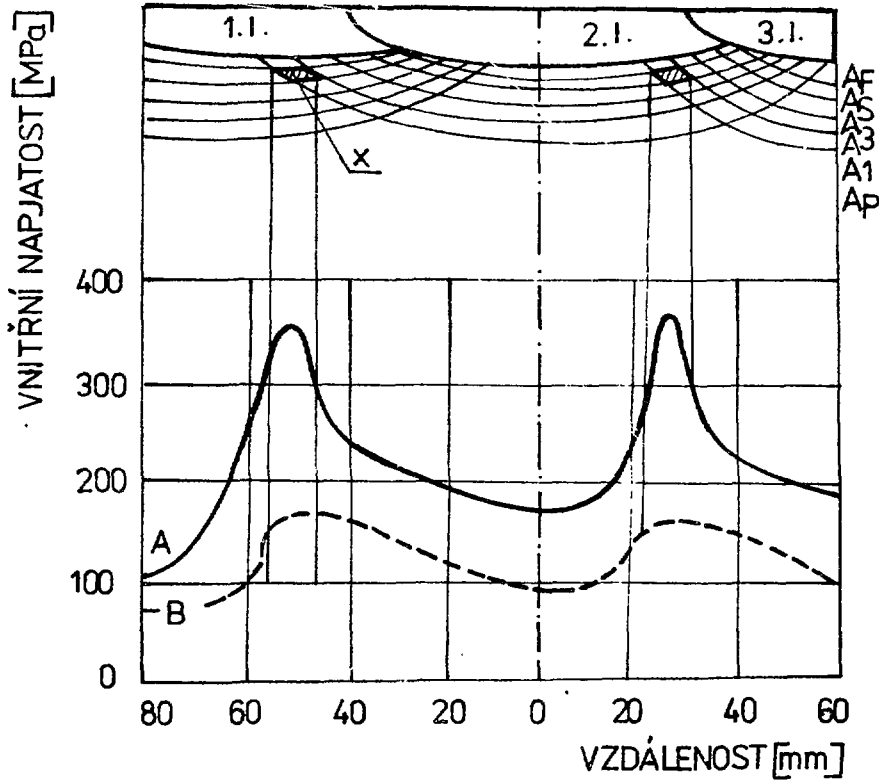
vliv austenitické návarové vrstvy v tom, že v porovnání se základní ocelí CrNiMoV dojde ke snížení životnosti o 5 - 15 %. Jestliže návar není součástí pevnostního průřezu, není nutno snížení životnosti uvažovat. Ze studie rozvoje trhlin z podnávarové oblasti vyplynulo, že v důsledku šíření trhliny směrem do austenitického návaru a naopak je v přechodu účinek návarové vrstvy do značné míry potlačen a může vést k tomu, že v přechodu mezi zákl. materiálem a návarem dojde natolik ke zbrzdění šířící se trhliny v obou směrech, že tato se zastaví. V této oblasti působí příznivě nauhličená oblast v austenitickém návare a stav rozložení napjatosti, který za určitých okolností může dosahovat význačných záporných hodnot.

Literatura

- / 1/ VINCKIER, A.,G., DHOOGHE, A.: Rev. de la Soud., 4, 1979, s. 181 - 190
- / 2/ HRIVŇÁK, I.: Zvariteľnosť ocelí. 1. ed. Bratislava, Alfa, 1979, 237 s.
- / 3/ PILOUS, V.: II. symposium SEF, Doklady VMEI, Sofia 1983, s. 124 - 129
- / 4/ BEČKA, J.: Zváranie, 28, 1979, č. 4, s. 117 - 120
- / 5/ KOVAŘÍK, R.: Písemný referát vědecké aspirantury. Škoda, ÚVZÚ, 1983, 145 s.
- / 6/ LORENZ, M., LUGINBÜHL, P.: Sulzur Research, No. 1974, s. 51 - 60
- / 7/ DOLBY, R.,E., SOUNDERS, G.,G.: Metall Constr., 1978, č. 1, s. 20 - 24
- / 8/ VINCKIER, A.,G., PENSE, A.,W.: WRC Bull. 197, Aug. 1974, s. 32 - 38
- / 9/ BERTRAM, W., DETERT, K., SCHIMMÖLLER, H.: Arch. Eisenhüttenwesen, 48, 1977, č. 12, s. 623 - 628
- /10/ PILOUS, V.: Kovové materiály 21, 1983, č. 1, s. 60 - 67
- /11/ HOLÝ, M.: Zváranie, 24, 1975, č. 4, s. 108 - 117
- /12/ PILOUS, V.: Strojírenství, 32, 1982, č. 12, s. 672 - 676
- /13/ MAZANEC, K., HYSPECKÁ, L.: Vodíková křehkost konstrukčních ocelí o vyšších parametrech, ACADEMIA ČSAV, Praha 1978, I. vyd., 154 s.
- /14/ LINHART, V., AUŘEDNÍK, B.: Sborník přednášek, k. p. ŠKODA, ZES, 1984, s. 313 - 325
- /15/ LINHART, V.: Strojnický časopis, 12, 1981, č. 3, s. 345 - 358

Zkušební materiál	Chemické složení (% hmotnosti)									
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	V	ostatní
Předpis	0,16	0,25	0,15	max	max	1,30	2,8	0,40	0,03	
	0,20	0,55	0,25	0,025	0,025	1,60	3,2	0,55	0,08	
Dosažené	0,18	0,42	0,22	0,014	0,018	1,32	2,93	0,45	0,08	dezoxid. Al, Ti
Re min 750 MPa, Rm min 900 MPa, A min 18 %, K <sub>V</sub> min 80 J.cm <sup>-2</sup>										

Tab. 1 Chemické složení a předepsané mechanické hodnoty základního materiálu, použitého ke zkouškám



Obr. 1 Průběh izoterm při navařování páskovou elektrodou pod tavidlem včetně rozdělení napětí po navařování (A křivka) a žíhání za teploty 665°C (75h -B křivka).

1.I 1 housenka 1 vrstvy  $A_F$  -izoterma  $A \rightarrow A + F_{\gamma}$

1.II 1 housenka 2 vrstvy  $A_S$  -izoterma tavení fází oxysulfidického typu

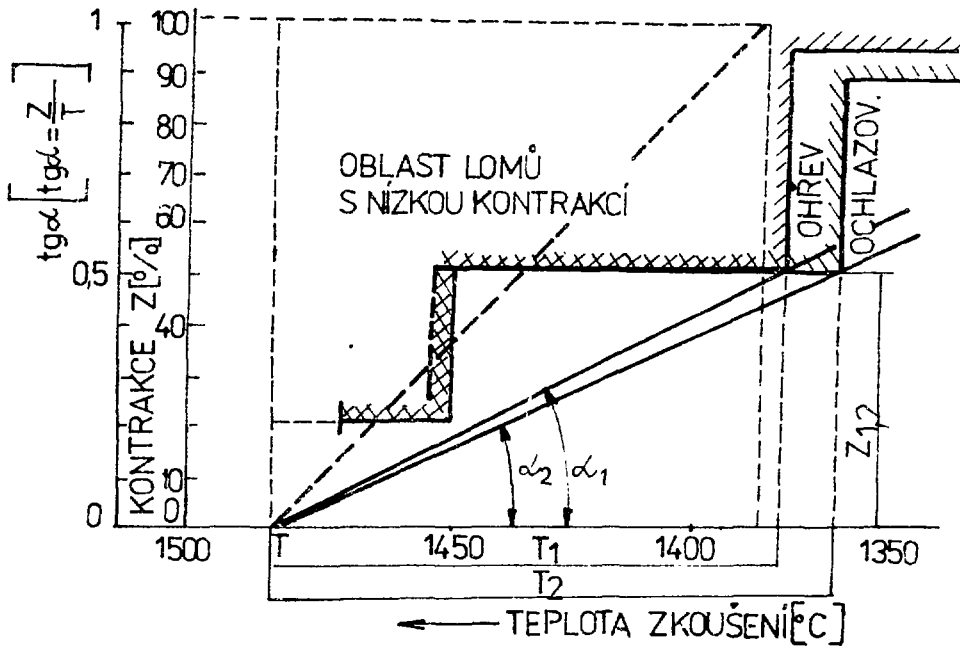
$A_{C3}$  -konec transformace  $F_{\gamma} \rightarrow A$

$A_{C1}$  -začátek transform,  $F_{\gamma} \rightarrow A$

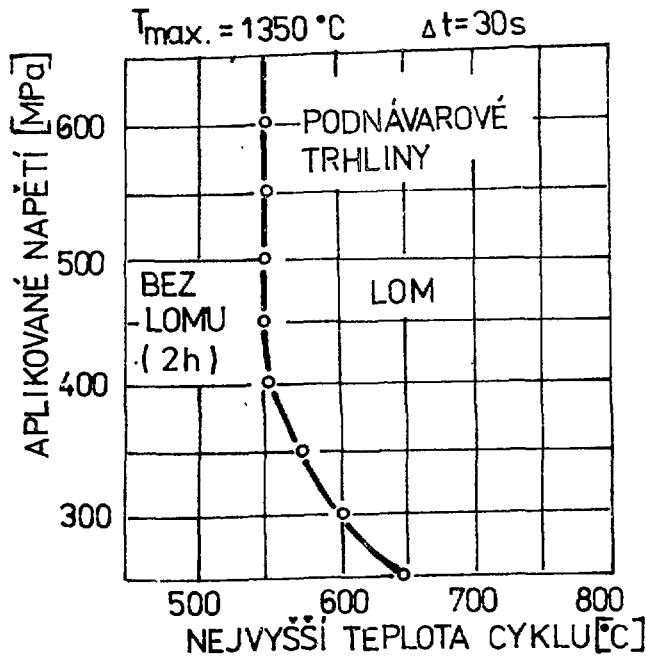
$A_P$  -izoterma precipitačního zpevnění

X - šrafovaná oblast -výskyt trhlin(hrubozrnné pásmo)

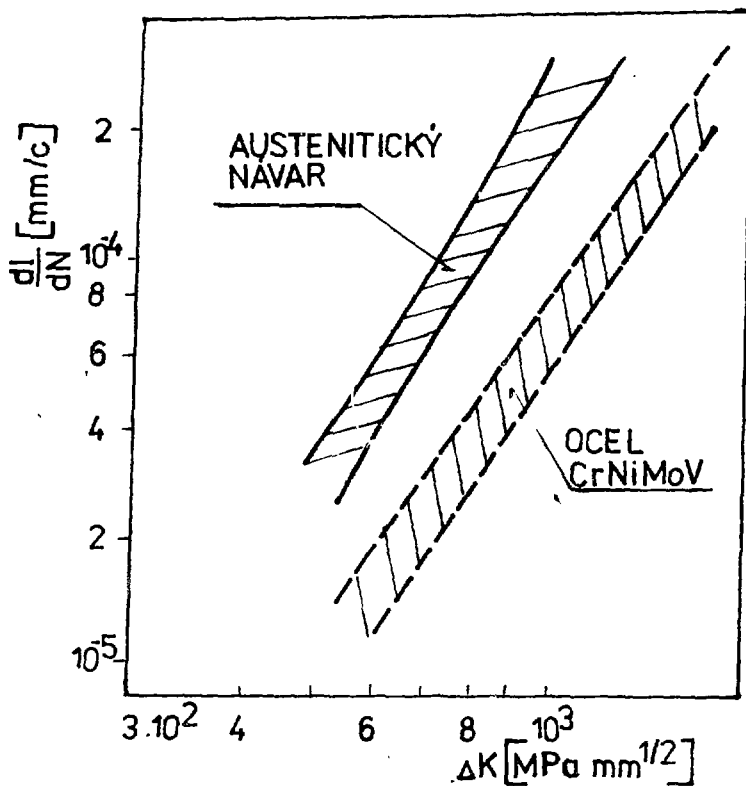




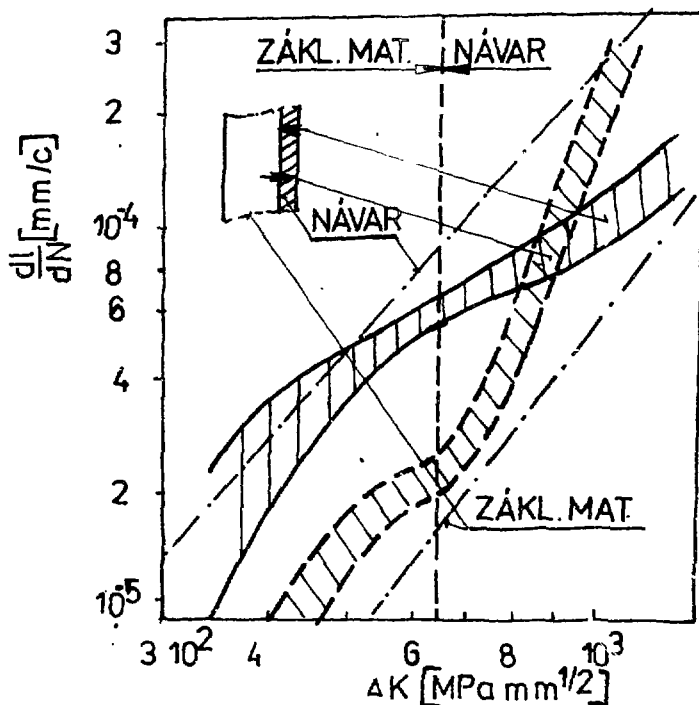
Obr.2 Výsledky zkoušek vzniku iniciací za vysokých teplot (oblast lomů s nízkou kontrakcí)



Obr.3 Výsledky zkoušek náchylnosti oceli k podnávarovým trhlinám za horka po iniciačním žíhání 1350°C (30 s)



Obr.4 Rozvoje trhlin v oceli CrNiMoV a v austenitickém návaru



Obr.5 Rozvoj trhlin z povrchu s návařem a z podnávarové oblasti

**VLIV TECHNOLOGICKÉHO PŘÍJEDENÍ SPOJE TRUBKA -  
- TRUBKOVNICE PAROGENERÁTORU VVER NA ODOLNOST  
PROTI DLOUHODOBÉMU NAMÁHÁNÍ V PROVOZNÍCH PODMÍNKÁCH**

**Ing. Zdeněk Ř í h a , CSc., Ing. Jaromír**

**L i c h ý**

**VÍTKOVICE, k. p., Ostrava**

1. Úvod

Primární a sekundární systémy v jaderných elektrárnách jsou vzájemně odděleny teplosměnnými trubkami, které jsou upevněny do trubkovic nebo kolektorů v parogenerátorech. Spoje teplosměnných trubek s kolektory jsou z hlediska technologie provedení jednou z nejnáročnějších operací při výrobě parogenerátorů. Zkušenosti výrobců i provozovatelů zařízení jaderných elektráren tlakovodního typu ukazují, že místa upevnění teplosměnných trubek v parogenerátorech a části trubek bezprostředně v blízkosti spoje jsou za provozu značně namáhané. S ohledem na počet spojů v jednom parogenerátoru (až 22 000) a jejich význam, jedná se tak o konstrukční uzel, který významně ovlivňuje provozní spolehlivost a bezpečnost celé jaderné elektrárny. Podle zkušeností však dochází k poruchám spojů, jež jsou vyvolány postupnou degradací jejich výchozích vlastností v kombinovaných provozních podmínkách parogenerátorů, které způsobují vyřazení daného zařízení z provozu a vedou ke značným ekonomickým ztrátám.

2. Konstrukční a technologické provedení spojů

Vysoké požadavky kladené na spolehlivé dosažení stanovených vlastností spojů zahrnuje technologie upevňování trub v kolektorech kombinací dvou vzájemně nezávislých metod, z nichž jedna zajistí vytvoření čelního tavného svaru mezi koncem teplosměnné trubky, umístěné v otvoru trubkovnice a hranou tohoto otvoru a druhá pak upevnění trubky po celé délce otvoru v trubkovnici.

Při upevňování dochází postupně k pružné a k plastické deformaci trubky a tím k vyvození tlaku na plochu otvoru v trubkovnici. Při dostatečné úrovni tlaku dojde k takové deformaci okolí otvoru, že po odlehčení tlaku způsobí zpětná elastická deformace upevnění trubky.

Jakost upevnění trub v trubkovnicích parogenerátorů je opakovaně posuzována podle stanovených kritérií.

U parogenerátorů VVER 440 se jedná o spoje mezi teplosměnnou trubkou o rozměrech  $\phi$  16 x 1,4 mm z oceli jakosti 08Ch18Ni10T a trubkovnici ze stejné oceli o tloušťce 136 mm s otvorem o průměru  $\phi$  16,25  $\begin{matrix} +0,17 \\ -0,0 \end{matrix}$  mm. U bloků VVER 1000 budou spoje vytvořeny mezi trubkou  $\phi$  16 x 1,5 mm uvedené jakosti a trubkovnicí o tloušťce 171 z oceli 10GN2MFA opatřené z primární strany austenitickým korozivzdorným návarem.

Pro upevňování trubek v trubkovnicích jsou v současné době ve světě známy a do stadia průmyslového osvojení vyvinuty prakticky tři metody:

- a) mechanické rozválcování
- b) upevňování výbuchem
- c) hydraulické upevňování

Se zaměřením na zvyšování jakosti a provozní spolehlivosti parogenerátorů byly v podmínkách VÍTKOVIC odzkoušeny všechny uvedené technologie a také ověřovány základní vlastnosti spojů. Poznatky získané z experimentálních zkoušek rozhodly věnovat větší pozornost v dalším ověřování technologií upevňování výbuchem a hydraulického upevňování.

### 3. Důsledky technologického provedení na vlastnosti materiálů a spojů

a) Metoda upevňování výbuchem teplosměnných trub v kolektorech parogenerátorů VVER 440 byla převzatá podle sovětské dokumentace a pro průmyslové využití vyvinutá ve spolupráci s VÚPCH Pardubice.

Charakteristickým znakem této technologie jsou vysoké rychlosti deformace trubky a vysoký deformační tlak. Vlastní proces upevnění trubky proběhne v čase 2 až 3  $\mu$ s při rychlosti srážu stěny trubky na plochu otvoru okolo  $150 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$ , což odpovídá rychlosti deformace trubky  $\dot{\epsilon} = 1 \cdot 10^4 \cdot \text{s}^{-1}$ . Tyto parametry, které značně převyšují hodnoty jiných tvářecích operací, ovlivňují vlastnosti pozitivních materiálů i vytvořených spojů. Ve skutečnosti dochází při této metodě k deformaci v celé stěně trubky o 5 až 7 % a k zpevnění trubky o cca 50 % v délce spoje. Takto vytvořený spoj má velmi nerovnoměrnou a úzkou mezeru v rozsahu 0,002 až 0,180 mm, viz obr. 1.

U výbuchově upevněných spojů, zvláště heterogenním provedení, dochází po cyklickém tepelním namáhání k jejich rozvolňování a vytvoření štěrbin v oblasti spoje, která umožní vniknutí sekundárního média a vzniku koroze. Rozvolnění spoje je výsledkem fyzikálních vlastností použitých materiálů a nelze tomuto jevu zabránit v podmínkách namáhání při provozu parogenerátoru.

b) V rámci uvedených metod byla ověřována také alternativní technologie upevnění trubek, která spočívá v tom, že kromě čelního tavného svaru a upevnění výbuchem bylo žádoucí docílit vytvoření plošného výbuchového svaru. Vytvoření kvalitního výbuchového svaru je podmíněno vhodnou geometrií spoje s určenou velikostí mezery cca 0,7 mm, použitím vhodné výbušniny, která zaručí nutnou dopadovou rychlost trubky  $v_{td} \text{ min. } 400 \text{ m} \cdot \text{s}^{-1}$  při maximální čistotě ploch. Uvedené podmínky pro vytvoření výbuchového svaru vyvolají v trubce deformaci až 20 % při současně značném zpevnění. V oblasti plošného výbuchového svaru není na rozhraní mezera, ale dochází k výskytu trhlin v přechodové části mezi výbuchovým upevněním a výbuchovým svarem. Výbuchový svar má buď charakteristický turbulentní průběh, který je uveden na obr. 2, nebo mezivrstvu, viz obr. 3.

Plošný výbuchový svar umožňuje uzavření štěrbin ve spoji, zvláště pak v místě výstupu trubky z trubkovnice na sekundární straně, kterým by se mohlo zabránit vzniku koroze ve štěrbině pod napětím. Výbuchové svary jsou odolné proti rozvolňování po cyklickém teplotním namáhání, avšak vzhledem k větší deformaci trubek bude žádoucí ověřit jejich náchylnost na korozní praskání.

c) Hydraulické upevňování trub do trubkovnice je metoda, které se liší od dosud známých technologií tím, že tenosměnná trubka je plasticky deformována vysokým tlakem kapaliny až 380 MPa, při současném použití speciální sondy s těsníci elementy, která umožňuje přívod tlakového média. Rychlost deformace trubky je cca  $\dot{\epsilon} = 10^{-1} \cdot s^{-1}$ . Velikost štěrbin na rozhraní vytvořeného spoje je velmi malá a rovnoměrná - viz obr. 4 a tabulku I. Deformace trubky dosahuje hodnoty max. 4 %. Hloubka deformace u otvoru a u obou povrchů trubky i hodnota zpevnění trubky jsou uvedeny v tabulce I.

Spoje heterogenního provedení upevněné hydraulickou metodou vykazují rovněž rozvolnění po cyklickém teplotním namáhání, podobně jako spoje upevněné výbuchem.

#### 4. Hodnocení chování spojů po dlouhodobých zkouškách

Vzhledem k tomu, že spoje trubka - trubkovnice jsou v provozních podmínkách vystavovány kombinovanému namáhání, vyvstala proto potřeba ověřovat vlastnosti těchto spojů po dlouhodobém namáhání v podmínkách blízkých se podmínkám provozním. Modelové zkoušky byly zaměřeny na studium vlastností spojů v podmínkách, které dovozovaly simulovat pouze některé vlivy provozního namáhání, což bylo ovlivněno dostupností experimentální základny v ČSSR. Byly takto získány výsledky ze spojů po tepelné únavě na vzduchu a z krátkodobých korozních zkoušek v autoklávu při současném působení tepelné únavy v rozmezí teplot 290<sup>o</sup>/110<sup>o</sup> C po 300 cyklech, které potvrdily rozvolnění spojů upevněných výbuchem a trvalou těsnost s výbuchovým svarem bez výrazného korozního poškození trubek a otvorů.

Bylo rovněž ověřováno difúze v heteroenních spojiích, kde výsledky ukázaly, že při teplotách do 350 °C a časech do 10<sup>4</sup> hodin nedochází k výrazné difúzi uhlíku do trubek, avšak s ohledem na projektovanou životnost spojů při malé teplotě nelze vyloučit difúzi při časech do 2.10<sup>5</sup> hodin.

Docílené výsledky i získané poznatky jsou velmi cenné, neboť umožnily zhodnotit výhody i nevýhody jednotlivých ověřovaných metod. Upevňování trubek současně ukázalo, že při provozních podmínkách parogenerátoru může dojít k porušení spoju trubka - trubkovnice se všemi důsledky pro souvazující těsnost a bezpečnost provozu řídících elektráren.

#### 5. Možnosti zjišťování vlastností spojů při dlouhodobém namáhání

S ohledem na omezené experimentální možnosti studia vlastností spojů při dlouhodobém namáhání je velmi obtížné v současné době odpovědět na složitý komplex otázek, týkajících se posouzení všech faktorů ovlivňujících vlastnosti spojů, zvláště pak jejich odolnost v korozním prostředí, které by vedlo ke konečnému stanovení optimální technologického a konstrukčního provedení spoje.

Proto je připravován ve VÚHŽ Dobrá výzkum korozní odolnosti spojů trubka - trubkovnice, který by měl experimentálně ověřit dlouhodobé vlastnosti spojů zhotovených v různých technologických variantách a kombinacích materiálů v podmínkách současného působení korozního prostředí sekundární vody, vnitřního tlaku v trubkách, teplotního gradientu ve stěně trubek a změny tepelného příkonu z primárního okruhu. Součástí tohoto výzkumného programu bude rovněž ocenění změn materiálových charakteristik vyvolaných degradačním účinkem kombinovaného namáhání.

Předpokládá se, že získané výsledky a poznatky poskytnou dostatek informací k výběru optimálního konstrukčního a technologického provedení spoje.

6. Literatura

- /1/ Říha Z., Lichý J.: Závěrečná zpráva výzkumné etapy úkolu A-01-123-101-07/16-2 "Výzkum technologie spoje trubka - kolektor pro parogenerátory VVER 1000". Ev. č. zprávy: 940.24/1086/4-83, VÍTKOVICE, září 1983.
- /2/ Kneifl M. a kol. : "Tepelná únava spoje trubka - trubkovi-ce parogenerátoru VVER". Výzkumná zpráva č. Z-82-4682, SVÚM Praha, květen 1982.
- /3/ Břeň J. a kol. : "Výzkum spoje trubka - kolektor JE VVER 1000", Výzkumná zpráva č. 21.0.2460, SVÚOM Praha, květen 1983.
- /4/ Walder V. a kol. : "Výzkum korozní odolnosti spoje trubka - trubkovi-ce parogenerátoru VVER", úvodní studie výzkumného úkolu, VÚHŽ Dobruška, říjen 1982.



Tabulka I. Deformace a zpevnění ve zkušebních spojích trubka - kolektor

Technologie upevnění	Velikost štěrbin mezi trubkou a otvorem / mm /	Hloubka deformace / mm /			Velikost zpevnění / $\frac{x}{R}$ /
		povrch otvoru	vnější $\phi$ trubky	vnitřní $\phi$ trubky	
Výbuchové upevnění - bleskovice DŠ-A+voda	0,002 - 0,120	0,05-0,25	max.0,12	max.0,14	50 až 60
Výbuchové upevnění + výbuchový svar - S35	0,00	max. 0,17	max.0,15	max.0,16	náhodně
Hydraulické upevnění.	0,002 - 0,006	max. 0,17	max.0,16	max.0,05	19 až 23

Poznámky:

x/ R - mez kluzu  $R_{p0,2}$  části trubky vyřazené z upevněného spoje  
 R - mez kluzu  $R_{p0,2}$  této trubky z oblasti, která nepodléhá upevnění spoji

Obv. 1



11-38

x500

Obv. 2



11-46

x500

Obv. 3



11-49

x500

Obv. 4



12201

x500

**Název publikace:** Dlouhodobé mechanické vlastnosti oceli  
pod vlivem korozního prostředí

**Autor:** kolektiv autorů

**Vydal:** Výzkumný ústav hutnictví železa, Dobruška  
a pobočka ČSVTS VÚHŽ - odborná skupina  
„Oceli pro energetiku“

**Formát:** A5

**Počet výtisků:** 95

**Počet stran:** 153

Dodatečná jazyková korektura nebyla u jednotlivých příspěvků prováděna.