

VĚDECKÉ SPISY VYSOKÉHO UČENÍ TECHNICKÉHO V BRNĚ

Edice PhD Thesis, sv. 378

ISSN 1213-4198

thesis
?
IS

Ing. Klára Hanzlíková

**Vliv doby izotermické transformace
na mikrostrukturu
a únavové vlastnosti ADI**

Vysoké učení technické v Brně
Fakulta strojního inženýrství
Ústav materiálového inženýrství

Ing. Klára Hanzlíková

Vliv doby izotermické transformace na mikrostrukturu a únavové vlastnosti ADI

The Influence of the Isothermal Transformation Dwell on the
Microstructure and Fatigue Properties of ADI

ZKRÁCENÁ VERZE PH.D. THESIS

Obor: Fyzikální a materiálové inženýrství
Školitel: Doc. Ing. Stanislav Věchet, CSc. (VUT Brno)
Školitel specialista: Doc. Ing. Tomáš Podrábský, CSc. (VUT Brno)
Oponenti: Prof. RNDr. Ludvík Kunz, CSc. (ÚFM AVČR Brno)
Prof. Ing. Otakar Bokůvka, CSc. (ZU Žilina)
Doc. Ing. Jiří Kunz, CSc. (ČVUT Praha)
Datum obhajoby: 6. 3. 2006

KLÍČOVÁ SLOVA:

Izotermicky zušlechtěná litina s kuličkovým grafitem, délka izotermické transformace, mez únavy, stabilizovaný austenit

KEY WORDS:

Isothermally heat treated nodular cast iron, transformation dwell, fatigue limit, stabilized austenite

Dizertační práce je uložena na oddělení vědy a výzkumu,
VUT FSI Brno, Technická 2, 616 69 Brno

OBSAH

1	Úvod	4
2	Izotermicky zušlechťená LKG (ADI).....	4
2.1	Postup výroby.....	4
2.1.1	<i>Austenitizace</i>	5
2.1.2	<i>Izotermická transformace</i>	5
2.2	Mikrostruktura.....	6
2.3	Mechanické vlastnosti	6
2.3.1	<i>Pevnostní a deformační charakteristiky</i>	6
2.3.2	<i>Únavové charakteristiky</i>	7
3	Cíle práce.....	9
4	Experiment	10
4.1	Použitý materiál.....	10
4.2	Tepelné zpracování.....	10
4.3	Experimentální metodika	11
4.3.1	<i>Hodnocení struktury materiálu</i>	11
4.3.2	<i>Zkoušky mechanických vlastností</i>	12
5	Výsledky experimentu.....	12
5.1	Struktura po odlití.....	12
5.2	Vliv doby izotermické transformace na složení strukturní směsi matrice	13
5.3	Vliv doby izotermické transformace na velikost parametru mřížky austenitu.....	17
5.4	Vliv zatěžování na podíl austenitu ve struktuře matrice	18
5.5	Chemická mikroanalýza	19
5.6	Vliv doby izotermické transformace na statické mechanické vlastnosti.....	19
5.7	Vliv doby izotermické transformace na únavové vlastnosti	20
6	Diskuze	21
6.1	Struktura po odlití.....	21
6.2	Vliv doby izotermické transformace na složení strukturní směsi matrice	22
6.3	Vliv doby izotermické transformace na statické mechanické vlastnosti.....	25
6.4	Vliv doby izotermické transformace na únavové vlastnosti	26
7	Závěry	28
8	Literatura	29
9	Publikace	31
10	Abstrakt	32
11	Curriculum Vitae.....	33

1 ÚVOD

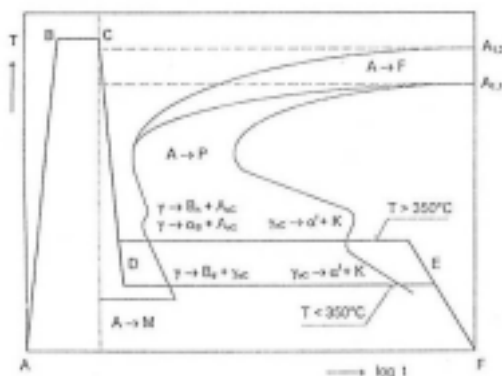
Litina s kuličkovým grafitem (LKG) byla poprvé prezentována v Düseldorfu v roce 1936. U nás byla poprvé vyrobena v ČKD Praha v roce 1949. Významnější rozmach nastal v druhé polovině 20.stol., když se ověřilo, že tepelným zpracováním lze z tohoto materiálu získat širokou škálu materiálů se zajímavou kombinací užitečných vlastností. Litina s kuličkovým grafitem se v současné době stala důležitým konstrukčním materiálem a její vysokopevná varianta, označovaná jako ADI (Austempered Ductile Iron), je některými autory dokonce považována za materiál budoucnosti [1,2]. ADI se vyrábí z LKG pomocí tepelného zpracování, tzv. izotermického zušlechtění. Mikrostruktura ADI obsahuje kuličkový grafit rozložený v matrici, která je tvořena nejčastěji směsí dvou fází, tzv. bainitickým feritem a stabilizovaným austenitem. Kombinace těchto dvou fází ve struktuře matrice pak zajišťuje dobré mechanické vlastnosti tohoto materiálu [3]. ADI byla jako konstrukční materiál již v mnoha zemích zavedena do výroby a našla uplatnění téměř ve všech odvětvích strojírenského průmyslu [3,4,5,6,7].

Co se týče mechanických vlastností a únavového chování ADI bylo již v minulosti provedeno mnoho výzkumů a získáno mnoho experimentálních a teoretických výsledků. Z důvodu dynamického rozvoje strojírenského průmyslu jsou však požadavky kladené na konstrukční materiály neustále vyšší, a vyvstávají tak nové problémy, které je potřeba řešit, a které vyžadují detailnější zkoumání možností také tohoto materiálu. V této práci je tedy podrobněji studován vliv podmínek izotermického zušlechtění na složení strukturní směsi matrice a následně na mechanické vlastnosti a zejména únavové chování tohoto materiálu.

2 IZOTERMICKY ZUŠLECHTĚNÁ LKG (ADI)

2.1 POSTUP VÝROBY

Postup izotermického zušlechtění byl objeven v roce 1930 Davenportem a Bainem [8] a nejdříve se používal jen u ocelí. První pokusy aplikace izotermického zušlechtění u litiny s kuličkovým grafitem se začaly provádět až v druhé polovině šedesátých let. V roce 1972 byla vyvinuta první austemperizační pec a ve stejném roce bylo izotermické zušlechtění poprvé použito pro běžnou výrobu ADI [9].



Izotermické zušlechtění zahrnuje tři kroky, (obr. 1) : austenitizaci (A-C), rychlé ochlazení na teplotu izotermické transformace v bainitické oblasti (C-D), výdrž na této teplotě (D-E) a konečné ochlazení na pokojovou teplotu (E-F) [9]. Ve srovnání s litinou s kuličkovým grafitem v litém stavu jsou mechanické vlastnosti ADI získané pomocí tepelného zpracování výrazně zlepšeny [10].

Obr. 1: Průběh tepelného zpracování ADI [4].

2.1.1 Austenitizace

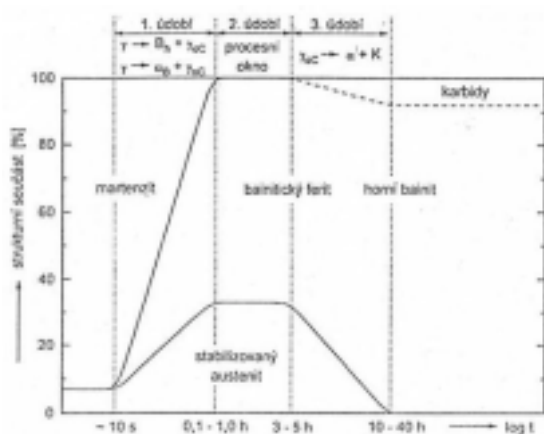
Odlitek LKG se zahřeje na teplotu v rozmezí 820 – 950°C [4], kde setrvá po dobu potřebnou k získání austenitické matrice nasycené uhlíkem na rovnovážnou koncentraci. Doba výdrže na austenitizační teplotě bývá 1 – 3 hodiny a je ovlivněna výchozí strukturou matrice odlitku LKG, množstvím a rozložením zrn grafitu, některými legujícími prvky a velikostí odlitku.

K austenitizaci se používají plynové elektrické odporové pece a to převážně s inertní atmosférou (pro zabránění oxidaci a oduhličení povrchu odlitku), solné lázně nebo fluidní lože [4].

2.1.2 Izotermická transformace

Izotermická transformace probíhá nejčastěji v solné lázni o teplotě 230 – 450°C [5]. Doba se pohybuje obvykle v rozmezí 0,5 – 4 hod. Její délka závisí na podmínkách austenitizace, na teplotě izotermické transformace, na požadovaném rozsahu přeměny a druhu a obsahu legur LKG.

Vzhledem k tomu, že na základě výsledků dřívějších prací [2, 12] bylo zjištěno, že z hlediska optimálních únavových, deformačních a pevnostních charakteristik ADI je výhodnější struktura horního bainitu, zabývá se tato práce izotermickou přeměnou v za teplot vyšších než 350°C.



Při izotermické transformaci prochází materiál třemi stádii [9] (obr. 2). V prvním stádiu začíná přeměna vylučováním bainitického feritu, což má za následek obohacování netransformovaného austenitu uhlíkem. Ve druhém stádiu vylučování bainitického feritu pomalu ustává a množství stabilizovaného austenitu ve výsledné struktuře (až 42 %) a koncentrace uhlíku v netransformovaném austenitu (1,5–2,1 %C) dosahují maxima [4, 13].

Obr. 2: Schéma změn struktury matrice ADI v průběhu izotermické přeměny v bainitické oblasti za teplot na 350°C [4].

I a II stádium izotermické transformace lze popsat rovnicí [4]:



Změny ve struktuře během třetího stádia přeměny charakterizuje transformace uhlíkem obohaceného netransformovaného austenitu na ferit a karbidy. Toto stádium izotermické transformace lze popsat rovnicí [4]:



Závěrečnou operací při výrobě ADI je vyjmutí odlitku z lázně a dochlazení na vzduchu popř. ve vodě na teplotu okolí. Tato operace již výslednou strukturu ani vlastnosti materiálu výrazně neovlivňuje, může však mít vliv na úroveň vnitřních pnutí v odlitku [4].

V praxi se často využívají podmínky výroby ADI, které poskytují komplex vlastností charakterizovaný nejvyššími hodnotami plasticity a houževnatosti. Ty odpovídají druhému údobí přeměny (obr. 2), které je označováno jako tzv. „procesní okno“ (Heat Treatment Processing Window).

2.2 MIKROSTRUKTURA

Po izotermické transformaci se výsledná mikrostruktura ADI skládá z bainitického feritu, karbidů vyprecipitovaných na povrchu feritických jehlic a stabilizovaného austenitu nasyceného uhlíkem na maximální hodnotu. Ostatní fáze, jako martenzit, karbidy přísadových prvků případně perlit, jsou ve struktuře ADI nežádoucí, protože vedou ke snížení tažnosti i ostatních mechanických vlastností [3]. Mikrostrukturu matrice ADI ovlivňují především podmínky izotermické transformace, dále chemické složení a odmíšení prvků na hranicích eutektických buněk grafitických částic.

2.3 MECHANICKÉ VLASTNOSTI

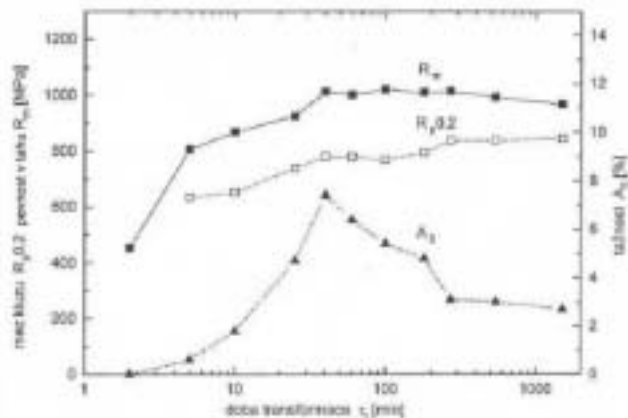
V závislosti na podmínkách tepelného zpracování se výsledná struktura různých druhů ADI může více či méně lišit. Proto lze také statické, rázové, únavové i jiné vlastnosti měnit v poměrně širokém rozmezí. Pro daný případ technického použití je možné volbou podmínek izotermického zušlechťení vyrobit konstrukční materiál s takovou kombinací vlastností, které při použití jiného druhu grafitické litiny popř. lité oceli nelze dosáhnout [14].

2.3.1 Pevnostní a deformační charakteristiky

Pevnostní a deformační charakteristiky jsou ovlivněny strukturou ADI, která je závislá zejména na teplotě a době izotermické transformace.

Protože s rostoucí teplotou roste rychlost difúze uhlíku, výsledná struktura matrice po izotermické přeměně za vyšších teplot (tj. $t_T > 350$ °C) obsahuje hrubší jehlice bainitického feritu a vysoký podíl stabilizovaného austenitu (až 42%) a vykazuje tedy vyšší tažnost a houževnatost.

Mechanické vlastnosti, stejně tak jako obsah stabilizovaného austenitu, jsou při dané teplotě závislé na době izotermické transformace. Jak je vidět na obr. 3, pevnost v tahu a mez kluzu vzrůstá s dobou transformace a maxima dosahuje při nejdelších časech. Tažnost, která reprezentuje deformační charakteristiky matrice, má průběh poněkud odlišný. Její hodnoty dosahují maxima při časech, kdy se ve výsledné struktuře vyskytuje maximální obsah stabilizovaného austenitu.



Obr. 3: Závislost mechanických vlastností ADI na době transformace ($t_T = 400^\circ\text{C}$) [2]

Na statické mechanické vlastnosti má dále vliv přítomnost grafitických částic v matrici, které mají vrubový účinek. Nejmenší vrubový účinek způsobuje v matrici kuličkový grafit. Z hlediska pevnostních a deformačních charakteristik je výhodnější je-li počet částic větší a mají-li menší rozměr. Menší částice mají menší vrubový účinek a snížením průměru částic se také zmenšuje plocha pro možnou segregaci přísadových prvků na hranicích eutektických buněk grafitu.

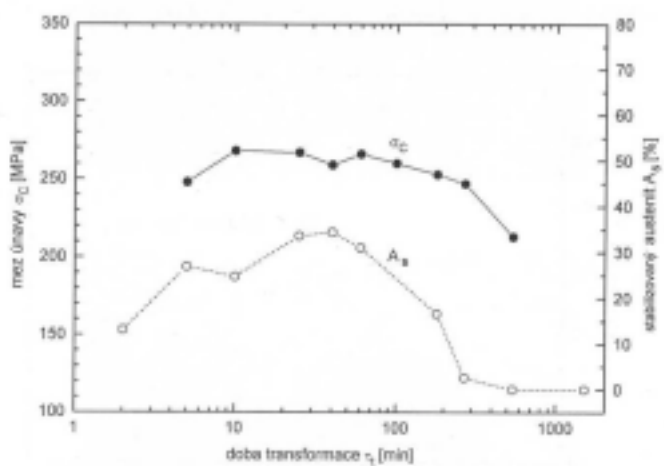
2.3.2 Únavové charakteristiky

Na únavové vlastnosti ADI má vliv několik faktorů [2] z nichž nejvýznamnější jsou:

Vliv struktury matrice na mez únavy

V oblasti únavového chování ADI bylo v minulých letech publikováno mnoho prací. Různými autory bylo postupně zjištěno, že mez únavy σ_C tohoto materiálu nemá přílišnou souvislost s pevností nebo tvrdostí matrice, ale souvisí spíše s její houževnatostí a obsahem stabilizovaného austenitu ve struktuře matrice. V porovnání se strukturou získanou po izotermické transformaci za nižších teplot, byly tedy u této struktury, zjištěny také vyšší únavové charakteristiky [2].

Hodnota meze únavy je závislá na délce izotermické transformace. Průběh meze únavy v závislosti na době transformace je odlišný od průběhu pevnostních a deformačních charakteristik (obr. 4) a nejvíce se blíží závislosti obsahu stabilizovaného austenitu [2].



Obr. 4: Závislost meze únavy ADI a obsahu stabilizovaného austenitu na době transformace ($t_T = 400^\circ\text{C}$) [2]

Vliv přítomnosti grafitických částic v matrici na mez únavy

Únavová pevnost materiálu je ovlivněna vnitřními defekty v matrici a klesá s jejich rostoucím počtem a velikostí.

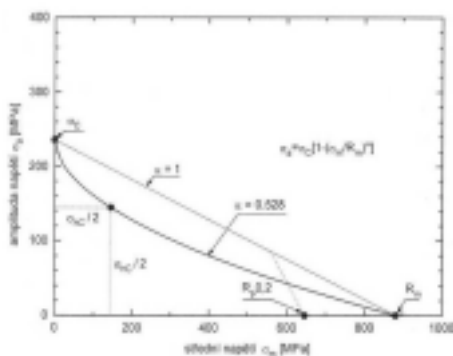
V případě ADI jsou za vnitřní defekty považovány zejména grafitické částice přítomné ve struktuře. Jejich pevnost a tvrdost je vzhledem k matrici zanedbatelná, a způsobují proto její diskontinuitu. Vrubový účinek grafitických částic v matrici se projevuje zejména v případě vyšší tvrdosti matrice, kdy je rozdíl mezi vlastnostmi grafitu a matrice vysoký, čímž dochází také k větší dekohezi částic při zatěžování [18]. Vliv dekoheze lze snížit opět snížením středního průměru částic a jejich nedokonalosti nebo také zvýšením teploty transformace. Po transformaci za vyšších teplot klesá rozdíl mezi vlastnostmi matrice a grafitu. Matrice není tolik zpevněna a odolnost proti dekohezi je tedy větší [15, 18].

Vliv asymetrie zátěžného cyklu na mez únavy

Na základě zkoušek provedených v práci [2] u vybraných ADI, jak při zatěžování symetrickým cyklem tah-tlak, tak i při míjivém zatěžování v tahu, byly sestrojeny Haighovy a Smithovy diagramy pro posouzení vlivu asymetrie zátěžného cyklu. Příklad Haighova diagramu je na obr. 5. Z tvaru získaných diagramů vyplynulo, že závislost amplitudy zátěžného cyklu σ_a na středním napětí cyklu σ_m je pro všechny studované materiály konvexní ($0 < \alpha < 1$), a že v případě ADI je vhodné pro konstrukci těchto diagramů použít obecný parabolický vztah (3) [2]:

$$\sigma_a = \sigma_C \cdot [1 - (\sigma_m / R_m)^\alpha], \quad (3)$$

kde je σ_a mezní amplituda cyklu, σ_m střední napětí, σ_C mez únavy při symetrickém zatěžování, R_m pevnost v tahu, α exponent.



Obr. 5: Haighův diagram ADI ($t_T = 400^\circ\text{C}$) [2]

Na základě naměřených údajů v práci [2] byla stanovena přibližná závislost exponentu α na pevnosti v tahu R_m .

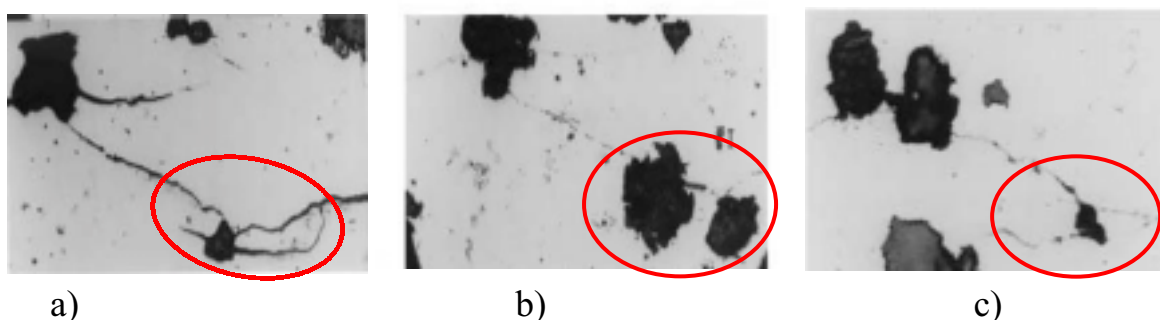
$$\alpha = 0,94 - 0,33 \cdot 10^{-3} \cdot R_m \quad (\text{pro pevnost v tahu } R_m \text{ v MPa}). \quad (4)$$

Z tohoto vztahu vyplývá, že u LKG (včetně ADI), exponent α klesá se vzrůstající hodnotou R_m [2].

Mechanismus šíření únavové trhliny

Studiem mechanismu únavového porušování ADI např. [19] bylo zjištěno, že únavové trhliny mohou iniciovat nejen z povrchových defektů, ale také z grafitických částic v povrchové vrstvě materiálu. Následné šíření hlavní trhliny probíhá přednostně propojováním částic grafitu, přičemž částice, které nejsou zahrnuty přímo do šíření magistrální trhliny, mohou ovlivňovat růst tím, že způsobují její větvení (obr. 6) [19].

Obrázek 6a ukazuje hlavní trhlínu a na ní větvení. V první rovině řezu pod trhlínou (obr. 6b) je vidět, že se v místě větvení, respektive pod ním, vyskytuje částice grafitu. Větvení ve druhé rovině řezu pod trhlínou (obr. 6c) lze pak vysvětlit obdobným způsobem.



Obr. 6: Únavová trhlina v ADI (500x) [19] :

- a) magistrální trhlina
- b) první rovina řezu pod magistrální trhlínou
- c) druhá rovina řezu pod magistrální trhlínou

Vyšší odolnost proti šíření únavové trhliny vykazují ADI s nižší pevností, tzn. získané při vyšších teplotách izotermické přeměny (oblast horního bainitu). Jejich struktura obsahuje více stabilizovaného austenitu, který má tendenci, při působení zatížení, deformačně zpevňovat (zvláště obsahuje-li nižší %C). Deformačně indukovaný martenzit se lokalizuje v plastické zóně před špicí trhliny, což podporuje plasticky indukované uzavírání trhliny [15]. Dochází tak k vytvrzení matrice a zpomalení šíření únavové trhliny.

3 CÍLE PRÁCE

V literárním rozboru již bylo zmíněno, že izotermicky zušlechťená litina s kuličkovým grafitem, tzv. ADI, patří mezi nové perspektivní konstrukční materiály, určené zejména pro dynamicky namáhané strojní součásti.

Téma této práce bylo zvoleno s ohledem na doplnění dalších poznatků o únavových vlastnostech ADI a o vlivu doby izotermické prodlevy na složení struktury matrice a na mechanické vlastnosti tohoto materiálu.

Hlavní cíle práce:

- 1 Stanovit vliv doby izotermické prodlevy na složení strukturní směsi ADI se zaměřením na obsah stabilizovaného austenitu, bainitu a martenzitu.
- 2 Stanovit vliv doby izotermické prodlevy na základní mechanické vlastnosti ADI (mez pevnosti R_m , mez kluzu $R_{p0,2}$, tažnost A_5).
- 3 Stanovit vliv doby izotermické prodlevy na únavové vlastnosti ADI, které budou reprezentovány Wöhlerovými křivkami a hodnotou meze únavy pro 10^7 cyklů do lomu.
- 4 Posoudit přeměnu netransformovaného austenitu na martenzit během ochlazování z transformační teploty na teplotu pokojovou. Dále posoudit přeměnu stabilizovaného austenitu na deformačně indukovaný martenzit během zatěžování ADI.
- 5 Posoudit vliv mikroheterogenity matrice na průběh přeměny austenitu v bainitické oblasti.
- 6 Dát do souvislosti složení strukturní směsi, statické mechanické vlastnosti a únavové vlastnosti.
- 7 Určit optimální podmínky izotermického zušlechtění.

4 EXPERIMENT

4.1 POUŽITÝ MATERIÁL

Pro experiment byly použity dvě tavby nelegované litiny s kuličkovým grafitem, s feriticko perlitickou strukturou, jejichž chemické složení je uvedeno v tabulce 1.

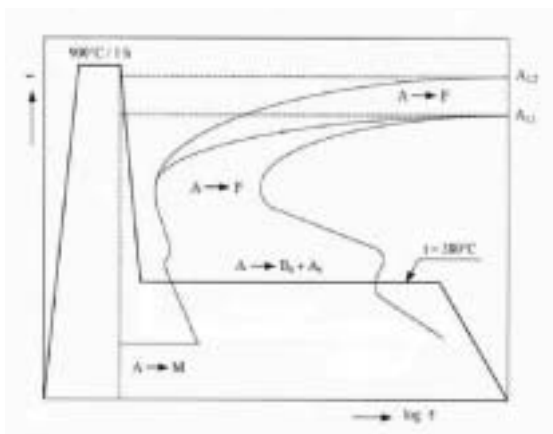
Tab. 1 : Chemické složení [hmot. %]

	C	Si	Mn	P	S	Mg
H 380 a	3,49	2,46	0,25	0,02	0,007	0,042
H 380 b	3,56	2,24	0,25	0,02	0,004	0,054

Z těchto LKG byla vyrobena zkušební tělesa pro statickou zkoušku tahem, podle normy ČSN EN 10002 a zkušební tělesa pro únavové zkoušky, podle doporučení firmy AMSLER.

4.2 TEPelnÉ ZPRACOVÁNÍ

Tepelné zpracování, tj. izotermické zušlechtění zkušebních těles bylo realizováno ve firmě Q.I.P. s.r.o. Brno. podle schématu na obr. 7.



Obr. 7: Schéma tepelného zpracování studovaných LKG

Vzhledem k feriticko perlitické struktuře matrice byla, pro obě tavby při austenitizační teplotě 900°C, zvolena výdrž jedna hodina. Vzhledem k cílům práce byla délka prodlevy na teplotě izotermické transformace 380°C volena 2, 5, 10, 25, 60, 120, 270 a 540 minut. Ochlazení bylo vždy dokončeno ve vodě.

Austenitizační teplota a teplota izotermické transformace byly zvoleny na základě výsledků práce [12], které ukázaly, že po austenitizaci při teplotě 900°C a izotermické transformaci v rozmezí 350 – 420°C, je u ADI dosažena nejprůzračnější kombinace mechanických vlastností.

4.3 EXPERIMENTÁLNÍ METODIKA

4.3.1 Hodnocení struktury materiálu

Mikrostruktura matrice, jak v litém stavu, tak ve stavu po izotermické transformaci byla sledována a snímkována na metalografických výbrusech pomocí světelného mikroskopu OLYMPUS GX 71 s digitální kamerou Olympus DP 11.

Mikrostrukturní změny v průběhu izotermické transformace byly dále studovány na dvoustupňových, kolodium uhlíkových replikách pomocí elektronového transmisního mikroskopu (TEM) PHILIPS CM-12. Snímky replik byly pořízeny pomocí digitální kamery Mega View II.

Podíl jednotlivých fází ve struktuře matrice ADI jak v litém stavu tak ve stavu po zatížení byl měřen pomocí obrazové analýzy, software LUCIA firmy Laboratory Imaging a ACC firmy SOFO.

Parametr mřížky austenitu a podíl stabilizovaného austenitu před a po zatížení byl měřen pomocí mikrorentgenografické kvantitativní fázové analýzy na automatickém rtg. difraktometru D 500.

Odmíšení prvků na hranicích eutektických buněk bylo posuzováno pomocí EDS v rastrovacím elektronovém mikroskopu PHILIPS XL 30 EDAX.

Zpracování všech snímků bylo provedeno pomocí programu Adobephotoshop 7.0 CZ.

4.3.2 Zkoušky mechanických vlastností

Základní mechanické vlastnosti studovaných ADI byly stanoveny při pokojové teplotě na trhacím stroji PC-TIRAtest 2300 se silovým rozsahem 10 kN. Rychlost zatěžování byla $v = 2$ mm/min. Pro měření tažnosti byl použit extenzometr mini MF A2. Grafické zpracování výsledků bylo provedeno pomocí programu ORIGIN.

Únavové zkoušky byly provedeny na vysokofrekvenčním rezonančním pulsátoru firmy AMSLER. Zkušební frekvence byla $f = 201$ Hz. Mez únavy byla určena pro 10^7 cyklů na základě testu souboru 12 až 15 zkušebních těles. Sestrojení Wöhlerových křivek bylo provedeno pomocí regresní analýzy, metodou nejmenších čtverců, s použitím tříparametrické nelineární závislosti navržené Stromejerem a doporučené Weibulem [21]:

$$\sigma(N) = aN^b + \sigma_{\infty}, \quad (5)$$

kde σ podle typu zatěžování amplituda σ_a nebo horní napětí cyklu σ_h ,
 σ_{∞} napětí, při kterém vzorek vydrží nekonečný počet cyklů,
 N počet cyklů do lomu nebo do přerušení zkoušky,
 a, b jsou konstanty regresní křivky.

Pro výpočet byla tato závislost upravena s použitím σ_c pro 10^7 cyklů na tvar:

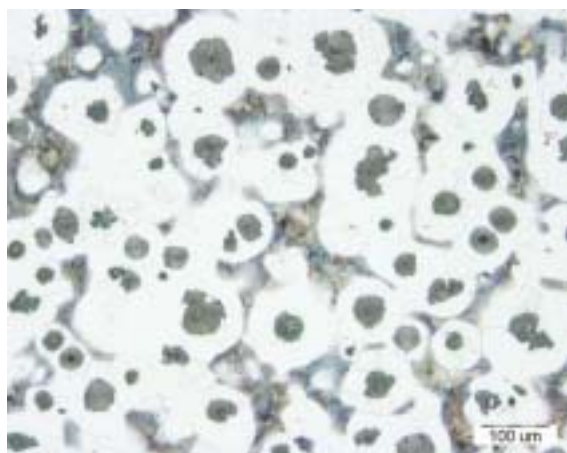
$$\sigma(N) = (\sigma_c - \sigma_{\infty}) \cdot (10^{-7} N)^b + \sigma_{\infty}. \quad (6)$$

Výpočet byl proveden pomocí programu Excel.

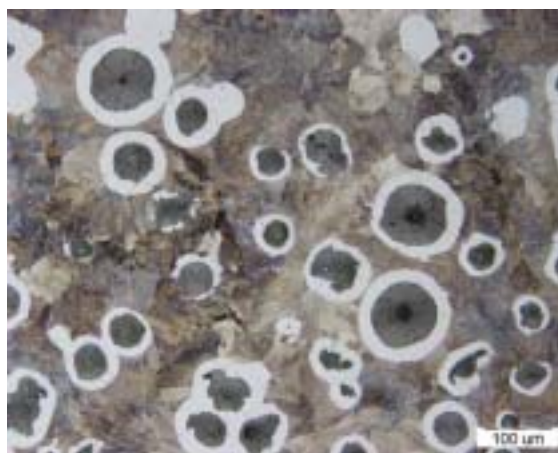
5 VÝSLEDKY EXPERIMENTU

5.1 STRUKTURA PO ODLITÍ

Výchozí struktura matrice obou taveb LKG byla feriticko perlitická. Jak je patrné z obr. 8 a tab. 2, u LKG H380a byl ve struktuře matrice převažující fází ferit, v případě LKG H380b byl převažující strukturou perlit (tab. 2).



a) LKG H380a



b) LKG H380b

Obr. 8: Mikrostruktura matrice studovaných LKG

Tab. 2: Plošný podíl feritu a perlitu ve struktuře matrice studovaných LKG

	FERIT [%]	PERLIT [%]
LKG H 380a	79,2	20,8
LKG H 380b	21,8	78,2

Na snímcích struktury po odlití v neleptaném stavu byly dále analyzovány velikost, tvar a plošný podíl grafitických částic, viz. tab. 3.

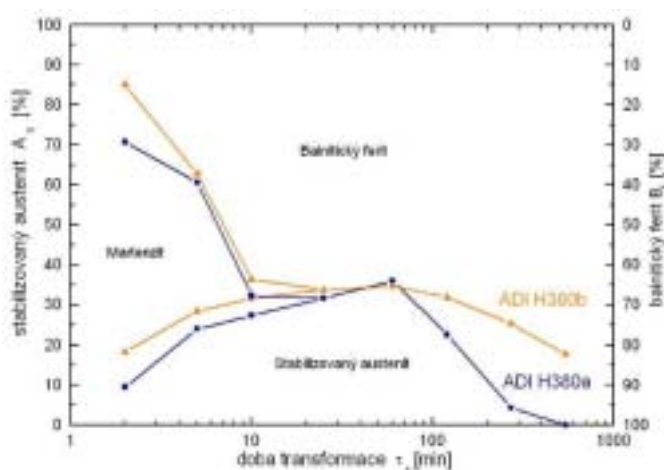
Tab. 3: Výsledky analýzy částic grafitu ve struktuře studovaných LKG

	GRAFIT				
	Plošný podíl [%]	Průměrná plocha částice [μm^2]	Maximální rozměr částic [μm]	Ovalita [-]	Počet částic na plochu 0,4 mm ²
LKG H 380a	9,7	823	42,5	0,6	43
LKG H 380b	10,1	1194	48,9	0,6	31

Z analýzy grafitických částic, která byla prováděna na ploše 0,4 mm², vyplynulo, že grafit byl u obou taveb převážně dokonale zrnitý. V případě tavby LKG H380a byl jeho podíl 107,5 částic/mm², v případě LKG H380b 77,5 částic/mm².

5.2 VLIV DOBY IZOTERMICKÉ TRANSFORMACE NA SLOŽENÍ STRUKTURNÍ SMĚSI MATRICE

Přibližné podíly strukturních součástí pro jednotlivé časy přeměny, stanovené pomocí obrazové analýzy, jsou uvedeny v tab. 4 a na obr. 9.



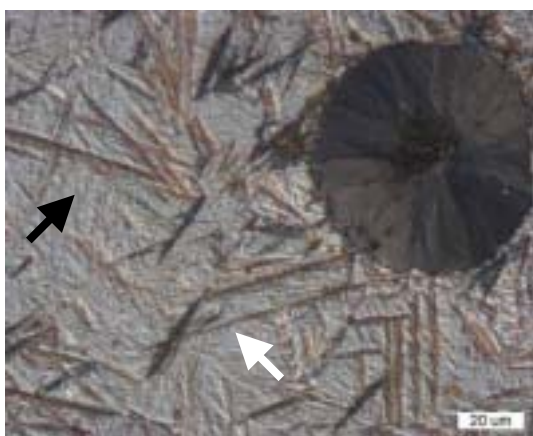
Z výsledků je zřejmé, že složení strukturní směsi matrice obou ADI získaných izotermickou transformací za teploty 380°C, se v závislosti na délce izotermické prodlevy mění. Tuto skutečnost zároveň dokumentují snímky výsledné struktury matrice po jednotlivých časech transformace pořízené na světelném mikroskopu, a také snímky dvoustupňových kolodium uhlíkových replik pořízené pomocí TEM.

Obr. 9: Vliv doby izotermické transformace na složení strukturní směsi ADI H380a a ADI H380b

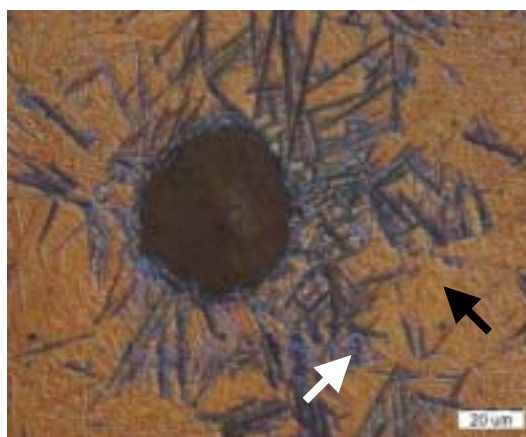
Tab. 4: Podíl jednotlivých strukturních součástí v matici studovaných ADI v závislosti na délce prodlevy na teplotě izotermické transformace

ČAS [MIN]	ADI H380A			ADI H380B		
	A _s [%]	B _f [%]	M [%]	A _s [%]	B _f [%]	M [%]
2	9,5	28,7	61,2	18,3	14,9	66,8
5	24,0	38,9	36,6	28,5	37,2	34,3
10	27,4	67,5	5,0	31,6	62,6	4,8
25	31,7	68,0	0	33,8	68,5	0
60	36,0	63,6	0	34,8	70,7	0
120	22,6	76,8	0	31,9	74,0	0
270	4,3	96,3	0	25,4	78,8	0
540	0,0	100	0	17,7	85,1	0

Z provedené strukturní analýzy vyplývá, že výsledná struktura matrice ADI H380a i ADI H380b sestává většinou z bainitického feritu a stabilizovaného austenitu (obr.9). Při krátkých transformačních časech, tzn. 2, 5 a 10 minutách přeměny, je ve struktuře však přítomen také martenzit, jenž je při nejkratší době (2 min) dokonce dominující strukturní součástí (obr. 10). Obsah martenzitu s prodlužující se dobou transformace postupně klesá, přičemž narůstá obsah stabilizovaného austenitu a bainitického feritu (obr. 11).

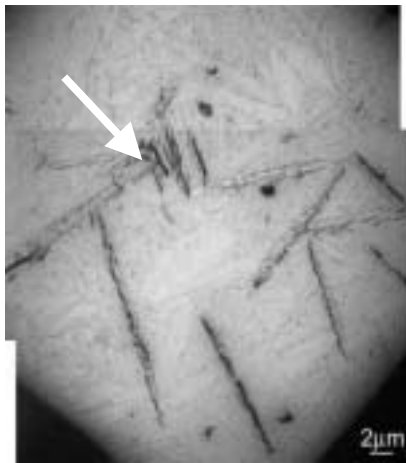


Obr. 10: Mikrostruktura ADI H380b ($\tau_t = 2$ min.): martenzit (černá šipka), bainitický ferit, stabilizovaný austenit (bílá šipka)

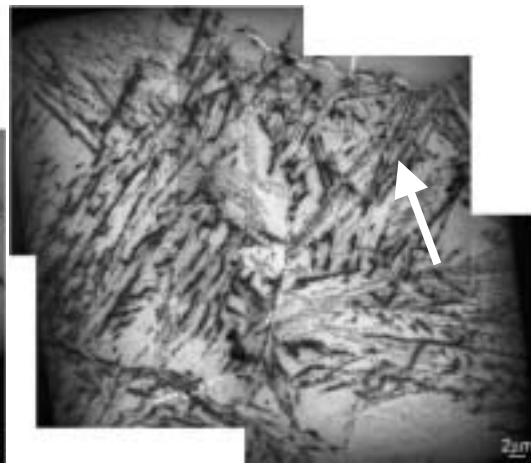


Obr. 11: Mikrostruktura ADI H380b ($\tau_t = 5$ min.): martenzit (černá šipka), bainitický ferit, stabilizovaný austenit (bílá šipka- modré oblasti)

Zvýšení podílu jehlic bainitického feritu na úkor martenzitu ve výsledné struktuře ADI v rozmezí časů 2 a 10 minut je také dobře patrné na snímcích kolodium uhlíkových replik z TEM (obr. 12).



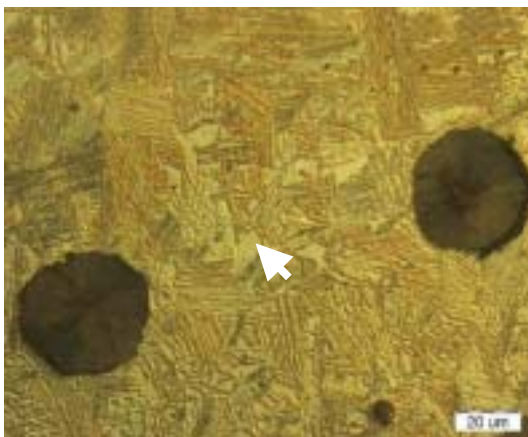
a) $\tau_t = 2$ minuty



b) $\tau_t = 10$ minut

Obr. 12: Mikrostruktura ADI H380b, dvoustupňová kolodium uhliková replika, TEM (jehlice bainitického feritu viz. šipky)

Po 25 minutách izotermické transformace se martenzit ve výsledné struktuře matrice ADI již neobjevuje. Struktura sestává pouze z bainitického feritu a stabilizovaného austenitu (obr. 13, tab. 4).

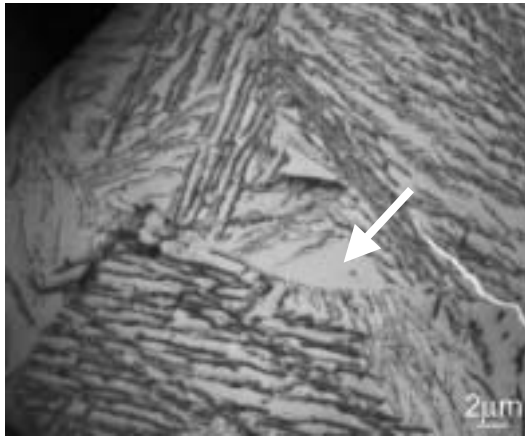


Obr. 13 : Mikrostruktura ADI H380 a
($\tau_t = 25$ min.):
bainitický ferit,
stabilizovaný austenit (viz .šipka)

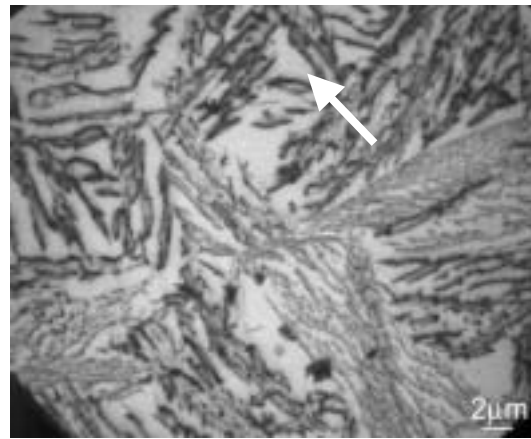


Obr. 14 : Mikrostruktura ADI H380 b
($\tau_t = 60$ min.):
bainitický ferit,
stabilizovaný austenit (viz .šipka)

Po izotermické transformaci v rozmezí časů 25 až 60 minut se obsah stabilizovaného austenitu ve struktuře ADI postupně zvyšuje (obr. 15), a při transformační době 60 minut dosahuje maxima (obr. 14, tab. 4).



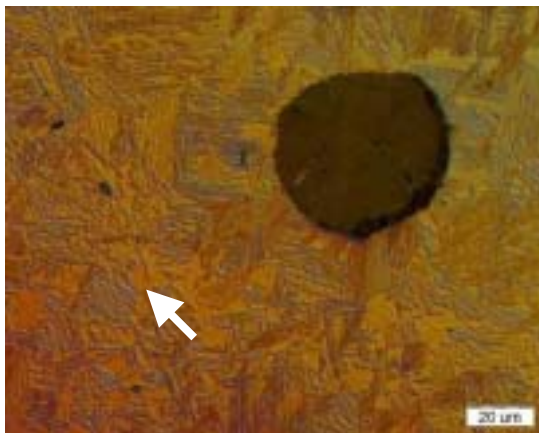
a) $\tau_t = 25$ minut



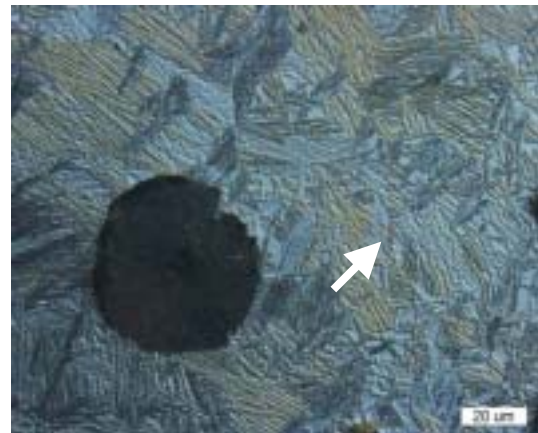
b) $\tau_t = 60$ minut

Obr. 15 : Mikrostruktura ADI H 380b, dvoustupňová kolodium uhliková replika, TEM (stabilizovaný austenit viz. šipky)

Po překročení transformační doby 60 minut dochází, s dalším prodlužováním transformační prodlevy, k postupnému snižování podílu stabilizovaného austenitu ve výsledné matici obou studovaných ADI, přičemž se současně zvyšuje podíl bainitického feritu (obr. 16, 17, tab. 4).



Obr. 16:
Mikrostruktura ADI H 380a
($\tau_t = 120$ min.): bainitický ferit,
stabilizovaný austenit (viz. šipka)

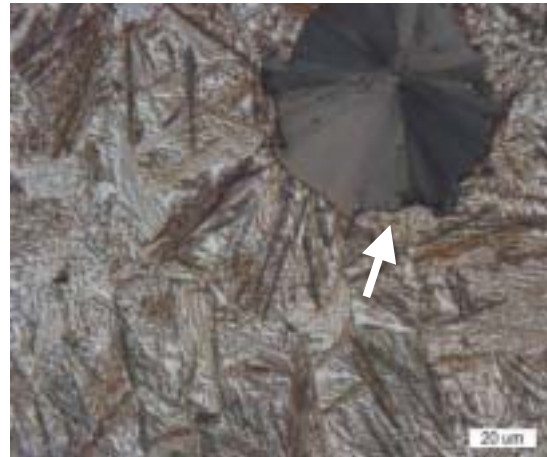


Obr. 17:
Mikrostruktura ADI H 380a
($\tau_t = 270$ min.): bainitický ferit,
stabilizovaný austenit (viz. šipka)

Po izotermické výdrži 540 minut došlo v případě ADI H380a k úplné transformaci austenitu na bainitický ferit (obr. 18a, tab. 4). Ve výsledné struktuře matrice ADI H380b po této transformační době ještě zůstal určitý podíl stabilizovaného austenitu zachován (obr. 18b, tab. 4).



a) ADI H380a

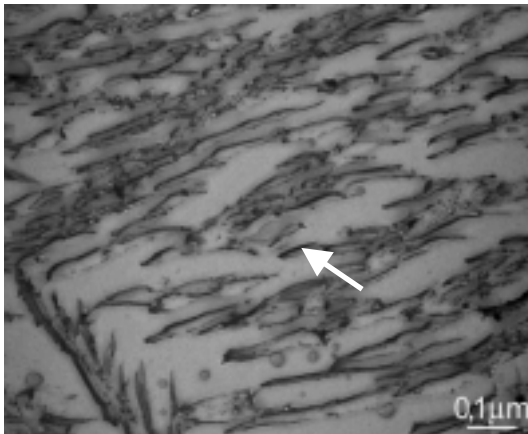


b) ADI H380b

Obr. 18: Mikrostruktura ADI ($\tau_t = 540$ min.):

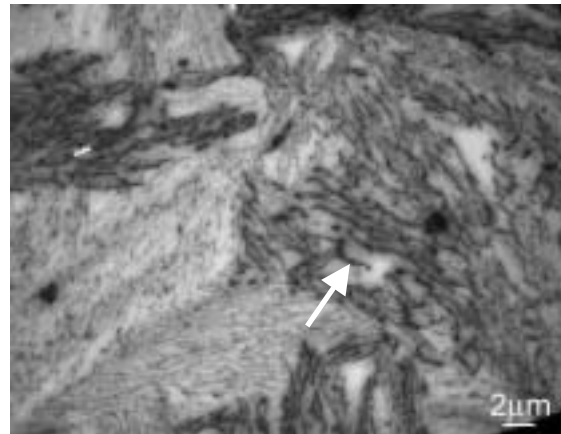
a) bainitický ferit, b) bainitický ferit, stabilizovaný austenit
(stabilizovaný austenit viz. šipka)

Snímky z TEM také dokládají, že při delších transformačních časech (270, 540 minut) dochází na mezifázovém rozhraní bainitický ferit/austenit k precipitaci karbidické fáze (obr.19, 20).



Obr. 19:

Mikrostruktura ADI H 380b
($\tau_t = 270$ min.), dvoustupňová
kolodium uhlíková replika, TEM
(karbidická fáze viz. šipka)



Obr. 20:

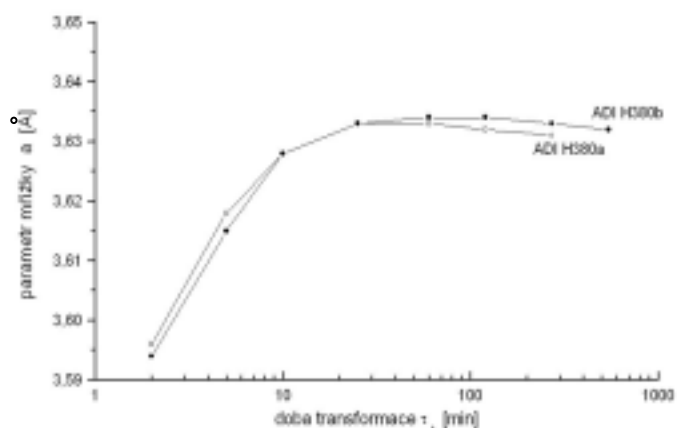
Mikrostruktura ADI H 380b
($\tau_t = 540$ min.), dvoustupňová
kolodium uhlíková replika, TEM
(karbidická fáze viz. šipka)

5.3 VLIV DÉLKY IZOTERMICKÉ PRODLEVY NA VELIKOST PARAMETRU MŘÍŽKY STABILIZOVANÉHO AUSTENITU

Pomocí mikrorentgenografické fázové analýzy byla změřena velikost parametru mřížky stabilizovaného austenitu. Závislost jeho velikosti na délce izotermické prodlevy pro obě ADI je uvedena v tab. 5 a na obr. 21.

Tab. 5: Závislost parametru mřížky stabilizovaného austenitu na délce izotermické prodlevy

T_T [MIN]	A ADI H 380A [Å]	A ADI H 380B [Å]
2	3,596	3,594
5	3,618	3,615
10	3,628	3,628
25	3,633	3,633
60	3,633	3,634
120	3,632	3,634
270	3,631	3,633
540	-	3,632



Obr. 21: Závislost parametru mřížky stabilizovaného austenitu na délce izotermické prodlevy

Výsledky ukázaly, že parametr mřížky stabilizovaného austenitu se postupně s délkou izotermické transformace zvyšuje. V případě ADI H380a dosahuje své maximální velikosti při transformační době 25 minut, v případě ADI H380b při transformační době 60 minut. S dalším prodlužováním transformační doby se jeho velikost již prakticky nemění až při nejdelších časech (270, 540 minut) dochází opět k mírnému poklesu.

5.4 VLIV ZATĚŽOVÁNÍ NA PODÍL STABILIZOVANÉHO AUSTENITU VE STRUKTUŘE

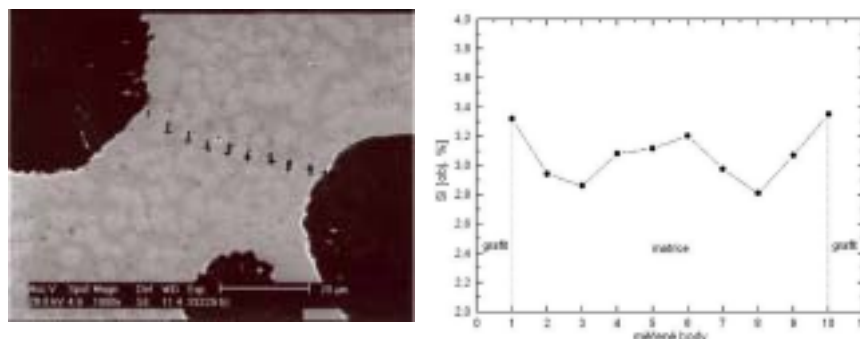
Podíl stabilizovaného austenitu před a po zatížení tahovým napětím je uveden v tab. 6. Z výsledků je patrné, že při zatěžování během statické zkoušky v tahu nedošlo ke změně obsahu stabilizovaného austenitu ve struktuře ADI, což znamená, že nedošlo k jeho transformaci na deformačně indukovaný martenzit.

Tab. 6: Vliv tahového zatěžování na podíl stabilizovaného austenitu ve struktuře ADI

ČAS [MIN]	ADI H 380B	
	As [%]	
	před zatížením	po zatížení
25	33,8	34,0
60	34,8	35,5
120	31,9	27,4
270	25,4	27,9
540	17,7	20,2

5.5 CHEMICKÁ MIKROANALÝZA

Na vybraných vzorcích bylo pomocí bodové mikroanalýzy studováno chemické složení matrice, jak na hranicích eutektických buněk, tak na mezifázovém rozhraní grafit-matrice. Pro ověření byla ještě provedena bodová analýza pomocí deseti bodů na spojnici mezi dvěma částicemi grafitu (obr. 22).



Obr. 22: Odmíšení Si v matrici v závislosti na vzdálenosti od rozhraní grafit-matrice (ADI H380b, $\tau_t = 60$ min, REM, ORIGIN)

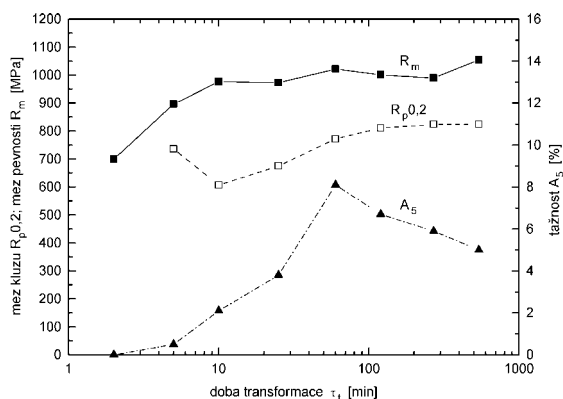
V případě obou taveb byl ve všech analyzovaných místech detekován pouze křemík a železo. Ani u jedné z taveb tedy nedochází k výrazné segregaci karbidotvorných prvků, v daném případě manganu, na hranicích eutektických buněk.

5.6 VLIV DÉLKY IZOTERMICKÉ PRODLEVY NA STATICKÉ MECHANICKÉ VLASTNOSTI

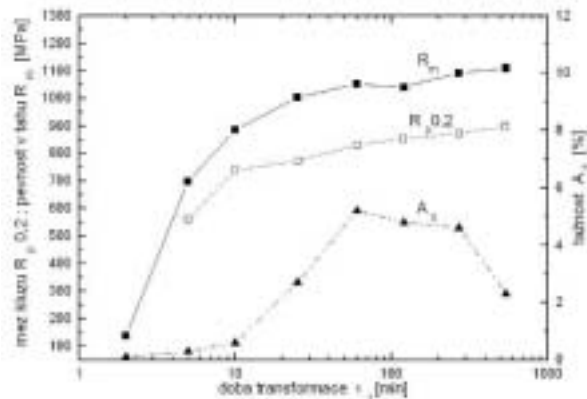
Výsledky statické zkoušky v tahu uvedené v tabulce 7 a na obr. 23 a 24 ukazují, že statické mechanické vlastnosti studovaných ADI se v závislosti na délce izotermické transformace významně mění.

Tab. 7: Statické mechanické vlastnosti studovaných ADI

ČAS [MIN]	ADI H380A			ADI H380B		
	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_5 [%]
2	-	700	0,0	-	138	0,1
5	736	896	0,5	562	698	0,3
10	607	977	2,1	739	885	0,6
25	675	973	3,8	773	1003	2,7
60	772	1022	8,1	830	1051	5,2
120	811	1001	6,7	853	1040	4,8
270	824	990	5,9	872	1091	4,6
540	824	1055	5,5	899	1109	2,3



Obr. 23:
Vliv doby izotermické transformace na statické mechanické vlastnosti ADI H380a



Obr. 24:
Vliv doby izotermické transformace na statické mechanické vlastnosti ADI H380b

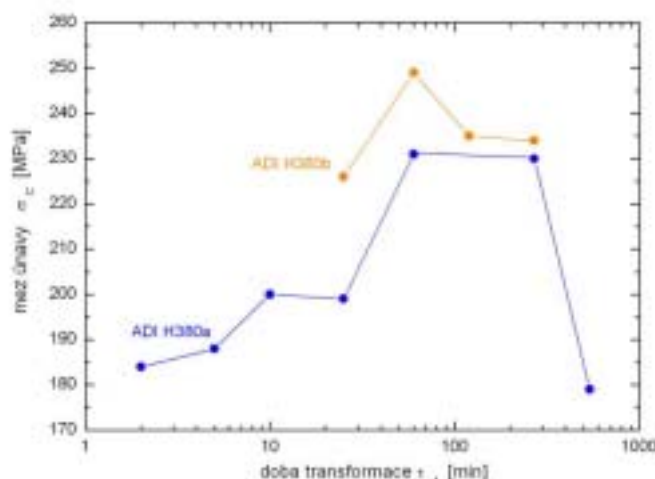
V případě pevnostních charakteristik, tzn. pevnosti v tahu R_m a smluvní meze kluzu $R_p0,2$, lze říci, že jejich průběh závislosti na délce izotermické prodlevy, má v celém studovaném časovém rozsahu stoupající charakter. Maximální hodnoty pevnostních charakteristik byly tedy naměřeny po izotermické prodlevě 540 minut. Průběh závislosti deformačních charakteristik, tzn. tažnosti A_5 , je odlišný. V souvislosti s prodlužováním izotermické prodlevy dochází nejprve k nárůstu hodnot, a po dosažení maxima následuje opět pokles. U obou zkoumaných ADI byla maximální tažnost dosažena po 60-ti minutové izotermické transformaci.

5.7 VLIV DÉLKY IZOTERMICKÉ PRODLEVY NA ÚNAVOVÉ VLASTNOSTI

Výsledky únavových zkoušek jsou uvedeny v tab. 8 a na obrázku 25.

Tab. 8: *Závislost meze únavy σ_c a únavového poměru na délce izotermické prodlevy*

ČAS [MIN]	adi H 380 A		adi h 380 B	
	σ_c [MPa]	σ_c/R_m [-]	σ_c [MPa]	σ_c/R_m [-]
2	184	0,263	-	-
5	188	0,209	-	-
10	200	0,204	-	-
25	199	0,204	226	0,225
60	231	0,225	249	0,236
120	-	-	235	0,225
270	230	0,233	234	0,214
540	179	0,170	-	-



Obr. 25: Závislost meze únavy σ_C na délce izotermické prodlevy

Z naměřených hodnot je zřejmé, že také únavové vlastnosti ADI se z dobou izotermické transformace významně mění. Průběh závislosti meze únavy σ_C na délce izotermické prodlevy má podobný charakter jako průběh tažnosti. S prodlužováním transformační doby dochází nejprve k postupnému zvyšování hodnot meze únavy, viz obr. 25. Maximální hodnota σ_C je v případě obou ADI dosažena po izotermické prodlevě 60 minut. V rozmezí časů 60 až 270 minut je hodnota meze únavy přibližně konstantní. S dalším prodloužením izotermické prodlevy pak její hodnota klesá na minimum.

Poznámka :

Z časových důvodů byly v případě ADI H380b únavové zkoušky prováděny pouze v rozmezí časů, po kterých byly u tavby ADI H380a naměřeny dostatečně vysoké hodnoty meze únavy. Vzhledem k velmi podobnému chemickému složení a obdobnému složení strukturní směsi matrice obou ADI lze předpokládat, že také průběh závislosti meze únavy ADI H380b v neměřeném rozmezí časů bude obdobný.

6 DISKUSE VÝSLEDKŮ

6.1 STRUKTURA PO ODLITÍ

Aby bylo možné posoudit výsledky metalografické analýzy litého stavu, byly provedeny výpočty stupně eutektičnosti a uhlíkového ekvivalentu pomocí vzorců (7), (8) uvedených v lit. [22], které ukázaly, že obě tavby LKG mají eutektické složení (tab. 9).

$$S_c = \frac{\%C}{4,26 - 0,32 * \%Si - 0,275 * \%P}, \quad (7)$$

$$C_e = \%C + 0,32 * \%Si + 0,275 * \%P. \quad (8)$$

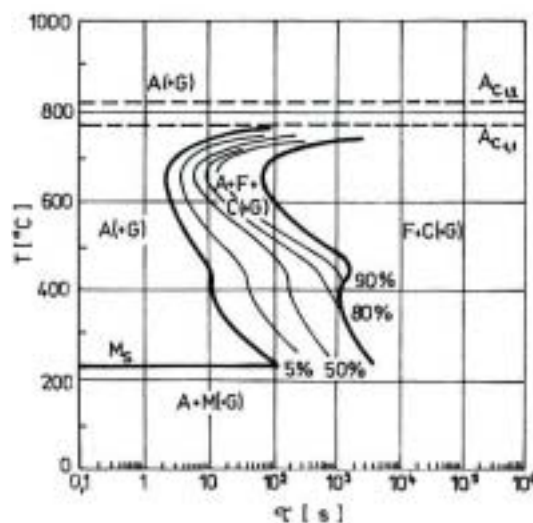
Tab. 9: Hodnoty stupně eutektičnosti a uhlíkového ekvivalentu studovaných LKG

	LKG H380 A	LKG H380 B
Sc	1,006	1,006
Ce [%]	4,28	4,28

Na základě studia průběhu tuhnutí LKG eutektického složení bylo zjištěno, že krystalizace může, v závislosti na vzájemné vzdálenosti grafitických částic probíhat ve dvou nebo třech stádiích [12, 23]. V případě tavby LKG H380b, je vzdálenost mezi částicemi grafitu menší, viz. obr 8, tab. 2, takže k ukončení krystalizace došlo již ve druhém stádiu. V případě tavby LKG H380a vzdálenost grafitických částic větší, viz. obr. 8, tab. 2. Krystalizace tedy pokračovala ještě ve třetím stádiu, ve kterém dochází k silnému růstu austenitické obálky a k dalšímu přesunu grafitotvorných prvků, v tomto případě zejména křemíku (viz.kap. 5.5) z taveniny do austenitu. Vzhledem k tomu, že je křemík vysoce feritotvorný prvek, tvoří výslednou strukturu matrice LKG H380a převážně ferit (obr. 8).

6.2 VLIV DOBY IZOTERMICKÉ TRANSFORMACE NA SLOŽENÍ STRUKTURNÍ SMĚSI MATRICE

Výsledky studia průběhu bainitické přeměny austenitu během izotermické transformace např. [4, 7, 15] ukazují, že složení strukturní směsi ADI je ovlivněno délkou izotermické transformace. Vzhledem k tomu, že v případě zkoumaných nelegovaných taveb výsledky chemické mikroanalýzy neprokázaly výrazné odmíšení karbidotvorných prvků na hranicích eutektických buněk, nejsou tvar ani poloha křivek transformačního diagramu IRA litiny s kuličkovým grafitem v těchto oblastech příliš ovlivněny. Izotermická transformace studovaných taveb měla tedy v celém objemu stejný průběh. S ohledem na chemické složení obou taveb (tab. 1) by IRA diagram zkoumané LKG mohl vypadat přibližně jako IRA diagram na obr. 26.



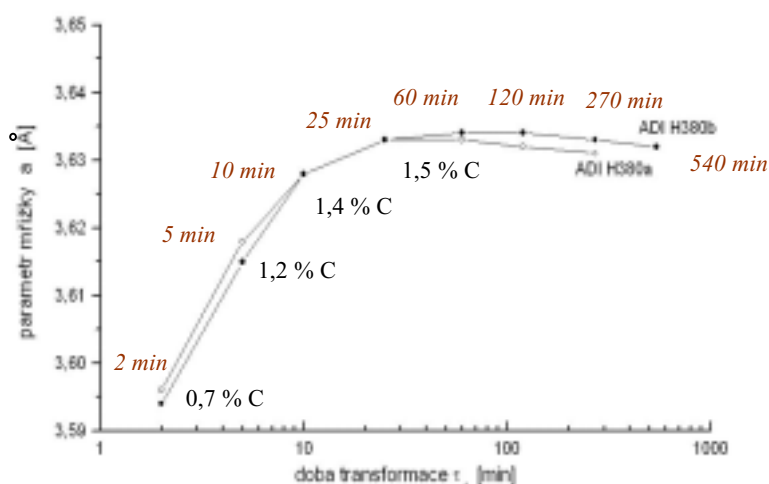
Obr. 26:
IRA diagram LKG 2,52 % Si,
 $T_A = 900^\circ\text{C}$ [4]

Jak je zřejmé z obr. 9, struktura studovaných ADI sestává zejména z bainitického feritu a stabilizovaného austenitu.

Izotermická transformace obou LKG za teploty 380°C začíná, vylučováním bainitického feritu, jehož první částice se objevují ve středových oblastech

eutektických buněk (v sousedství grafitu), viz. obr. 10, 11. Vylučování bainitického feritu má za následek obohacování netransformovaného austenitu uhlíkem, difundujícím od bainitických jehlic, čímž se zvyšuje jeho stabilita. Míru nasycení netransformovaného austenitu uhlíkem, lze posoudit pomocí velikosti parametru mřížky austenitu, protože se zvyšující se koncentrací uhlíku parametr mřížky austenitu roste. Z výsledků mikrorentgenografické analýzy uvedených v tabulce 5 a na obr. 21 je vidět, že průběh závislosti velikosti parametru mřížky austenitu „a“ na délce izotermické prodlevy je u obou ADI prakticky totožný. Z porovnání výsledků metalografické a obrazové analýzy s výsledky mikrorentgenografické analýzy vyplývá, že průběh závislosti parametru mřížky stabilizovaného austenitu koresponduje se změnou obsahu této fáze v mikrostruktuře, tzn. že se v rozsahu časů 2 – 60 minut zvyšuje. Pro doplnění této analýzy byl dále proveden výpočet přibližného obsahu uhlíku rozpuštěného v austenitu pro jednotlivé délky transformace pomocí vzorce (9) [Ing. L. Stránský, ÚMVI OKM, VUT FSI v Brně] (obr.27).

$$a = 0,00514 \times \%C + 0,3556 \quad (9)$$



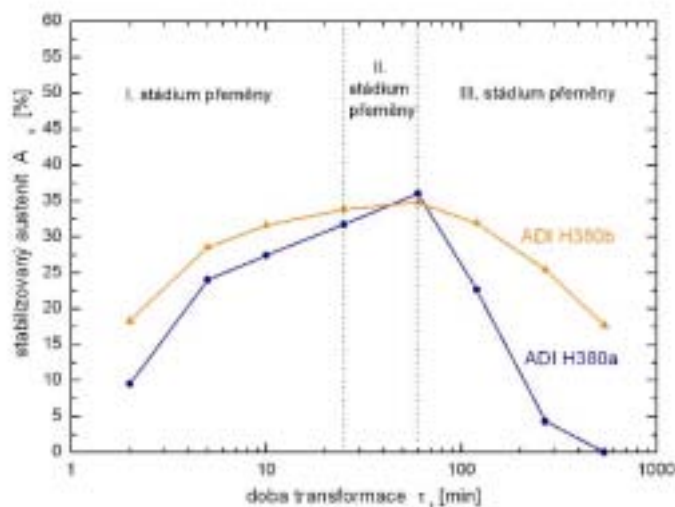
Obr. 27: Procento uhlíku rozpuštěného v austenitu v závislosti na délce izotermické transformace

Výpočtem bylo zjištěno, že v případě studovaných materiálů byla maximální koncentrace uhlíku rozpuštěného v austenitu 1,5 %, a byla dosažena po transformační prodlevě 25 minut. V rozmezí časů 2 – 10 minut nebyl ještě nasycení austenit uhlíkem dostatečně nasycen a docházelo tak k jeho transformaci na austenit při ochlazování. Rozsah martenzitické přeměny, stejně jako podíl bainitického feritu ve výsledné struktuře matrice, pak závisí na délce transformační prodlevy (obr. 10 - 12). Po překročení transformační doby 25 minut, kdy je nasycení austenitu maximální, k martenzitické transformaci při ochlazování již nedochází. Struktura obou studovaných ADI sestává z bainitického feritu a stabilizovaného austenitu (obr. 13, 15 tab. 4). Maximální podíl stabilizovaného austenitu ve výsledné struktuře matrice studovaných ADI byl zjištěn po transformační době 60 minut (obr. 14, tab. 4), a to 36 % v případě ADI H380a a 34,8 % v případě ADI H380b.

Po překročení transformační doby 60 minut je velikost parametru mřížky austenitu (a tedy také nasycení austenitu uhlíkem) u obou ADI již přibližně konstantní (obr. 21, 27, tab. 5). Dochází však ke snižování podílu stabilizovaného austenitu ve struktuře matrice v důsledku jeho pokračující transformace na bainitický ferit (obr. 16, 17). Po překročení transformační doby 120 minut se velikost parametru mřížky austenitu začíná mírně snižovat (obr. 27). Tento jev lze spojit s precipitací karbidické fáze na mezifázovém rozhraní bainitický ferit/austenit, která byla nalezena ve struktuře po transformačních časech 120 a 540 minut (obr. 19, 20). Na základě výsledků lze usuzovat, že k precipitaci karbidů dochází v důsledku přesycení tuhého roztoku austenitu. To je způsobeno pokračující přeměnou maximálně nasyceného netransformovaného austenitu na bainitický ferit, kdy dochází k dalšímu přesunu atomů uhlíku do netransformovaného austenitu.

Po ukončení izotermické transformace po nejdelší zkoumané délce prodlevy, tzn. 540 minut, došlo v případě ADI H380a k úplné transformaci austenitu na bainitický ferit (obr. 18a, tab.4), ve struktuře matrice ADI H380b však zůstal ještě určitý podíl stabilizovaného austenitu zachován (obr. 18b, tab.4). Pro úplnou transformaci austenitu by tedy v případě ADI H380b bylo třeba ještě delší čas, což může souviset buď s rozdílným obsahem uhlíku a křemíku obou taveb a s rozdíly ve složení strukturní směsi matrice výchozích LKG nebo lze tuto skutečnost přisoudit experimentálnímu rozptylu výsledků.

Jak vyplývá z dřívějších poznatků [2,4,7,12,24], během izotermické transformace prochází materiál třemi stádii. Z výsledků metalografické analýzy obou studovaných ADI vyplývá, že průběh izotermické transformace byl v obou případech v souladu s dřívějšími experimentálními poznatky, a tedy také složení strukturní směsi matrice v závislosti na délce prodlevy izotermické transformace obou ADI odpovídá dříve získaným výsledkům. Na základě porovnání výsledků metalografické analýzy studovaných ADI teoretickými poznatky lze tedy říci, že je možné jako přechod mezi prvním a druhým stádiem přeměny označit izotermickou prodlevu 25 minut a mezi druhým a třetím stádiem izotermickou prodlevu 60 minut (obr. 28).



Obr. 28: Přibližné rozdělení jednotlivých stádií izotermické transformace LKG při teplotě 380°C

6.3 VLIV DOBY IZOTERMICKÉ TRANSFORMACE NA STATICKÉ MECHANICKÉ VLASTNOSTI

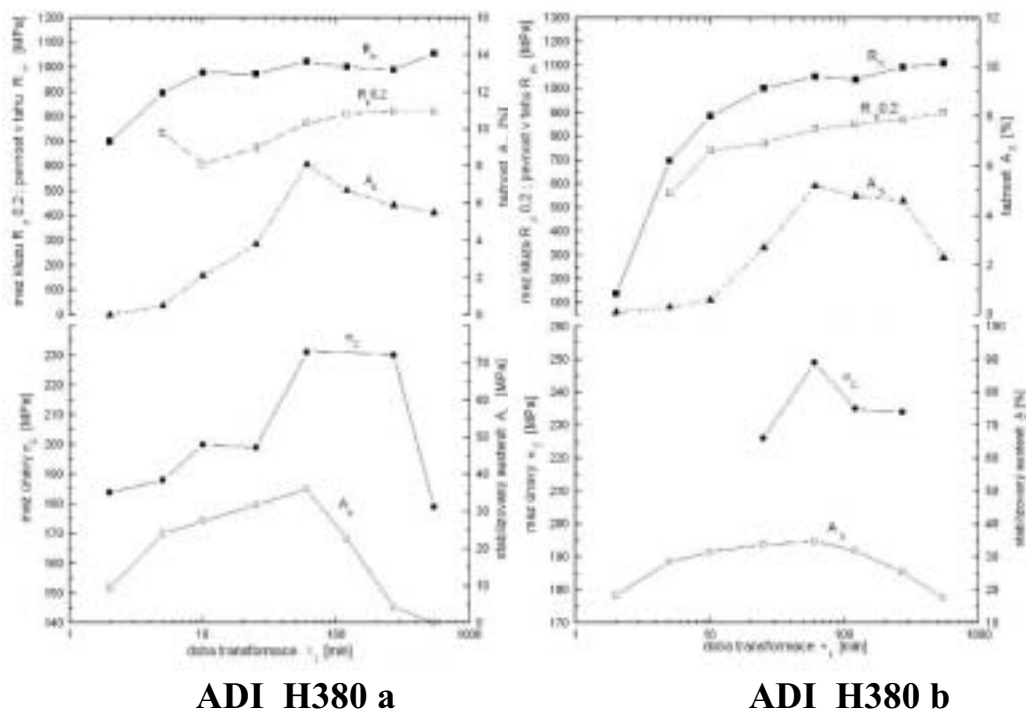
Jak ukazují výsledky dřívějších experimentálních prací např. [12], v důsledku rozdílného složení strukturní směsi matrice v jednotlivých stádiích přeměny dochází také ke změnám mechanických vlastností. Skutečnost, že hodnoty mechanických vlastností ADI jsou ovlivněny délkou izotermické transformace dokládají také výsledky statické zkoušky v tahu studovaných ADI.

Z výsledků v tab. 7 a obr. 9, 23 a 24 popř. 29 je zřejmé, že v počátku prvního stádia přeměny jsou jak pevnostní tak deformační charakteristiky obou ADI výrazně ovlivněny přítomností martenzitu ve struktuře matrice, který vzniká při ochlazování z části netransformovaného austenitu s nižší koncentrací uhlíku. V důsledku přítomnosti této fáze je materiál náchylný k předčasným lomům. S prodlužováním délky izotermické prodlevy v období prvního stádia vedou probíhající strukturní změny k postupnému snižování podílu martenzitu ve struktuře ADI. Tyto pochody jsou doprovázeny zvyšováním meze kluzu, pevnosti v tahu a tažnosti.

Ve druhém stádiu, kdy je netransformovaný austenit obohacen uhlíkem na takovou koncentraci, která již nedovolí jeho transformaci na martenzit při ochlazování, roste podíl stabilizovaného austenitu ve výsledné struktuře obou ADI až na maximální hodnotu. V tomto stádiu dochází k nárůstu zejména deformačních charakteristik studovaných materiálů, které dosahují maximálních hodnot. U obou ADI byly maximální hodnoty tažnosti naměřeny pro transformační dobu 60 minut, kdy byl zároveň zjištěn maximální podíl stabilizovaného austenitu v matici. Hodnoty pevnostních charakteristik se v tomto stádiu zvyšují jen mírně, svého maxima dosahují až ve stádiu třetím (obr. 29).

Ve třetím stádium dochází k postupnému úbytku stabilizovaného austenitu ve struktuře matrice obou ADI (obr. 9) Během tohoto stádia dochází k dalšímu zvyšování pevnostních charakteristik obou ADI (obr. 29). Maxima hodnot pevnosti v tahu a meze kluzu jsou pak dosažena pro nejdelší časy, což lze spojovat se zvýšením podílu bainitického feritu ve struktuře matrice a případně také s precipitací karbidů na rozhraní bainitický ferit/austenit (obr. 19, 20). Strukturní změny probíhající ve třetím stádiu přeměny mají za následek snižování hodnot tažnosti až na minimální hodnoty (obr. 29).

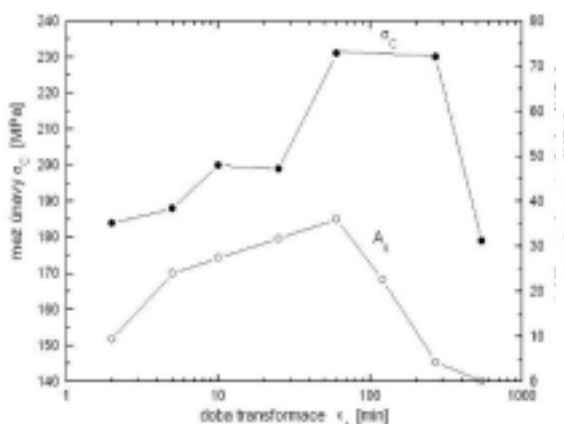
V případě obou ADI odpovídají průběhy statických mechanických vlastností dřívějším poznatkům, např. [2 12]. Optimální statické mechanické vlastnosti byly dosaženy po transformační době 60 minut, kdy byl v matici nalezen maximální podíl stabilizovaného austenitu. I když ADI H380a vykazuje poněkud nižší hodnoty pevnostních charakteristik, tzn. smluvní meze kluzu a meze pevnosti a vyšší hodnoty tažnosti (tab.7), což lze přisoudit experimentálnímu rozptylu výsledků, jsou hodnoty pevnostních a deformačních charakteristik studovaných ADI dostatečně vysoké a pohybují se v rozmezí běžně dosahovaných hodnot pro ADI [2].



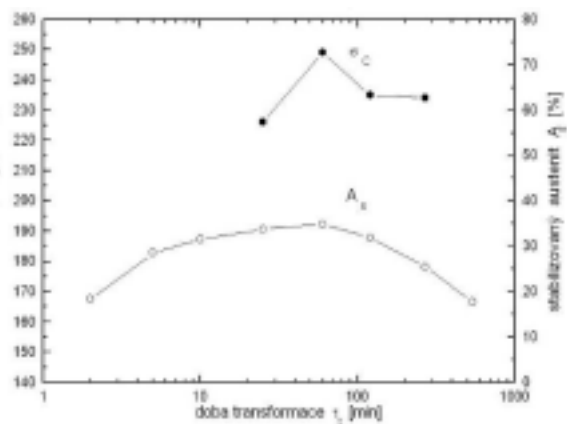
Obr. 29: Mechanické vlastnosti ADI v závislosti na době izotermické transformace a podílu stabilizovaného austenitu ve struktuře matrice

6.4 VLIV DOBY IZOTERMICKÉ TRANSFORMACE NA ÚNAVOVÉ VLASTNOSTI

Obdobně jako v případě statických mechanických vlastností, dochází, v závislosti na délce izotermické transformace, také ke změnám únavových vlastností ADI. Jak vyplývá z výsledků únavových zkoušek pro obě ADI (obr. 25, tab. 8), závislost hodnot meze únavy na délce izotermické transformace je obdobná jako v případě tažnosti (obr. 33), přičemž její průběh koresponduje s obsahem stabilizovaného austenitu ve struktuře matrice (obr. 29, 30, 31).



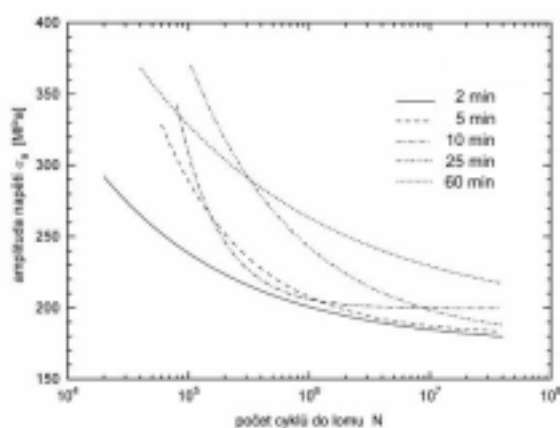
Obr. 30: Závislost meze únavy na obsahu stabilizovaného austenitu ve struktuře matrice ADI H380a



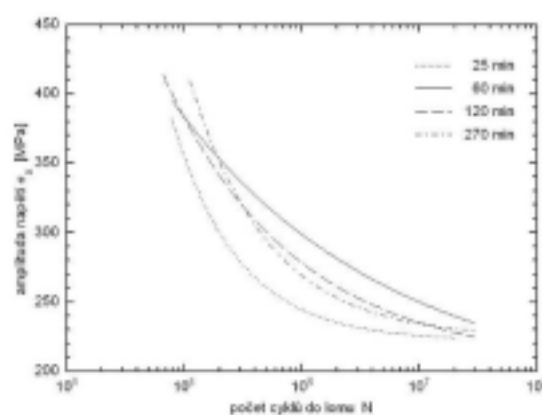
Obr. 31: Závislost meze únavy na obsahu stabilizovaného austenitu ve struktuře matrice ADI H380b

Mez únavy obou ADI je v počátku prvního stádia také ovlivněna přítomností martenzitu v matrici. S prodlužováním délky transformace dochází ke zvyšování podílu stabilizovaného austenitu v matrici, což vede ke zvyšování hodnot meze únavy obou studovaných materiálů (obr. 29). Nejlepší únavové chování vykazují obě ADI po transformační prodlevě 60 minut (tab. 8), což koresponduje s maximálním obsahem stabilizovaného austenitu v matrici (obr. 30, 31).

Po překročení transformační doby 60 minut, kdy dochází k úbytku stabilizovaného austenitu v matrici jsou hodnoty meze únavy ještě stále dostatečně vysoké, zřejmě v důsledku zvyšující se plasticity bainitického feritu. K prudkému poklesu únavových charakteristik dochází až po překročení transformační doby 270 minut, což může souviset, nejen s výrazným poklesem obsahu stabilizovaného austenitu v matrici ale také s precipitací karbidické fáze na rozhraní bainitický ferit/austenit.



Obr. 32:
Srovnání Wöhlerových křivek pro jednotlivé délky izotermické prodlevy ADI H380a



Obr. 33:
Srovnání Wöhlerových křivek pro jednotlivé délky izotermické prodlevy ADI H380b

V průběhu zatěžování ADI může v závislosti na velikosti aplikovaného napětí docházet k transformaci stabilizovaného austenitu na deformačně indukovaný martenzit. Z hlediska únavových charakteristik je tato transformace výhodná, protože je spojená s nárůstem objemu, čímž vznikají v materiálu tlaková pnutí, která zpomalují šíření únavových trhlin. Z výsledků uvedených v tab. 6 je však zřejmé, že v tomto případě v průběhu cyklického zatěžování k transformaci stabilizovaného austenitu na deformačně indukovaný martenzit nedocházelo.

Obdobně jako v případě statických mechanických vlastností, je průběh křivek závislosti meze únavy na délce izotermické prodlevy obou ADI v souladu s dřívějšími poznatky [2]. Maximální hodnoty meze únavy vykazovaly obě ADI po 60-ti minutové izotermické transformaci, což koresponduje s maximálním obsahem stabilizovaného austenitu v matrici. Přestože, byly v případě ADI H380b naměřeny vyšší hodnoty meze únavy než ADI H380a, což lze opět přisoudit experimentálnímu rozptylu výsledků, jsou hodnoty meze únavy obou ADI dostatečně vysoké a pohybují se v rozmezí běžně dosahovaných hodnot pro ADI [2].

7 ZÁVĚRY

Na základě výsledků, jak strukturní a fázové analýzy, tak zkoušek mechanických vlastností dvou studovaných ADI, mírně odlišného chemického složení, získaných izotermickou transformací nelegované litiny s kuličkovým grafitem při teplotě 380°C lze říci, že:

1. složení strukturní směsi v základní kovové hmotě ADI je, stejně jako mechanické vlastnosti, velmi výrazně ovlivněno délkou doby izotermické transformace,
2. studovaný materiál přechází z prvního do druhého stádia přeměny přibližně po transformační době 25 minut a z druhého do třetího stádia přeměny přibližně po transformační době 60 minut, přičemž maximální podíl stabilizovaného austenitu vykazuje výsledná struktura matrice získaná při transformační době 60 minut,
3. hodnoty pevnosti v tahu a smluvní meze kluzu vzrůstají v celém studovaném rozsahu časů a maxima dosahují při nejdelších časech, tj. 270 a 540 minut,
4. průběh tažnosti se nejvíce blíží průběhu obsahu stabilizovaného austenitu; maximální hodnoty tažnosti (8,1 % a 5,2 %) byly stanoveny po transformační době 60 minut, což koresponduje s maximálním obsahem stabilizovaného austenitu v matrici,
5. maximální hodnoty únavových charakteristik jsou podstatně méně ovlivněny dobou transformace než napěťové a deformační charakteristiky a obsah stabilizovaného austenitu, přičemž optimální únavové vlastnosti dosaženy po transformační době 60 minut, kdy byl ve struktuře stanoven nejvyšší obsah stabilizovaného austenitu,
6. nízké hodnoty jak statických tak únavových vlastností po krátkých časech izotermické transformace (2, 5 a 10 minut) souvisí s určitým podílem martenzitu ve struktuře matrice ; zvýšení pevnostních charakteristik a snížení deformačních a únavových charakteristik po dlouhých časech transformace (zejména 270 a 540 minut) souvisí se snížením obsahu stabilizovaného austenitu a s precipitací karbidické fáze ve struktuře,
7. podmínky izotermické transformace nelegované LKG při teplotě 380°C, které poskytují optimální kombinaci statických mechanických vlastností odpovídají izotermické prodlevě přibližně v rozmezí 25 – 60 minut, v případě únavových vlastností přibližně rozmezí 40 – 270 minut, přičemž nejpříznivější kombinace jak napěťových a deformačních tak únavových charakteristik byla dosažena po izotermické prodlevě 60 minut.

8 LITERATURA

- [1] ROUČKA, J.: Metalurgie litin. Fakulta strojní VUT v Brně, PC – DIR Real 1998
- [2] VĚCHET, S., KOHOUT, K., BOKŮVKA, O.: Únavové vlastnosti tvárné litiny. Žilinská univerzita – Ediční středisko ŽU 2002, ISBN 80-7100-973-3.
- [3] JESCAS – GONZÁLEZ, M. A.: Modelling the Microstructure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Irons. A Dissertation Submitted for the Degree of Doctor of Philosophy. University of Cambridge, Department of Material Engineering, 2001.
- [4] DORAZIL, E., VĚCHET, S., KOHOUT, J.: Litina s kuličkovým grafitem a její vysokopevná varianta - ADI. Slévárství XLVI., 1998, č. 11 – 12, s. 440 – 446.
- [5] YANG, J., PUTATUNDA, S.K.: Near Threshold Fatigue Crack Growth Behavior of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) Processed by a Novel Two-Step Austempering Process. Materials Science and Engineering A 393 (2005), s. 254 – 268.
- [6] Litina s kuličkovým grafitem a její použití. Příloha časopisu Slévárství, Blansko, Reprocentrum 1993, 52 s.
- [7] PUTATUNDA, S. K. : Development of Austempered Ductile Cast Iron (ADI) with Simultaneous High Yield Strength and Fracture Toughness by a Novel Two –Step Austempering Process. Materials Science and Engineering A 315 (2001), 70 – 80 s.
- [8] ZIMBA, J., SIMBI, D.J., NAVARA, E.: Austempered Ductile Iron: An Alternative Material for Earth Moving Components. Cement and Concrete Composites 25 (2003), s. 643 – 649.
- [9] /online/ Litina. Dostupné z www.quido.cz/objevy/litina.html. Poslední úprava 5. 7. 2004.
- [10] LIN, C. K., LAI, P.K., SHIH, T.S.: Influence of Microstructure on the Fatigue Properties of Austempered Ductile Irons – II. Low – Cycle Fatigue. Vol. 18, No 5, pp 309 – 320, 1996 Elsevier Science Limited, Great Britain.
- [11] HORNUNG, K.: Heat Treatment of Metals 4, 1986, s. 87 – 94.
- [12] DORAZIL, E.: Vysokopevná bainitická tvárná litina, Praha, Academia 1985.
- [13] MOORE, D.J., ROUNS, T. N., RUNDMAN, K. B.: Proceedings of 1st Ing. Conf. on ADI, 1984 s. 13.

- [14] PUTATUNDA, S. K., GADICHERLA, P. K.: Influence of Austenitizing Temperature on Fracture Toughness of a Low Manganese Austempered Ductile Iron (ADI) with Ferritic as Cast Structure. *Material Science and Engineering A* 268 (1999) 15 – 31 s.
- [15] LIN, C. K., LAI, P.K., SHIH, T.S.: Influence of Microstructure on the Fatigue Properties of Austempered Ductile Irons – I. High – Cycle Fatigue. *Ing. J. Fatigue* Vol. 18, No 5, pp 297 - 307, 1996 Elsevier Science Limited, Great Britain.
- [16] BARTOSIEWICZ, L., KRAUSE, A.R., ALBERTS, F.A., SINGH, I., PUTATUNDA, S.K.: Influence of Microstructure on High – Cycle Fatigue Behavior of Austempered Ductile Cast Iron. *Materials Characterization* 30 (1993), s. 221 – 234.
- [17] HATATE, M., SHIOTA, T., TAKAHASHI, N., SHIMIZU, K.: Influence of Graphite Shapes on Wear Characteristics of Austempered Cast Iron. *Wear* 251 (2001), s. 883 – 885.
- [18] LIN, C. K., LAI, P.K., SHIH, T.S.: Influence of Microstructure on the Fatigue Properties of Austempered Ductile Irons – II. Low – Cycle Fatigue. Vol. 18, No 5, pp 309 – 320, 1996 Elsevier Science Limited, Great Britain.
- [19] GRENO, G.L., OTEGUI, J.L., BOERI, R.E.: Mechanism of Fatigue Crack Growth in Austempered Ductile Iron. *International Journal of Fatigue* 21 (1999), s. 35 – 43.
- [20] PTÁČEK, L. a kol.: *Nauka o materiálu I*. Akademické nakladatelství CERM, s.r.o., Brno 2001. ISBN 80-7204-193-2. 505 s.
- [21] WEIBULL, W.: *Fatigue Testing and Analysis of Results*. Pergamon Press. 1961.
- [22] SKOČOVSKÝ, P., PODRÁBSKÝ, T.: *Grafitické liatiny*. EDIS – vydavateľstvo ŽU, Žilina 2005. ISBN 80-8070-390-6. 168 s.
- [23] DORAZIL, E., MÜNSTEROVÁ, E.: *Speciální technologie I*. Ediční středisko VUT Brno 1981. ISBN 80-214-0227-X. 259s
- [24] TAKANA, Y., KAGE, H.: Development of Application of Austempered Spheroidal Graphite Cast Iron. *Materials Transactions. JIM*, Vol 33, No. 6 (1992), pp. 543 – 557.

9 PUBLIKACE

- [1] VĚCHET, S., KOHOUT, J., HANZLÍKOVÁ, K.: Mechanické vlastnosti ADI v závislosti na době izotermické transformace. Degradácia konštrukčných materiálov, VIII. Celoštátna konferencia so zahraničnou účasťou, Žilina – Tërchová Biely potok, 2. – 4. 9. 2003, Žilina 2003, ISBN 80-8070-112-1, s. 185 – 191.
- [2] HANZLÍKOVÁ, K., VĚCHET, S., KOHOUT, J.: Fatigue Properties of Nodular Cast Iron in Dependence on Loading Cycle Asymmetry. Materiálové inžinierstvo 2003, roč.10, č. 3, Žilina – Rajecké Teplice 24. – 25.9. 2003, Žilina 2003. ISSN 1335-0803, s. 187 – 190.
- [3] HANZLÍKOVÁ, K., VĚCHET, S., KOHOUT, J.: Optimization in Dwell Length of ADI Isothermal Transformation. Mechanika Nr. 290/2003, z. 76, Metody oceny struktury oraz wlasności materiálow i wyrobów, XVIII. Miedzynarodowe Sympozjum, Opole – Svatka, 25. – 27. XI. 2003, Opole 2003, ISSN 1429-6055, s. 157-162.
- [4] VĚCHET, S., KOHOUT, J., HANZLÍKOVÁ, K. : Fatigue Properties of ADI in Dependence on Isothermal Transformation Dwell. Komunikácie 02/2004, Žilinská univerzita v Žilíně 2004, ISSN 1335-4205, s. 12 – 15.
- [5] VĚCHET, S., KOHOUT, J., HANZLÍKOVÁ, K.: Structure and Mechanical Properties of Austempered Ductile Iron . Acta Metallurgica Slovaca 1/2004, Metallography 2004 Vysoké Tatry - Stará Lesná 28.4. – 30.4. 2004, ISSN – 1335 – 1532, s. 253 – 257.
- [6] VĚCHET, S., KOHOUT, J., HANZLÍKOVÁ, K.: Únavové vlastnosti litiny s kuličkovým grafitem v závislosti na asymetrii zátěžného cyklu. International Scientific Committee of Yearbook „Archive of Foundry“ 2004, Volume 4, N^o 11, TOM II. Szklarska Poreba 26. – 28. 5. 2004. PL ISSN 1642 – 5308, s. 283 – 287.
- [7] VĚCHET, S., KOHOUT, J., HANZLÍKOVÁ, K. : Influence of Isothermal Dwell on Tensile and Fatigue Properties of Austempered Ductile Iron. Material Science Forum, volume 482/2005, ISSN 0255-5476, s. 371 – 374.
- [8] HANZLÍKOVÁ, K., VĚCHET, S., KOHOUT, J.: Structure and Static Mechanical Properties of ADI in Dependence on Heat Treatment Conditions. TRANSCOM 2005, Žilina 27. – 29. 6. 2005, ISBN: 80-8070-418-X, s. 129 - 132.
- [9] HANZLÍKOVÁ, K., VĚCHET, S., KOHOUT, J.: Vliv délky izotermické prodlevy na strukturu a mechanické vlastnosti ADI. Materiálové inžinierstvo 2005, roč. 12, č. 3, Žilina – Terchová Biely Potok, 5. – 7. 9. 2005, Žilina 2005, ISSN 1335-0803, s. 44 - 47.

10 ABSTRACT:

Presented work deals with high strength variant of nodular cast iron, so-called ADI (austempered ductile iron). This material ranks with prospective constructive materials and is more and more applied as well as for cyclically loaded components. It is obtained by isothermal heat treatment of nodular cast iron, which consists of austenitization, isothermal transformation at temperature in bainitic belt and final cooling, usually in water. Mechanical properties of ADI can be substantially influenced by conditions of isothermal transformation, i.e. transformation temperature and transformation dwell.

This work is focused on the connection between matrix mixture composition and mechanical properties of ADI in dependence on an isothermal transformation dwell. For the study two heats of ADI were chosen, obtained by isothermal transformation at temperature of 380°C. Both materials had essentially the same chemical composition. For a measure of the connection between matrix composition and mechanical properties, transformation dwells 2, 5, 10, 25, 60, 120, 270 and 540 minutes were set. Performed experiments reflect, that during isothermal transformation the microstructure composition of studied ADI matrixes is changing. Consequently values of mechanical properties are changing as well. The matrix consists especially of bainitic ferrite and stabilized austenite. However, in dependence on the length of isothermal transformation dwell some amount of martensite could appear as well. Values of mechanical properties depend on the matrix mixture composition, i.e. on the fraction of stabilized austenite and bainitic ferrite. Martensite is undesirable phase because it deteriorates strength and plasticity and fatigue properties of ADI as well.

Results of this study show, that in the case of ADI obtained by isothermal transformation at temperature of 380°C optimal static mechanical properties were achieved for the transformation dwells in the range of 60 to 270 minutes. In the case of fatigue properties the optimal range of transformation dwells is from 40 to 270 minutes approximately. To achieve optimal combination of static and fatigue properties together, the transformation dwell of 60 minutes should be used. Pursuant to results it is possible to say, that in dependence on the transformation dwell the ADI with high variety of mechanical properties can be produced. This study could take advantage of appropriate isothermal transformation dwell selection, for the transformation temperature of 380°C, to obtain ADI with combination of mechanical properties corresponding to a given application.

11 CURRICULUM VITAE

ZÁKLADNÍ ÚDAJE :

Jméno: Ing. Klára Hanzlíková
Datum narození: 3. 5. 1977
Místo narození : Plzeň
Stav: svobodná
E-mail: klara.hanzlikova@centrum.cz

DOSAŽENÉ VZDĚLÁNÍ :

1992- 1996 Střední průmyslová škola strojnická v Plzni
obor Technická strojírenská administrativa

1996 - 1999 (Bc.) Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojírenského
inženýrství
obor Strojírenská technologie
téma bakalářské práce:
TQM ve strojírenském podniku
vedoucí práce: Prof. Ing. Josef Vačkář, CSc.

1999 – 2002 (Ing.) Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojírenského
inženýrství
obor Materiálové inženýrství
téma diplomové práce: Vliv asymetrie cyklu na
únavové vlastnosti ADI
vedoucí práce: Doc. Ing. Stanislav Věchet, CSc.

2002 – 2006 (PhD.) Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojírenského
inženýrství
obor Fyzikální a Materiálové inženýrství
téma disertační práce: Vliv délky izotermické
transformaci na mechanické vlastnosti ADI
Školitel: Doc. Ing. Stanislav Věchet, CSc.
Školitel specialista: Doc. Ing. Tomáš Podrábský, CSc.

ODBORNÁ PRAXE :

2002-2006 Vysoké učení technické v Brně postgraduální studium
Fakulta strojírenského inženýrství
ÚMVI – OKM
Technická 2, 616 69 Brno

2006-dosud Vysoké učení technické v Brně technicko hospodářský pracovník
Fakulta strojírenského inženýrství
ÚMVI – OKM
Technická 2, 616 69 Brno