

Vysoká škola: strojná a textilní

Katedra: technol. a nauky o materiálu

Fakulta: strojná

Školní rok: 1978/79

DIPLOMOVÝ ÚKOL

pro

Jana F R A Ň K A

obor

strojírenská technologie

Protože jste splnil..... požadavky učebního plánu, zadává Vám vedoucí katedry ve smyslu směrnic ministerstva školství a kultury o státních závěrečných zkouškách tento diplomový úkol:

Název tématu:

Studium možností tepelného zpracování maloobjemových ocelových tlakových nádob indukčním ohřevem

Pokyny pro vypracování:

1. Seznamte se s výrobní technologií maloobjemových tlakových nádob.
2. Experimentální prověrka možnosti indukčního rychloohřevu při realizaci rekrytalizačního žhání těchto výrobků.
3. Vyhodnoťte výsledky experimentů a porovnejte je s parametry současné technologie
4. Dosažené výsledky zhodnoťte a to i po ekonomické stránce.

Autorské právo se řídí směrnicemi
MŠK pro státní záv. zkoušky č.j. 31
727/62-III/2 ze dne 13. července
1962-Věstník MŠK XVIII, sešit 24 ze
dne 31.8.1962 č.j. 117/68 Sb.

V 59/1979^S

VYSOKÁ ŠKOLA STROJNÁ A TEXTILNÍ
Ústřední knihovna
LIBEREC 1, STUDENTSKÁ 5
FSC 461 17

Rozsah grafických laboratorních prací:

Rozsah průvodní zprávy:

40 - 60 stran

Seznam odborné literatury:

Pluhař, Koritta : Strojírenské materiály
SNTL 1977

Jech J. : Tepelné zpracování oceli
SNTL 1977

Vedoucí diplomové práce:

Doc. Ing. Václav Chaloupecký, CSc

Konsultanti:

Ing. Jiří Horyna

Ing. Milan Exner /Prage-Union/

Datum zahájení diplomové práce:

9.10.1978

Datum odevzdání diplomové práce:

25.5.1979



V. Chaloupecký
Doc. Ing. V. Chaloupecký, CSc

Vedoucí katedry

B. Stríž
Doc. RNDr. B. Stríž, CSc

Děkan

Liberci

6.10.

78

v

dne

19

V Š S T L I B E R E C

fakulta strojní

Obor 23 - 07 - 8

Strojírenská technologie

zaměření strojírenská metalurgie

Katedra technologie a nauky o materiálu

STUDIUM MOŽNOSTÍ TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ MALOOBJEMOVÝCH
OCELOVÝCH TLAKOVÝCH NÁDOB INDUKČNÍM OHŘEVEM

Jan Franěk

DP 1474/79

Vedoucí diplomové práce: Doc. Ing. Václav Chaloupecký, CSc

Konzultanti: Ing. Jiří Horyna, CSc

Ing. Milan Exner (Prago-Union)

Rozsah práce

Počet stran	66
Počet příloh	--
Počet tabulek	5
Počet obrázků	55
Počet výkresů	--

DT 621.772:621.785:621.365

V Liberci dne 18. května 1979

Místopřísežně prohlašuji, že jsem diplomovou
práci vypracoval samostatně s použitím uvedené
literatury.

V Liberci dne 18. května 1979

Jan Franěk
.....
Vlastnoruční podpis

<u>OBSAH</u>	Strana
	4
	6
1.	8
2.	8
2.1.	13
2.2.	22
2.3.	
2.4.	25
3.	27
3.1.	27
3.1.1.	27
3.1.2.	27
3.1.3.	28
3.1.4.	31
3.2.	32
3.2.1.	33
3.2.2.	33
3.2.3.	34
3.2.4.	35
3.2.5.	36
3.3.	38
3.3.1.	38
3.3.2.	40
4.	43
4.1.	43
4.2.	45
4.3.	48
4.4.	49
4.5.	58
5.	60
6.	63
6.1.	64
	65

Symbol	Význam	Použité jednotky
δ	tažnost	/ % /
ε_1	emisní součinitel	/ 1 /
ω	úhlová rychlost	/ Hz /
ρ	měrný odpor materiálu	/ $\Omega \cdot \text{m} \cdot \text{mm}^{-2}$ /
$\tilde{\sigma}_a$	axiální napětí	/ MPa /
$\tilde{\sigma}_t$	mez kluzu v tahu	/ MPa /
$\tilde{\sigma}_{Pt}$	mez pevnosti v tahu	/ MPa /
$\tilde{\sigma}_t$	tečné napětí	/ MPa /
ϑ	teplota	/ $^{\circ}\text{C}$ /
$\Delta \vartheta$	rozdíl teplot	/ K /
c	měrné teplo	/ $\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$ /
c_0	součinitel sálání dokonale černého tělesa	/ $\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$ /
c_{12}	vzájemný součinitel sálání	/ $\text{W} \cdot \text{m}^{-2} \cdot \text{K}^{-4}$ /
d	hloubka vniku indukovaných proudů	/ mm /
f	frekvence	/ Hz /
G	hmotnost	/ kg /
h	vzdálenost vodiče od povrchu materiálu	/ mm /
HM	mikrotvrдость	/ 1 /
I_1	indukující proud	/ A /
I_2	indukovaný proud	/ A /
k	činitel vazby	/ 1 /
l	délka střední proudové čáry	/ m /
L_1	indukčnost induktoru	/ H /
L_2	indukčnost dráhy indukovaných proudů	/ H /
P	výkon	/ W /
P_1	výstupní výkon generátoru	/ W /
P_2	přenesený výkon	/ W /
P_s	výkon ztrát sálání	/ W /
Q	množství tepla	/ J /

Q_2	činitel jakosti dráhy indukovaných proudů	/ l /
r	přenesený odpor	/ Ω /
R	vrubová houževnatost	/ $J \cdot cm^{-2}$ /
R_1	odpor induktoru	/ Ω /
R_2	odpor dráhy indukovaných proudů	/ Ω /
s	šířka dráhy indukovaných proudů	/ mm /
S	povrch	/ m^2 /
S_1, S_2	sálavé plochy	/ m^2 /
t	čas	/ s /
T	absolutní teplota	/ K /
U	napětí na induktoru	/ V /
x	pedíl rekrystalizovaného objemu	/ l /

1. ÚVOD

Úspěšné budování vyspělé socialistické společnosti je podmíněno neustálým rozvíjením a posilováním materiálně technické základny. Splnění náročných úkolů, které jsou kladeny našemu strojírenskému průmyslu, lze realizovat především růstem produktivity práce, úsporou energie a materiálu, rychlejším zaváděním výsledků vědy a techniky do praxe.

Jednou z důležitých součástí strojírenské výroby je tepelné zpracování kovů. Je to proces časově a energeticky náročný, a proto každé využití nových poznatků a metod práce v této oblasti přináší značný ekonomický efekt. Proto lze v současné době sledovat prudký rozvoj metod rychloohřevu kovů, vhodných zejména pro tepelné zpracování součástí o malých rozměrech, nebo pro povrchový ohřev.

Racionální zavedení procesu rychloohřevu v průmyslu je možné pouze na základě nových znalostí o kinetice přeměn při rychlém ohřevu, případně i ochlazení. Výsledky studií rychlého ohřevu ocelí vedly k poznatku, že zvýšená rychlost ohřevu může měnit nejenom následnost stádií přeměn, ale i mechanismus a rychlost toho či onoho procesu. S tímto se setkáváme jak při zkoumání zákonitostí tvorby austenitu u ocelí, tak i při studiu fázových přeměn a rekrytalizace v různých kovech a slitinách.

Tato práce se zabývá možností využití indukčního ohřevu ke konečnému tepelnému zpracování bombiček pro náplň kysličníku uhličitého, které slouží k přípravě sodové vody, případně jinému použití. Tento výrobek má podle československé státní normy označení: Bombička CO₂ ČSN 07 8591. Výrobce je závod Rostex Moravská Třebová. Bombičky s náplní CO₂ slouží široké veřejnosti, a proto prvořadý význam zde má jejich bezpečnost a provozní spolehlivost. Protože dochází k případům praskání

těchto výrobků při spotřebě, je nutné provést taková opatření, která vedou k odstranění příčin praskavosti. Výroba bombiček je hromadná, řádově desítky tisíc kusů za směnu. Ročně expedováno do oběhu 23 milionů kusů. Proto musí být každý zásah do výrobní technologie řádně teoreticky odůvodněn a potvrzen řadou zkoušek.

Ukazuje se, že jednou z cest vedoucích k nápravě je návrh vhodného tepelného zpracování tvářených polotovarů bombiček. Výsledky experimentů indukčního žíhání, provedených na několika vzorcích v této práci, dávají přehled o strukturních změnách, ke kterým dochází při žíhání v různých oblastech výtažku. Na základě teoretických úvah a provedených experimentů je možno usuzovat o vhodných parametrech žíhání, které zabezpečí dlouhodobý a bezpečný provoz takto zpracovaných výrobků.

Doufám, že výsledky této práce budou vhodným příspěvkem pracovníkům metalugrického střediska resortního výzkumného ústavu Prago Union, kteří se problematikou bombiček CO₂ hlouběji zabývají.

2. ROZBOR SOUČASNÉHO STAVU VÝROBY BOMBIČEK CO₂ ČSN 07 8591

2.1. Údaje o materiálu

K výrobě bombiček se v současné době používá hlubokotažných plechů z uklidněné oceli 11 305. Tento materiál nahrazuje původní neuklidněnou ocel 11 301. K přechodu na nový materiál došlo v nedávné době, a proto byly v této práci k metalografickému rozboru použity vzorky z původního materiálu 11 301. K vlastním experimentům již byly dodány vzorky z ocele 11 305. Proto zde budou uvedeny údaje o obou druzích ocelí.

Materiál 11 301 je konvertorová neuklidněná ocel, určená k hlubokému tažení. Norma ČSN 41 1301 udává její chemické složení, které odpovídá rozboru tavby, dle tabulky I.

Tab. I. Chemické složení oceli 11 301

chemická značka příměsí	C max.	Mn max.	P max.	S max.	-
obsah příměsí %	0,08	0,040	0,030	0,030	-

Tenké plechy z tohoto materiálu se dodávají ve stavu rekrytalizačně žíhaném, lehce převálcované za studena. (Označení 11 301.21) Jmenovaná norma udává tyto mechanické hodnoty:

největší mez kluzu	σ_{kt} /MPa/	226
pevnost v tahu	σ_{pt} /MPa/	275 až 353
nejmenší tažnost	δ_{10} /%/	40

Fotografie mikrostruktur, které byly zhotoveny z daného vzorku plechu 11 301.21 jsou na obrázcích 1 až 4.

Již na neleptaném výbrusu bylo zřetelně vidět tmavé vměstky poměrně velkých rozměrů (obr. 1 a 2). Tyto vměstky jsou nápadně protažené ve směru válcování. Jedná se pravděpodobně o sirníky. Leptaný výbrus prozrazuje, že materiál je rovnoměrně rekrytalizovaný (obr. 3 a 4). Feritická zrna mají polyedrický tvar, a jsou jen nepatrně protáhlá ve směru válcování.

Materiál 11 305 je kyslíková konvertorová ocel uklidněná hliníkem, určená k mírnému nebo hlubokému tažení. Její chemické složení je dáno normou ČSN 41 1305, podle tabulky II.

Tab II. Chemické složení oceli 11 305

chemická značka příměsí	C max.	Mn max.	Al min.	P max.	S max.
obsah příměsí %	0,07	0,40	0,025	0,025	0,025

Stav a stupeň přetváření je obdobný jako u materiálu 11 301 (11 305.21). Mechanické hodnoty, udané normou ČSN 41 1305:

největší mez kluzu	σ_{Kt}	/MPa/	216
pevnost v tahu	σ_{Pt}	/MPa/	294 až 353
nejmenší tažnost	δ_{80}	/%/	36

Pro výrobu bombiček CO_2 se používají plechy o tloušťce 1 mm s hladkým povrchem ČSN 42 6312.+1.

Fotografie mikrostruktur plechu 11 305.21 jsou na obrázcích 5 a 6. Rekrytalizovaná struktura je u tohoto materiálu nerovnoměrná, výrazně orientovaná ve směru deformací při válcování. Tyto vlastnosti nejsou typické pro hlubokotažné materiály z uklidněných ocelí.

K záměně materiálu došlo z důvodu rychlého stárnutí neuklidněné oceli. Ocel 11 305 má zvýšenou odolnost proti stárnutí, protože přítomný dusík je v této oceli z velké části chemicky vázán na nitrid AlN. Plechy vyrobené z této oceli mohou být zpracovávány i delší dobu po válcování, a u výrobků zhotovených tažením z těchto plechů lze očekávat potlačení nepříznivých vlivů souvisejících se stárnutím po plastické deformaci za studena.

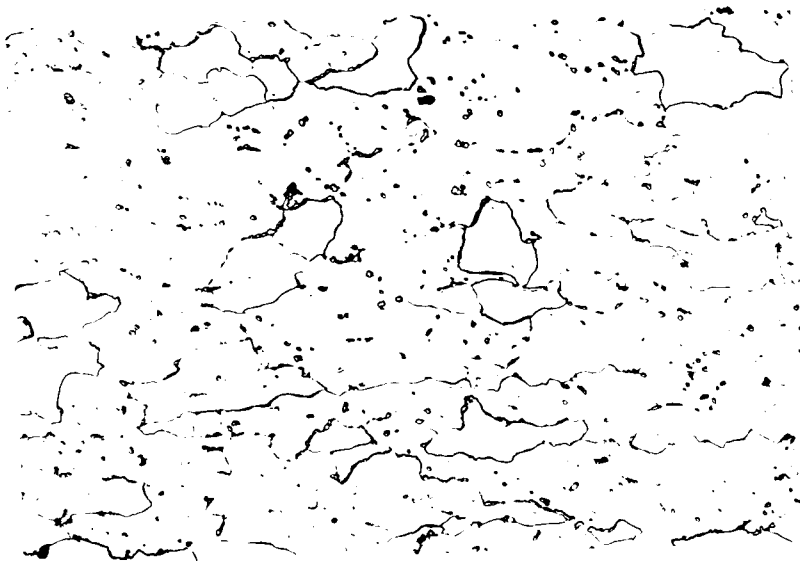
Obecně však nelze uklidněné oceli pokládat za vhodnější pro hluboké tažení. U neuklidněných ocelí lze docílit nižší meze kluzu, lepší tažnosti plechu a hladšího povrchu vývalků při malých nákladech. Při válcování ingotů z neuklidněných ocelí se také dosahuje podstatně větších výtěžků než z ingotů uklidněných. Proto bývá obvykle dávana přednost ocelím neuklidněným.

Obr. 1. Plech 11 301.21,
příčný řez, 500x, neleptáno

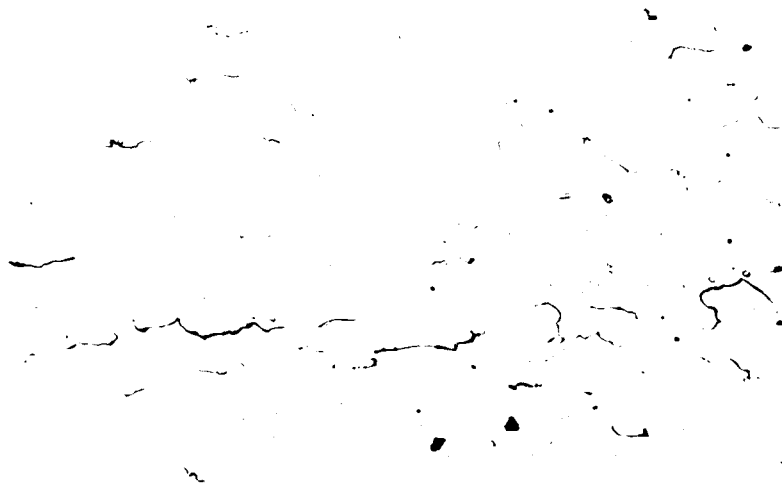
Obr. 2. Plech 11 301.21
podélný řez, 500x, neleptáno

Obr. 3. Plech 11 301.21, příčný řez,
500x, nital

Obr. 4. Plech 11 301.21, podélný řez,
500x, nital



Obr. 5. Plech 11 305.21, příčný řez,
500x, nital



Obr. 6. Plech 11 305.21, podélný řez,
500x, nital

2.2. Údaje o výrobní technologii

Výrobní technologie bombiček CO₂ nebyla po změně materiálu změněna. Proto její popis platí pro výroby z původního i současného materiálu.

Před zpracováním plechů se namátkově kontroluje jejich tloušťka, pevnost, tažnost a stav povrchu. Tažení nádoby se provádí na postupovém lise Paust (NDR), který má 56 zdvihů za minutu. Jsou provedeny tři tahy a ostřih, následují dva tahy a ostřih. Po těchto operacích následuje první žihání. Je prováděno ve vysokofrekvenční karusolové peci. Induktorem je jednozávitová smyčka, která svým tvarem sleduje kruhovou dráhu žihaných polotovary. Induktor sleduje horní okraje nádob. Podle technologického postupu se má v rozsahu 4 mm od okraje teplota pohybovat od 680 do 720 stupňů Celsia. Tato teplota byla kontrolována infračerveným teploměrem Thermalert (NSR). Naměřená hodnota při horním okraji nádoby činila 640 až 660 stupňů Celsia. Doba žihání byla měřena stopkami. Doba od začátku žihání do naběhu barvy (asi 600°C) činila 9 s, dalších 7 s výdrž na teplotě. Chlazení probíhá volně v krabicích. Po tomto zpracování mají mít nádoby 5 mm od horního okraje tvrdost 90 až 125 HV. Bylo naměřeno 86 HV. Vyžihané polotovary se omílají v bubnu s Alkonem S, oplachují horkou a studenou vodou, odmašťují, fosfátují (synfát) a opět oplachují. Před následujícím tvářením se máčejí v roztoku mazlavého mýdla.

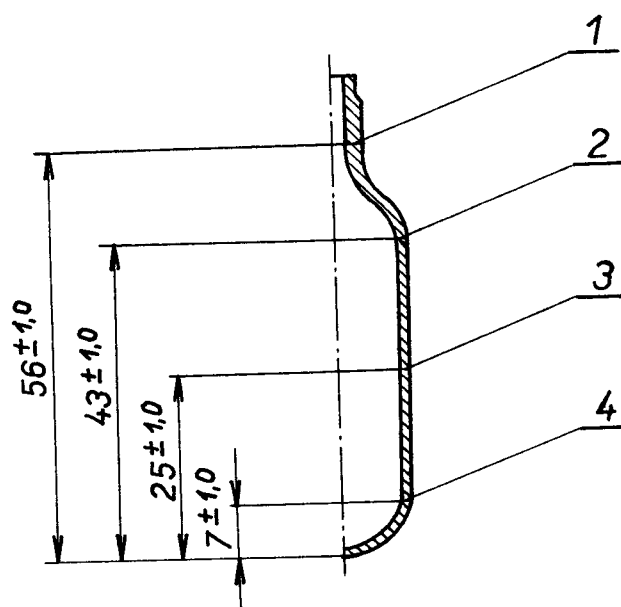
Další operací je zužování hrdla postupně na průměry 14,15 - 12,00 - 10,50. Po tomto zúžení následuje druhé žihání. Probíhá tentokrát v plynové karusolové peci, a podle technologického postupu má být

v délce 10 mm od horního okraje nádoby teplota v rozsahu 680 až 720 stupňů Celsia. Plynové hořáky opět sledují horní okraje nádob. U okraje nádoby byla naměřena teplota 640 až 660°C, na začátku rozšířené části byla naměřena teplota 460 až 480°C. Celková doba pobytu nádob v plynu činila 67s, doba naběhu barvy 15 až 20s. Vyžíhané polotovary se opět omílají v Alkonu S, oplachují, odmašťují, fosfátují, a mažou mazlavým mýdlem.

Druhé zužování se provádí postupně na průměry 9,00 - 8,00 - 7,51 - 6,00 - 4,00. Průměr nádoby se kalibruje na $\varnothing 18,5^{+0,1}_{-0,5}$. Tímto tvářením je dán konečný tvar bombičky. Po odmaštění, oplachu a sterilaci parou se provádí třetí a poslední žíhání. Je určeno k odstranění prnutí a změkčení hrdla pro výrobu závitu. Probíhá v plynové karuselové peci. Podle technologického postupu má být teplota zúžené části hrdla 550°C. Na okraji hrdla byla naměřena teplota 630 až 640°C. Doba pobytu polotovarů v plynu činila 67s. Po tomto konečném tepelném zpracování se zarovná hrdle na celkovou délku $63,5^{-0,5}$ mm a válcuje závit M8 x 0,75 v délce $7,5^{-0,5}$ mm. Takto vyrobená nádoba bombičky již má svými vlastnostmi vyhovovat ČSN 07 8591.

Z uvedeného popisu výrobní technologie je zřejmé, že tepelné zpracování je zaměřeno pouze na horní, zúženou část nádoby. Podstatná část nádoby - tělo, je tedy ponechána ve stavu za studena tvářeném, případně žíhaném pouze odvodem tepla. V této části tlakové nádoby jsou za provozu soustředěna nejvyšší napětí, protože má největší poloměr a nejmenší tloušťku stěny. Pro další úvahy v této práci mají proto tyto okolnosti mimořádný význam.

Za účelem kvalitativního hodnocení popsané technologie byly pořízeny fotografie mikrostruktur několika vzorků, které dokumentují následnost strukturních změn, k nimž dochází v polotovarech při různých etapách výroby. Na vzorcích byly sledovány oblasti označené číslicemi 1, 2, 3, 4, podle obrázku 7.



Obr. 7 Oblasti sledované na vzorcích

Oblast 1 je charakterizována největší tloušťkou stěny, vzniklou působením tříosé deformace při zužování. V oblasti 2 je naopak stěna nejtenčí, protože zde došlo k největším tahovým deformacím. Oblast 3 předsta-

vuje střed širokého pásma spojitě se měnícího stupně tváření. V oblasti 4 dochází při tažení jen k malým deformacím. Definováním těchto oblastí bylo dosaženo vzájemné porovnatelnosti vzorků o různém zpracování. Pro snadnou orientaci byly všechny fotografie struktur značeny dvojčísly, ve kterém první číslice značí číslo vzorku a druhá číslo sledované oblasti.

K mikroskopickému pozorování byly vybrány tyto vzorky:

- vzorek č.1. polotovar po zúžení hrdla na ϕ 10,5mm
- vzorek č.2. polotovar s vyžíhaným hrdlem ϕ 10,5mm
- vzorek č.3. polotovar po zúžení hrdla na ϕ 4,0 mm
- vzorek č.4. polotovar s vyžíhaným hrdlem ϕ 4,0 mm

Na obrázcích 8 až 19 jsou uvedeny mikrostruktury vzorků 1, 3 a 4.

Ve vzorku polotovaru po zúžení hrdla na ϕ 10,5mm (vz.č.1) se téměř v celém objemu zřetelně projevila jednostranná plastická deformace způsobená tažením nádoby (obr.8, 9, 10). Výjimkou je oblast u dna nádoby (1.4), kde došlo jen k minimální deformaci, a vzhledově je téměř shodná se strukturou původního materiálu (obr.11). Vyžíháním takto zpracovaného polotovaru (druhé žíhání) je dosaženo rekrytalizace v oblasti hrdla. Zbytek nádoby se strukturálně téměř nezmění. To dokazují struktury polotovaru po konečném zúžení hrdla na ϕ 4mm (vz.č.3). V oblasti zúžením vytvořeného krčku (3.1) jsou zachovány tvary zrn vzniklé rekrytalizací před zužováním. Deformace při zužování probíhala v rovině výbrusu dvěma na sebe kolmými směry, a proto nezpůsobila výraznou směrovou orientaci zrn.(obr 12). Nastalo pouze mírné zvlnění hranic zrn. V horní části těla nádoby (3.2)

Obr. 8. Vz. č. 1, obl. 1,
500x, nital

Obr. 9. Vz. č. 1, obl. 2,
500x, nital



Obr. 10. Vz. č. 1, obl. 3,
500x, nital

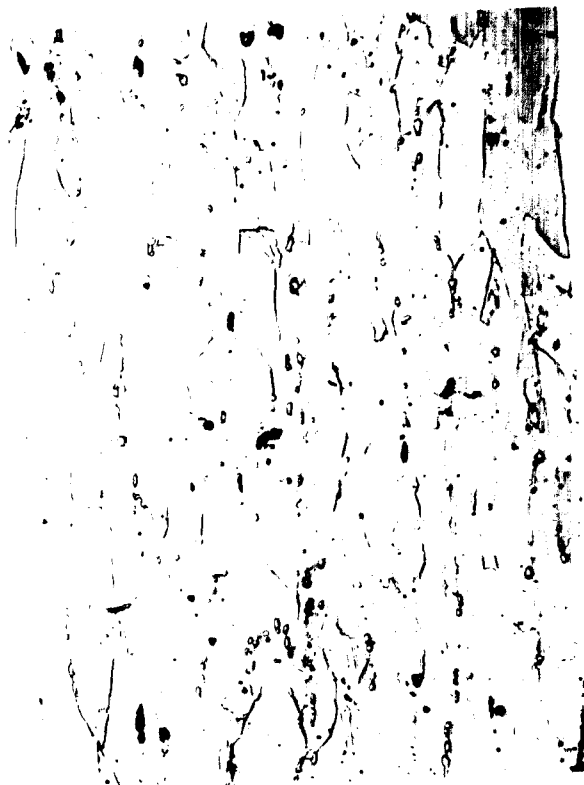
Obr. 11. Vz. č. 1, obl. 4,
500x, nital



Obr. 12. Vz. č. 3, obl. 1,
500x, nital



Obr. 13. Vz. č. 3, obl. 2,
500x, nital



Obr. 14. Vz. č. 3, obl. 3,
500x, nital



Obr. 15. Vz. č. 3, obl. 4,
500x, nital



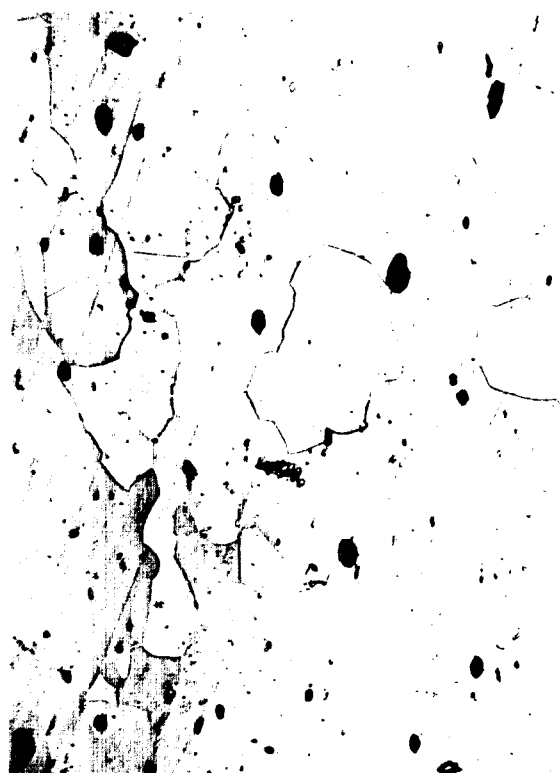
Obr. 16. Vz. č. 4, obl. 1, 500x, nital



Obr. 17. Vz. č. 4, obl. 2, 500x, nital



Obr. 18. Vz. č. 4, obl. 3, 500x, nital



Obr. 19. Vz. č. 4, obl. 4, 500x, nital

proběhly jakési změny v uspořádanosti, nevedly však ještě k rozvinutí rekrytalizačního procesu. Zbylé oblasti zůstaly nezměněny. Třetí vyžívání však přineslo výrazné změny. V oblasti krčku (4.1.) došlo k mimořádnému zhrubnutí zrna (obr.16). V horní části těla nádoby (4.2) došlo k relativně jemnozrnné rekrytalizaci (obr.17). V ostatních oblastech tohoto vzorku nedošlo k výrazným změnám. Nerovnoměrnost struktury na snímku dolní části nádoby (4.4, obr.19) je pravděpodobně náhodná.

U všech jmenovaných vzorků byla též zjišťována mikrotvrdoost. Naměřené hodnoty (vždy aritmetický průměr z nejméně tří vpichů) jsou udány v tabulce III. Údaje o způsobu a podmínkách měření mikrotvrdoosti jsou popsány v experimentální části.

Tab. III. Mikrotvrdoost dodaných vzorků

Vzorek	označení	HM 100
výchozí materiál 11 301.21	0	135
výchozí materiál 11 305.21	0	110
polotovar po zúžení hrdla na ϕ 10,5mm	1.1.	188
- " -	1.2.	183
- " -	1.3.	181
- " -	1.4.	145
polotovar s vyžíhaným hrdlem ϕ 10,5mm	2.1.	99
- " -	2.2.	172
- " -	2.3.	184
- " -	2.4.	160
polotovar po zúžení hrdla na ϕ 4,0mm	3.1.	172
- " -	3.2.	172
- " -	3.3	161
- " -	3.4.	144
polotovar s vyžíhaným hrdlem ϕ 4,0mm	4.1.	107
- " -	4.2.	97
- " -	4.3.	163
- " -	4.4.	144

2.3. Popis projevů praskavosti bombiček s náplní CO₂. Úvahy o příčinách a odstranění těchto jevů

Jak již bylo poznamenáno v úvodu, vyskytují se případy porušení celistvosti bombiček s náplní CO₂ v oběhu spotřeby. K praskání dochází nepravidelně, vždy u kusů, které jsou již zřejmě dlouho v oběhu. Vzhledem k tomu, že bombičky jsou plněny tlakem 6 MPa, může prudká expanze plynu při prasknutí bombičky způsobit spotřebiteli vážné ublížení na zdraví. Ročně je zaznamenáno asi 100 takových případů. V porovnání s celkovou produkcí praská tedy asi 0,04 % výrobků. Z hlediska malé výrobní ceny jedné bombičky je tento podíl zanedbatelný, z hlediska bezpečnosti však musí být možnost podobných havárií zcela vyloučena.

Podmínkou k úspěšnému řešení problému poruch výrobků z kovových materiálů je správné odhalení příčin poruchovosti. Jako podkladů k usuzování o příčinách praskavosti bombiček CO₂ bylo v této práci použito informací Prago Unionu a dodaných vzorků. Základním



Obr. 20. Prasklá bombička

vodítkem byl vzorek prasklé bombičky (obr.20), který se vyznačoval několika podélnými prasklinami. Rovina těchto prasklin je kolmá k rovině plechu. U prasklin nebyla pozorována kontrakce. Některé praskliny se projevovaly pouze jako podélné rýhy, protože povrchy od sebe nebyly odděleny plastickou deformací. Podobné vlastnosti bývají přisuzovány křehkým lomům. Křehký charakter potvrzuje i zřetelně interkrystalický povrch praskliny. Přetvárný charakter praskliny byl pozorován pouze na velmi krátkém úseku konce praskliny u dna nádoby. Tento úsek se vyznačuje kontrakcí a šikmým transkrystalickým porušením v kluzných rovinách.

Skutečnost, že nové bombičky běžně vydrží tlakovou zkoušku 30 MPa, a deformace zkoušených nových bombiček mají tvárný charakter (před prasknutím dochází k výrazné plastické deformaci - vyboulení) vedla k oprávněné domněnce, že v materiálu došlo po uplynutí určité doby ke ztrátě houževnatosti. Protože bombička z valné části nebyla rekrystalována, dá se očekávat, že v materiálu došlo ke stárnutí po plastické deformaci za studena, a praskavost je výsledným projevem zkřehnutí vlivem tváření a stárnutí materiálu. Stárnutí však nemusí být jedinou příčinou ztráty houževnatosti. Škodlivý vliv má také např. hrubozrnnost struktury. V různých oblastech bombičky dochází při výrobě ke značným rozdílům ve stupni tváření a při určitých podmínkách může v některé oblasti dojít ke kritickému hrubnutí. Velmi hrubá struktura byla pozorována v oblasti krčku bombičky. Je možné, že v této oblasti mohlo při nevhodném zacházení dojít ke vzniku praskliny, která se okamžitě rozšířila po celé délce těla bombičky. Důležitou roli při počátku tvorby praskliny mohla sehrát i koroze za napětí.

Vysoce tvářený materiál s vnitřním pnutím, násobeným trvalým tahovým napětím při provozu, má sklon k tomuto druhu koroze. Vhodnými místy pravděpodobného výskytu koroze jsou rýhy vzniklé při používání bombiček. V těchto rýhách je porušena povrchová fosfátovaná vrstva, a navíc zde dochází ke koncentraci napětí. Koroze za napětí probíhá obvykle interkrystalicky, a nemusí být zjištěna při běžné prohlídce, odpovídající ČSN 07 8591, odstavec 6 a 7. Proto mohou být napadené oblasti původcem nebezpečných vrubů, napomáhajících křehkému porušení bombiček. Na vzorku prasklé bombičky bylo pozorováno značné napadení povrchu prasklin korozí. Nelze však odpovědně prohlásit, zda tato koroze nevznikla až po porušení celistvosti. Mimořádný sklon ke korozi byl také pozorován při zhotovování metalografických výbrusů, kdy působil potíže zvláště při pozorování nejvíce protvářených oblastí.

Z uvedeného popisu a úvah o příčinách praskavosti je zřejmé, že k nebezpečí vzniku prasklin může docházet z několika příčin, o jejichž významu rozhoduje také řada faktorů provozních, např. prostředí, ve kterém jsou bombičky skladovány, způsob zacházení apod. Nelze též vyloučit možnost, že praskání je způsobeno náhodnými jevy, se kterými není při těchto úvahách počítáno.

Je možné prohlásit, že vhodné tepelné zpracování je schopné uvedené příčiny účinně potlačit, ne-li zcela vyloučit. Vhodným tepelným zpracováním může být rekrytalizační žihání s cílem získání termodynamicky stabilní, rovnoměrné a jemnozrnné struktury. Rekrytalizace odstraňuje negativní projevy stárnutí, zpomaluje rychlost koroze, a zmenšuje náchylnost k mezikrystalické korozi.

2.4. Napjatost ve válcových tlakových nádobách

Pro získání představy o pravděpodobném výskytu prasklin v tělese bombičky je vhodné popsat napjatost ve válcových tlakových nádobách. Při výpočtu napětí bývá v teorii pružnosti a pevnosti používáno dvou druhů vzorců, jednak pro tenkostěnnou a jednak pro tlustostěnnou nádobu. Charakteristickým znakem je, že tečné napětí je dvojnásobkem axiálního napětí v téže nádobě, což potvrzuje podélnou orientaci prasklin.

Tenkostěnná nádoba

$$\text{tečné napětí} \quad \sigma_t = \frac{p \cdot R}{t}$$

$$\text{axiální napětí} \quad \sigma_a = \frac{p \cdot R}{2t}$$

p ... přetlak

R ... střední poloměr nádoby

t ... tloušťka stěny

Tlustostěnná nádoba

$$\text{tečné napětí na} \\ \text{vnitřním poloměru} \quad \sigma_{tr} = \frac{p(r^2 + R^2)}{R^2 - r^2}$$

$$\text{tečné napětí na} \\ \text{vnějším poloměru} \quad \sigma_{tR} = \frac{2pr^2}{R^2 - r^2}$$

$$\text{axiální napětí} \quad \sigma_a = \frac{pr^2}{R^2 - r^2}$$

r ... vnitřní poloměr

R ... vnější poloměr

Při výpočtu skutečných napětí v bombičkách bylo užito nejneprůzračnějších rozměrů a tlaků, které při-
pouští ČSN 07 8591:

max. plnicí přetlak při 20°C	$p_{\max} = 6 \text{ MPa}$
min. tloušťka stěny	$t_{\min} = 0,8 \text{ mm}$
max. střední poloměr	$R_{s \max} = 8,9 \text{ mm}$
max. vnější poloměr	$R_{\max} = 9,3 \text{ mm}$
max. vnitřní poloměr	$r_{\max} = 8,5 \text{ mm}$

Vypočtená hodnota $\sigma_{t \max}$

podle vzorce pro tenkostěnnou nádobu:

$$\sigma_{t \max} = 66,75 \text{ MPa}$$

podle vzorce pro tlustostěnnou nádobu:

$$\sigma_{tr \max} = 66,88 \text{ MPa}$$

Tato napětí dávají více jak trojnásobnou bezpeč-
nost k mezi kluzu použitých materiálů. Je zřejmé, že
k praskání nedochází z důvodu předimenzování výrobků,
ale z důvodu změn mechanických vlastností materiálu.

Proto je v této práci dále stručně uvedena teorie
stárnutí po plastické deformaci za studena, která blí-
že vysvětluje příčiny těchto nežádoucích jevů.

3. TEORETICKÁ ČÁST

3.1. Stárnutí ocelí po plastické deformaci za studena

3.1.1. Charakteristika stárnutí

Stárnutí ocelí je souhrn změn fyzikálních a mechanických vlastností, k nimž dochází v průběhu uložení oceli při pokojové teplotě, nebo při teplotě zvýšené. Stárnutím přechází ocel ze stavu strukturně metastabilního do stavu blízkého rovnovážnému. Metastabilní stav je vyvolán přesycením tuhého roztoku $Fe\alpha$ interstiticky rozpuštěnými prvky. Typický interstiticky tuhý roztok v $Fe\alpha$ tvoří prakticky jen uhlík a dusík, prvky, které se vyznačují těmito vlastnostmi:

- a) malý rozměr atomu
- b) malá rozpustnost ve feritu, která se dále zmenšuje s klesající teplotou
- c) dostatečná rychlost difúze ve feritu
- d) poměrně malá afinita k železu

Tyto prvky jsou považovány za hlavní původce stárnutí ocelí.

3.1.2. Mechanismus stárnutí po plastické deformaci

Plastickou deformací se sníží rozpustnost uhlíku a dusíku, interstiticky rozpuštěných v $Fe\alpha$, a vytvoří se čerstvé dislokace. Atomy uhlíku a dusíku se snaží zaujmout místo s nejnižší volnou energií,

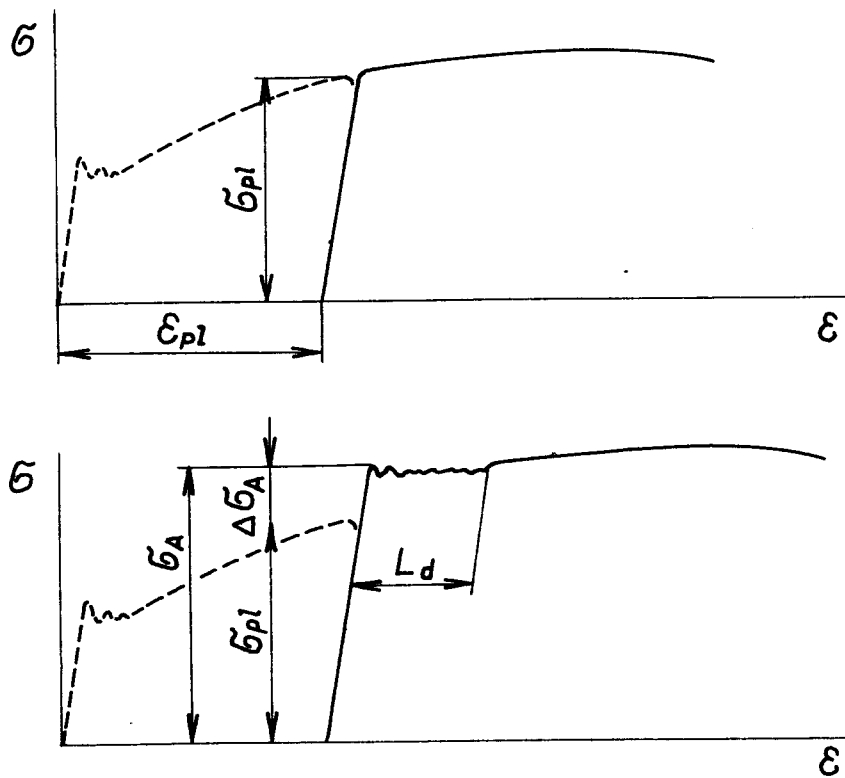
a proto difundují k dislokacím, kde se jejich koncentrace postupně zvyšuje, až jsou dislokace obsazeny shluky těchto atomů. Pro další tváření nejsou k dispozici volné dislokace, a vytvoření nových vyžaduje zvýšené napětí. Mechanismus stárnutí lze rozdělit na 4 vzájemně na sebe navazující etapy:

- a) vytváření atmosféry interstiticky rozpuštěných atomů podél dislokací
- b) přeskupení cizích atomů do samostatných zón okolo dislokací, v nichž mají cizí atomy stejnou krystalografickou mřížku jako základní materiál, tzv. Guinier - Prestonovy zóny
- c) přeskupení této mřížky do polohy odpovídající atomové mřížce sloučeniny příslušných cizích atomů se základním materiálem, např. nitridu nebo karbidu železa; jde vlastně o nukleaci precipitátů těchto sloučenin na dislokacích
- d) růst precipitátů

3.1.3. Projevy stárnutí po platické deformaci

Zpevnění ocelí stárnutím

Projevuje se zvýšenou mezí kluzu u stárnutého materiálu. Jako kritérium stárnutí se obvykle určuje velikost zpevnění a Lüdersova deformace. Závislost těchto vlastností na stárnutí je znázorněna na diagramu (obr. 21).



Obr. 21. Diagramy přerušené tahové zkoušky

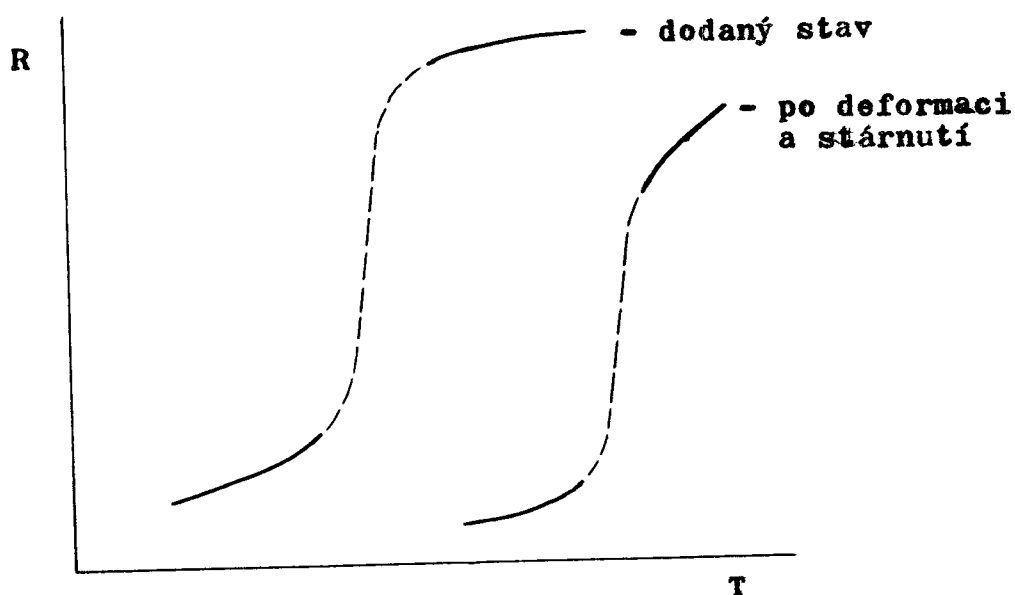
- a) v krátké době po deformaci
- b) po deformaci a stárnutí

Projevy stárnutí na diagramu tahové zkoušky:

zpevnění $\Delta\sigma_A = \sigma_A - \sigma_{pl}$
 Lüdersova deformace L_d

Zkřehnutí ocelí vlivem stárnutí

Konstrukční oceli jako slitiny Fe α s krystalografickou mřížkou kubickou prostorově centrovanou se vyznačují přechodem z houževnatého do křehkého stavu. Tento přechod je charakterizován strmým poklesem tažnosti, kontrakce a vrubové houževnatosti. Přechod z houževnatého chování do křehkého může být vyvolán změnou řady činitelů. Nejznámější je účinek nízké teploty. Podobný účinek však má také rychlost deformace, relativní hloubka vrubu, rozměr zkušebních vzorců nebo velikost zrna. Přechodové vlastnosti měkké oceli jsou znázorněny na diagramu obr. 22.



Obr. 22. Závislost vrubové houževnatosti na přechodových činitelích (např. teplotě)

Přechodová křivka v rubové houževnatosti má tři větve. V horní větvi s vysokými hodnotami R odpovídají lomy převážně tvárné, v dolní větvi s nízkou R

lomy křehké, bezdeformační. Obě větve jsou propojeny přechodovou oblastí existence smíšených lomů s různým podílem křehkosti na lomové ploše.

Účinek stárnutí se projevuje změnou tvaru a polohy přechodové křivky, vyjádřenou posunutím přechodové teploty k vyšším teplotám a snížením maximálních hodnot v rubové houževnatosti na horní větvi přechodové křivky. Zkřehnutí materiálu má proto dvě složky:

- a) zkřehnutí vlivem tváření za studena
- b) zkřehnutí vlivem vlastního stárnutí

Velikost změn způsobených stárnutím podporuje stupeň plastické deformace, teplota a doba stárnutí. V literatuře /2,13,14/ je uvedena celá řada diagramů závislostí projevů stárnutí na těchto veličinách.

3.1.4. Způsoby zvyšování odolnosti oceli proti stárnutí

K dosažení krátkodobé nebo i dlouhodobé odolnosti oceli proti stárnutí při pokojové teplotě je možno použít několika způsobů, ekonomicky různě nákladných.

1. Změna chemického složení

- a) snížení celkového obsahu N a C v oceli;
k tomu vedou metalurgické pochody při výrobě oceli. U ocelí z kyslíkových konvertorů se obsah N pohybuje maximálně v tisícinách procenta
- b) snížení obsahu N interstiticky rozpuštěného ve feritu;
do oceli se přidávají prvky s vysokou afinitou k N a C. Obvykle se používá hliníku v kombinaci s různými karbidotvornými a nitridotvornými prvky, jako Zr, V, Ti, Nb, Cr, B, Ta.

2. Tepelné zpracování

- a) tepelné zpracování plechů pro získání vysoké odolnosti proti stárnutí
- b) rekrytalizace tvářeného materiálu;
tímto pochodem je možno odstranit stárnutí po předcházející plastické deformaci

Pro řešení konkrétní problematiky v této práci má největší význam rekrytalizace plastickou deformací zpracovaných polotovary. Rekrytalizace je proces složitý, a jeho realizace v praxi se neobejde bez teoretických znalostí o zákonitostech tohoto procesu. Proto bude v dalším textu teorii rekrytalizace věnována zvýšená pozornost.

3.2. R e k r y s t a l i z a c e

Společným důsledkem každé plastické deformace za studena je zvýšení vnitřní energie o část mechanické energie, vynaložené na plastickou deformaci, zatím co převážná část vynaložené energie se přeměňuje v teplo. Zvýšením vnitřní energie se zpevněný kov stává termodynamicky nestabilní. Ohřev plastic-ky deformovaného materiálu vede postupně k tomu, že se uložená energie uvolňuje. Vnější projevem tohoto děje jsou změny, probíhající ve třech stupních, které souhrnně označujeme jako zotavení, rekrytalizace a růst zrna.

3.2.1. Zotavení

Zotavení zahrnuje v sobě ty přeměny, které se odehrávají v submikroskopické stavbě krystalu, a nedají se stanovit světelným ani elektronovým mikroskopem. Postupující zotavování je možno sledovat různým způsobem, a to buď ze změn některých mechanických a fyzikálních vlastností, nebo ze změn rentgenových čar difrakce, které citlivě reagují na změny v elementární stavbě. Změny mechanických vlastností se projevují poklesem pevnosti a tvrdosti, houževnatost se zvětšuje. Z fyzikálních vlastností např. klesá elektrický odpor, zvyšuje se permeabilita, klesá koerцитivita. K vysvětlení procesu zotavování značně přispěla teorie dislokací /8, 12/.

3.2.2. Rekrytalizace

Při průběhu rekrytalizace je možno rozlišit tři samostatná údobí:

- a) vznik zárodků a jejich růst na velikost rekrytalizačního zrna (až po mikroskopickou velikost)
- b) růst rekrytalizačních zrn až k jejich vzájemnému styku (vznik nové krystalické stavby)
- c) konstantní hrubnutí rekrytalizované struktury

Mechanismus rekrytalizace

Vznik zárodků záleží na energetických podmínkách soustavy. Podle současných názorů na původ a vznik zárodků se předpokládá, že v tvářené krystalické stavbě zůstávají celé oblasti mřížek, v nichž v důsledku tváření dosáhla energie svého maxima.

V těchto oblastech probíhají již při relativně malém zvýšení teploty změny, které obecně souvisí se zotavováním (pokles hustoty dislokací), čímž klesá volná energie takové oblasti, a takto vzniklý zárodek se může rozrůstat. Místa zárodků blíže určili Cahn a Guinier/8/, kteří prokázali, že za zárodek je nutno pokládat onu oblast mřížky, v níž došlo k polygonizaci. Jakmile dosáhne polygonizovaná oblast určité velikosti, porušuje se postupně koherentnost mezi polygonizovanou a dosud deformovanou částí krystalu, a útvar - zrno - který vznikl růstem zárodku, lze stanovit mikroskopem.

Rekrystalizace se však může rozvíjet i jiným způsobem než bylo uvedeno. Je známo, že teplota rekrystalizace je stupněm tváření snižována rychleji než teplota, za níž dochází k polygonizaci. Po intenzivním tváření počíná rekrystalizace dříve, než mohlo dojít k polygonizaci, a tedy tvorba zárodků polygonizací není pro vznik rekrystalizace nezbytně nutné. V takovém případě je rekrystalizace spojena s rozsáhlou migrací hranic vhodně orientovaných tvářených krystalů v širokém měřítku. Rekrystalizace obvykle probíhá kombinací těchto dvou způsobů.

3.2.3. Kinetika rekrystalizace

Sledujeme-li rekrystalizaci prostřednictvím mechanických či fyzikálních vlastností, nebo vyhodnocujeme-li přírůstek rekrystalizovaného objemu, zjistíme, že teplotní závislost rychlosti změn těchto veličin je exponenciální funkce Arrheniova typu.

Obecný tvar rovnice průběhu rekrytalizace je

$$x = 1 - e^{(-Bt^k)}$$

$x \dots$ podíl rekrytalizovaného objemu
za konstantní teploty t

$B, k \dots$ veličiny závislé na podmínkách
rekrytalizace /8/

3.2.4. Rekrytalizační teplota

V technické praxi je za rekrytalizační teplotu považována taková teplota, za níž došlo při prodlevě trvající 1 hodinu k dokonalé rekrytalizaci. Pro čisté kovy platí přibližně

$$T_{\text{rek}} \cong 0,35 \text{ až } 0,40 T_{\text{tav}}$$

$T_{\text{rek}} \dots$ absolutní teplota rekrytalizace

$T_{\text{tav}} \dots$ absolutní teplota tavení

Slitiny mají rekrytalizační teplotu vždy vyšší než čisté kovy, z nichž vznikly. Teplotu rekrytalizace do značné míry ovlivňuje stupeň tváření. Čím intenzivněji je kov tvářen, tím nižší je teplota, za níž počíná rekrytalizace. Velikost krystalů po rekrytalizaci má mimořádný význam pro technickou praxi. Největší vliv na zrnitost rekrytalizovaného kovu má předchozí stupeň tváření. Se stoupajícím stupněm tváření vzrůstá počet oblastí, které jsou příhodné pro vznik zárodku, což se projeví větším počtem zárodků a jemnějšími krystaly po rekrytalizaci. Naopak proti tomu při malém stupni tváření je vznik zárodků omezen na menší počet oblastí, a krystaly po rekrytalizaci jsou hrubé.

Stupeň tváření, při němž dochází k maximálnímu zhrubnutí krystalu, je označován jako **k r i t i c - k ý s t u p e ň t v á ř e n í**. Pro měkkou ocel činí 5 až 10 %. K největšímu zhrubnutí dochází při ohřevu na tzv. **k r i t i c k o u t e p l o t u**. U polymorfních kovů leží tato teplota pod čarou fázové přeměny (např. u oceli pod A_{c_3}).

3.2.5. Rekrytalizační žihání nerovnoměrně tvářených výlisků

Vedle struktur rovnoměrně vyvinutých mohou vzniknout po rekrytalizaci struktury značně nerovnoměrné. Nerovnoměrnost je způsobena obvykle rozdílným stupněm tváření v různých oblastech komplikovaného výlisku. V takových případech je obtížné získat běžně prováděným rekrytalizačním žiháním rovnoměrnou strukturu. Poznání, že pomalý ohřev na rekrytalizační teplotu je rovněž příčinou nerovnoměrné struktury, vedlo k postupnému zvyšování rychlosti ohřevu až po krátkodobé žihání za vyšších teplot než je obvykle používána teplota rekrytalizační. Při použití takového ohřevu se struktura zjemní a zrovnoměří i v těch případech, kdy stupeň tváření se v různých místech výlisku značně liší. Vysvětlení příčiny: Nukleace - tvorba rekrytalizačních zrn na polygonizovaných oblastech, může být různá za různých teplot. Je to dáno tím, že aktivační energie nutná k polygonizaci a ke tvoření zrn klesá se stupněm distorze mřížky, tedy se stupněm tváření. Protože je plastická deformace v polykrystalickém útvaru značně nehomogenní, dá se očekávat, že za určité teploty ohřevu se začnou tvořit zárodky a zrna rekrytalizace

především v těch místech deformované krystalické stavby, ve kterých bylo dosaženo nutné aktivační energie. Takových míst se stoupající teplotou tedy přibývá. Při rychlém ohřevu vznikají zrna rekrystalizace téměř současně v místech s menším i větším přírůstkem vnitřní energie, a konečná struktura je jemnozrná. K vyvolání tohoto stavu tedy není rozhodující velikost absolutní teploty ohřevu, nýbrž pouze množství energie dodané tvářenému kovu.

Jedním ze způsobů rychlého ohřevu kovů je vysokofrekvenční indukční ohřev. Posouzení možnosti využití tohoto způsobu při rekrystalizaci konkrétních, nerovnoměrně tvářených výrobků (bombiček CO_2), je úkolem této práce. Z tohoto důvodu bude další kapitola věnována teoretickým základům indukčního ohřevu.

3.3. I n d u k č n í o h ř e v

Při indukčním ohřevu vzniká teplo proudem I_2 , indukovaným v povrchové vrstvě ohřivaného předmětu. Odpor R_2 dráhy tohoto proudu závisí na jejich délce, šířce, tloušťce a na měrném odporu materiálu.

3.3.1. Ohřívací výkon indukovaných proudů

Výkon spotřebovaný v ohřivaném předmětu je dán vzorcem

$$P_2 = R_2 \cdot I_2^2 \quad /W/$$

R_2 ... odpor dráhy indukovaných proudů
 I_2 ... indukovaný proud

Tento vzorec lze zapsat ve tvaru

$$P_2 = r \cdot I_1^2 \quad /W/$$

r ... přenesený odpor
 I_1 ... indukující proud

Přenesený odpor má velikost

$$r = \frac{k^2}{Q_2} \cdot \omega L_1 \quad / \Omega /$$

k ... činitel vazby induktoru s předmětem
 Q_2 ... činitel jakosti dráhy indukovaných proudů
 ω ... úhlová rychlost ($\omega = 2\pi f$)
 L_1 ... indukčnost induktoru

Činitel vazby induktoru s předmětem je dán vztahem

$$k = \frac{I_2}{I_1} \cdot \sqrt{\frac{L_2}{L_1}}$$

L_2 ... indukčnost dráhy indukovaných proudů

Činitel jakosti dráhy indukovaných proudů je dán vztahem

$$Q_2 = \frac{\omega L_2}{R_2}$$

Odpor dráhy indukovaných proudů se obvykle počítá ze vztahu

$$R_2 = \frac{\rho \cdot l}{s \cdot d} \quad / \Omega /$$

ρ ... měrný odpor materiálu $/\frac{\Omega \cdot \text{m}}{\text{mm}}/$

l ... délka střední proudové čáry $/\text{m}/$

s ... náhradní šířka dráhy indukovaných proudů $/\text{mm}/$

d ... náhradní hloubka vniku indukovaných proudů (hloubka, ve které intenzita el. pole poklesne e krát) $/\text{mm}/$

Takto definovaná hloubka vniku je dána vztahem

$$d = \sqrt{\frac{\rho}{\pi \cdot f \cdot \mu_0 \cdot \mu_r}} \quad / \text{mm} /$$

f ... frekvence $/\text{Hz}/$

μ_0 ... permeabilita vakua

μ_r ... poměrná permeabilita

Šířka dráhy indukovaných proudů pro jeden vodič vzdálený h od povrchu materiálu je dána vzorcem

$$s = 2\pi h \quad / \text{ mm } /$$

Hodnoty proudu a napětí na induktoru se určí ze vzorců

$$I_1 = \sqrt{\frac{P_2}{R}} \quad / \text{ A } /$$

$$U = \omega L_1 (1 - k^2) \cdot I_1 \quad / \text{ V } /$$

Při realizaci indukčního ohřevu v praxi se obvykle upouští od teoretických výpočtů, a dává se přednost zkouškám a měření. Uspokojivé výsledky by přinesl pouze takový výpočet, který by zahrnoval všechny změny fyzikálních vlastností, ke kterým dochází při rychlém ohřevu (permeabilita, elektrická vodivost, teplotní vodivost, měrné teplo), a které mění pracovní podmínky generátoru. Proto i v této práci bylo užito k vyladění optimálního chodu generátoru experimentálních zkoušek, při čemž rozhodujícím ukazatelem byl nárůst teploty zkušebních vzorků.

3.3.2. Tepelné výpočty

Privádíme-li na povrch tělesa teplo indukovanými proudy v tenké povrchové vrstvě, ohřívá se nejprve tato povrchová vrstva. Mezi ohřátou povrchovou vrstvou a chladnějším vnitřkem vzniká teplotní spád, který způsobuje odvádění tepla dovnitř. Teplota stoupá na povrchu i uvnitř hmoty. Teplotní pole v takto ohřivaném předmětu je možno matematicky vyjádřit

aplikací Fourierovy rovnice, která je poměrně složitá a není nutné ji zde uvádět.

V této práci byly ohřívány tenkostěnné vzorky, u kterých při povrchovém ohřevu ne příliš vysokou rychlostí dochází k prakticky okamžitému vyrovnání teplot ve stěně, a ohřev je možno s malou chybou považovat za objemový. Proto budou uvedeny jen jednoduché kalorické výpočty.

Množství tepla k ohřátí součásti je dáno vztahem

$$Q = G \cdot c \cdot \Delta \vartheta \quad / J /$$

G ... hmotnost součásti /kg/
 c ... měrné teplo /J · kg⁻¹ · K⁻¹/
 Δϑ ... rozdíl teploty konečné a počáteční /K/

Výkon potřebný k ohřevu vyjadřuje vzorec

$$P = \frac{Q}{t} \quad / W /$$

t ... doba ohřevu

Z těchto vzorců vyplývá vztah pro střední teplotu ohřívané tenkostěnné součásti

$$\vartheta_s = \frac{P \cdot t}{G \cdot c} \quad / K /$$

Při ohřevu materiálu dochází ke ztrátám tepla sáláním a vedením do okolního vzduchu. Podíl ztrát se při krátké době ohřevu značně snižuje. Pro ohřev na klidném vzduchu mají rozhodující význam ztráty sáláním.

Vysálaný výkon lze spočítat podle Stefan-Boltzmannova zákona

$$P_s = c_{12} S_1 \left[\left(\frac{T_1}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_2}{100} \right)^4 \right] \quad / W /$$

c_{12} ... vzájemný součinitel sálení
/W.m⁻² . K⁻⁴/

T_1, T_2 ... teploty ploch S_1 a S_2

Pro případ plochy S_1 sálající do okolí S_2 platí

$$c_{12} = c_0 \cdot \varepsilon_1$$

c_0 ... součinitel sálení dokonale černého tělesa
/c₀ = 5,775 W.m⁻² .K⁻⁴/

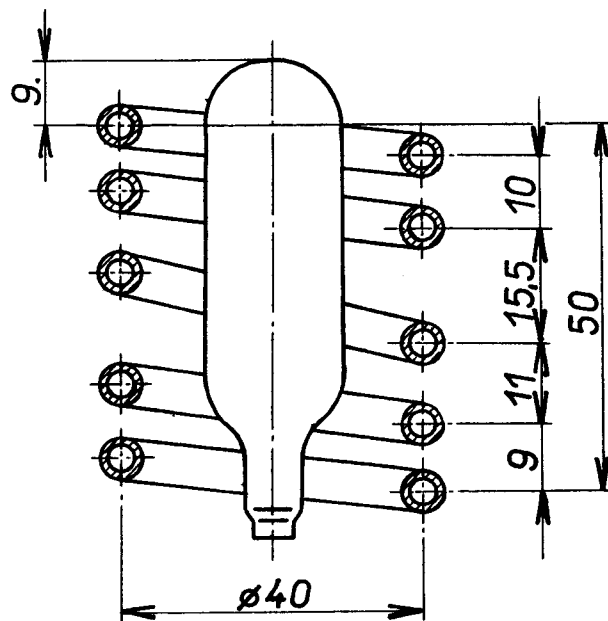
ε_1 ... emisní součinitel plochy S_1
(pro oxidovanou ocel platí
 $\varepsilon_1 = 0,97$)

4. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

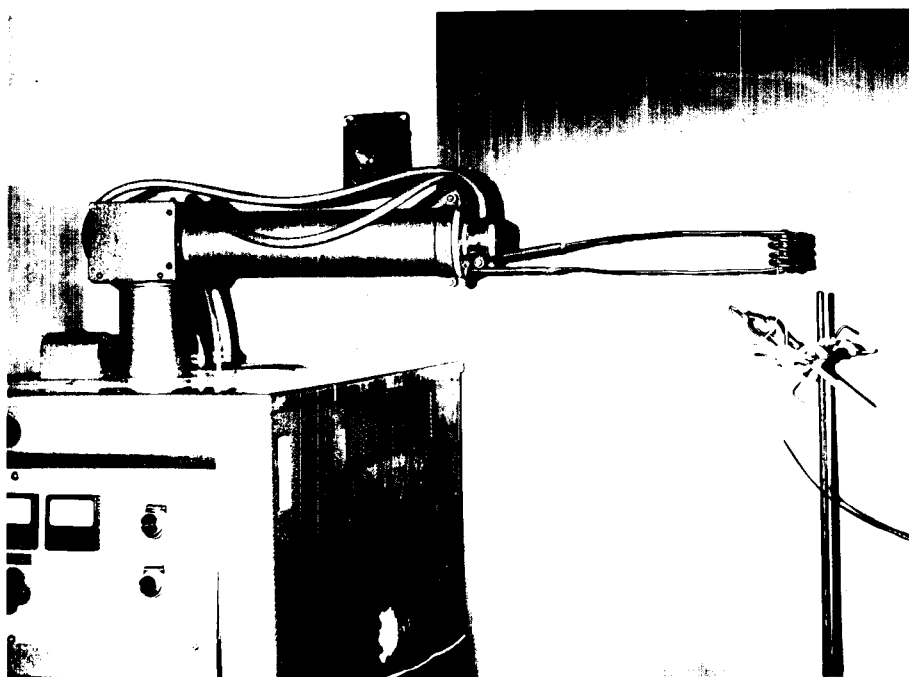
Pro účely experimentů tepelného zpracování indukčním ohřevem bylo použito osmi vzorků polotovarů bombiček CO_2 po zúžení hrdla na ϕ 4,0 mm z materiálu 11 305.21, vyrobených v závodě Restex Moravská Třebová. Jeden vzorek byl ponechán v původním stavu k metalografickému hodnocení (vzorek č.6), zbývajících sedm vzorků bylo podrobeno různým cyklům indukčního žíhání podle možností použitého generátoru (vzorky I až VII).

4.1. Popis zařízení

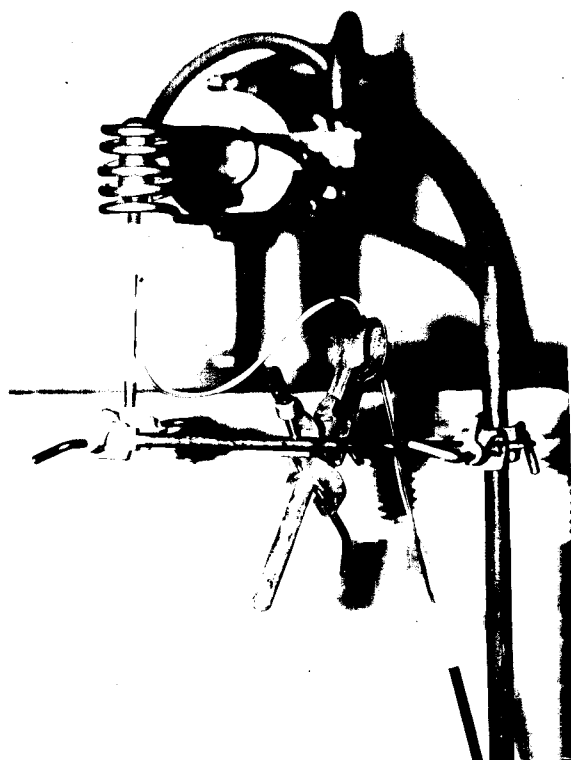
Ke zkouškám rekrystalizačního žíhání vzorků bylo použito vysokofrekvenčního generátoru Gv 6. Tento stroj má pracovní kmitočet cca 3,5 MHz, a dává maximální výkon 4 kW. Pro individuální ohřev bombiček byl vyroben induktor ve tvaru cívky o pěti závitěch. Rozměr a tvar induktorů byl navržen s ohledem na výhodné rozložení teplot ve vzorku (obr. 23). Za účelem dosažení přibližně shodné teploty v těle bombičky při ohřevu, bylo stoupání závitů ve středních partiích cívky voleno větší než stoupání krajních závitů. Ustavení vzorků v jádře cívky induktoru bylo provedeno pomocí jednoduchého zařízení (obr. 24, 25 a 26). Bombička byla nasazena na keramickou kapiláru, upnutou v laboratorním stojanu. Teplota žíhání vzorků byla měřena termočlánkem Ni - CrNi, přivařeným kondenzátorovou svářečkou ke vzorkům v oblasti 3. Odečítání teploty se provádělo na měřicím přístroji Metra 793251 cejchovaným pro tento typ termočlánku. Doba ohřevu byla zaznamenána pomocí elektrických stopek.



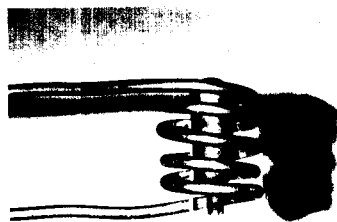
Obr. 23. Rozměry induktoru a poloha vzorku



Obr. 24. Celkové uspořádání zařízení



Obr. 25. Detailní pohled na zařízení z předu



Obr. 26. Detailní pohled na zařízení z boku

4.2. Rychlost ohřevu vzorků, ohřívací výkon

Jak již bylo uvedeno v části 3.3, ohřívací výkon indukovaných proudů je vždy menší než výstupní výkon generátoru. Tento rozdíl je tím větší, čím volnějši je vazba induktoru s ohřívaným předmětem.

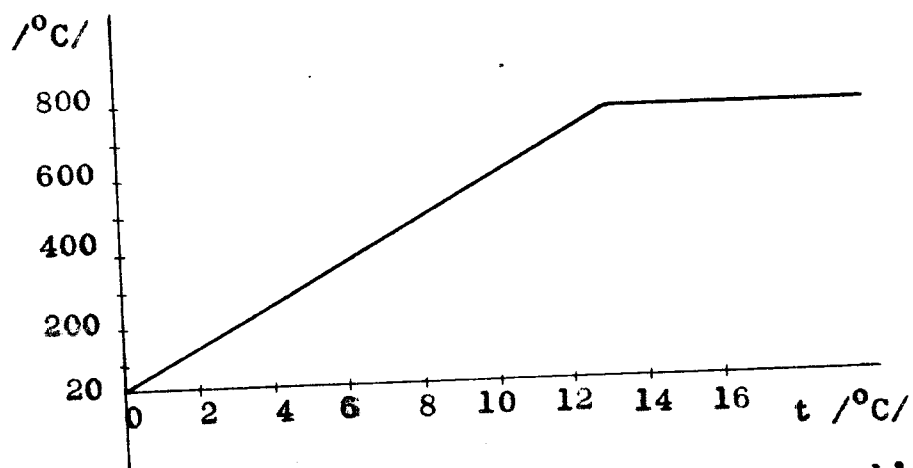
Všechny vzorky použité při zkouškách indukčního žihání byly ohřívány stejným výkonem, a to takovým, jakého bylo dosaženo nastavením generátoru na maximální parametry. Při stávajících podmínkách nebylo možno dosáhnout většího tepelného výkonu pro ohřev vzorků.

Rychlost ohřevu byla změřena experimentálně. Bylo zjištěno, že růst teploty je přibližně lineární, s průměrnou rychlostí 56^{+2} K.s^{-1} . Za předpokladu, že měřená teplota představuje teplotu v celém objemu tenkostěnného vzorku, je snadné spočítat přenesený ohřívací výkon ze vzorce

$$P'_2 = G \cdot c \cdot v$$

kde hmotnost vzorku $G = 0,023 \text{ kg}$, měrné teplo oceli $c = 460 \text{ J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$, a rychlost ohřevu $v = 56 \text{ K.s}^{-1}$. Na základě této úvahy vychází $P'_2 = 582 \text{ W}$. Takto vypočtený přenesený výkon již v sobě zahrnuje ztráty sáláním a vedením do okolí. Skutečné hodnoty přeneseného výkonu však jsou o něco menší, protože předpoklad této úvahy nebyl zcela splněn.

Lineární růst teploty je ukončen dosažením 770°C . Zde se teplota náhle ustálí. Prudké snížení ohřívacího výkonu je způsobeno dosažením Curieova bodu, velmi úzkého intervalu teplot, jehož překročením ocel ztrácí magnetické vlastnosti. V našem případě klesne v tomto bodu přiváděný výkon natolik, že již není v převaze nad ztrátami tepla do okolí, a teplota se zde tedy musí ustálit. Po ustálení teploty je velikost přiváděného výkonu rovna velikosti ztrát. Podle Stefan - Boltzmannovy rovnice (kap. 3.3.2) se dá spočítat, že tyto ztráty činí pro povrch vzorku $S_1 = 29 \cdot 10^{-4} \text{ m}^2$ a teplotu 770°C přibližně $P_s = 190 \text{ W}$. Růst teploty probíhal přibližně podle obr. 27. Tento průběh teploty byl shodný u všech ohřívávaných vzorků. Rozdíl v tepelném zpracování jednotlivých vzorků spočíval ve výši dosažené teploty, způsobu ochlazování, příp. době výdrže na teplotě. Tyto hodnoty udává tabulka IV.



Obr. 27. Průběh teploty při ohřevu vzorků

Tab. IV. Parametry ohřevu jednotlivých vzorků

poř.č.	teplota ohřevu /°C/	doba ohřevu /s/	způsob ochlazování	označ. vzorku
1	550	9,4	vzduch	III
2	650	10,9	vzduch	II
3	720	12,4	vodní sprcha	VI
4	720	12,5	vzduch	I
5	770	13,9	vodní sprcha	V
6	770	13,8	vzduch	IV
7	770	40,0	vzduch	VII

4.3. Metalografická technika

Jako kritéria pro kvalitativní hodnocení provedeného tepelného zpracování bylo použito optické mikroskopie a měření mikrotvrlosti. Vzorky k metalografickému studiu byly odebrány podélným řezem v ose bombičky. Příprava výbrusů probíhala obvyklým způsobem. Broušení bylo prováděno na metalografických papírech SIA. K leštění bylo použito leštící suspenze Tonerde. Pro plošné leptání struktury se nejlépe osvědčil Nital 1% (1% roztok HNO_3 v etylalkoholu). Uspokojivých struktur bylo dosaženo pouze po několikrát opakovaném střídavém leptání a leštění. Připravené vzorky byly velmi rychle napadány korozí, proto musely být struktury okamžitě po zhotovení výbrusu fotografovány. Všechny připravené vzorky byly studovány na metalografickém mikroskopu Neophot II (Carl Zeiss Jena) a fotografovány na plochý film 9 x 12 ORWO NP 20 expozicí 16 až 19. Pro všechny snímky bylo zvoleno zvětšení 500x. Pozitivní fotografie byly zhotoveny kopírováním na fotopapíry Brom extra a Neobrom. Pro negativy i pozitivy bylo použito vývojky MH 28. Mikrotvrlost byla měřena Vickersovou metodou na mikrotvrdoměru PMT 3 (SSSR). Pro zatížení hrotu bylo voleno závaží 100 g.

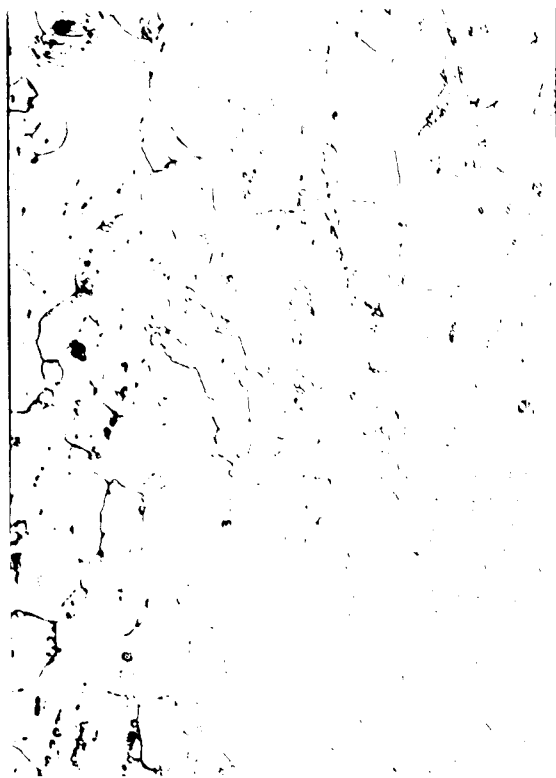
Uvedená technika byla shodně použita pro studium všech vzorků v této práci.

4.4. Výsledky optického pozorování struktur experimentálně tepelně zpracovaných vzorků

Při studiu struktur optickou mikroskopií byla zjištěna značná složitost tvorby a růstu rekrystalizačních zrn.

Výchozím vzorkem byl polotovár po zúžení hrdla na 4,0 mm z materiálu 11 305.21 (vzorek č. 6). Tento vzorek je srovnatelný s obdobným, z materiálu 11 301.21 (vzorek č. 3). Je však jemnozrnější, a v oblasti 4 má tvar zrn odpovídající výchozímu materiálu. Struktury vzorku 6 jsou na obrázcích 28, 29, 30 a 31. Ohřevem na 550°C s následujícím chladnutím na vzduchu nebylo dosaženo výrazných změn. V oblasti 1 dochází k počátku rekrystalizace (vzorek č. III, obr. 32, 33, 34, 35). Při ohřevu na 650°C došlo již k rekrystalizaci v celém objemu vzorku. V oblastech 1, 2, 3 je poměrně jemnozrná, velmi rovnoměrná struktura (obr. 36, 37, 38), v oblasti 4 je zachována původní rekrystalizační textura (obr. 39). Ohřev na 720°C přinesl zajímavé změny v oblasti 1. V této oblasti došlo k vytvoření velice jemnozrné struktury (obr. 40). V ostatních oblastech tohoto vzorku je velikost zrn přibližně stejná jako v předchozím případě. Vznik jemné struktury v oblasti 1 může být vysvětlen jako důsledek počínající překrystalizace (překrystalizační teplota může být snížena např. obsahem manganu). To ukazuje i skutečnost, že u vzorku zakaleného vodní sprchou ihned po dosažení teploty 720°C byla pozorována v oblasti 1 struktura mnohem hrubší (obr. 44). Vzhled struktury v ostatních oblastech zakaleného vzorku (obr. 45, 46, 47) se téměř neliší od vzorku ochlazeného na vzduchu (obr. 41, 42, 43). Je to způsobeno

tím, že v těchto oblastech je tenčí stěna a větší sálavá plocha, a chladnutí zde probíhá mnohem rychleji než v oblasti krčku. Ohřevem na 770°C s následujícím chladnutím na vzduchu vznikne struktura, která se svým vzhledem mnoho neliší od struktury vzorku žíhaného na 720°C (obr. 48, 49, 50, 51). Delší výdrž na teplotě 770°C (v našem případě asi 25 s) přináší velké zhrubnutí zrna v oblasti 1. V ostatních oblastech k nápadnému zhrubnutí nedošlo (obr. 52, 53, 54, 55).



Obr. 28. Vz. č. 6, obl. 1,
500x, nital



Obr. 29. Vz. č. 6, obl. 2,
500x, nital



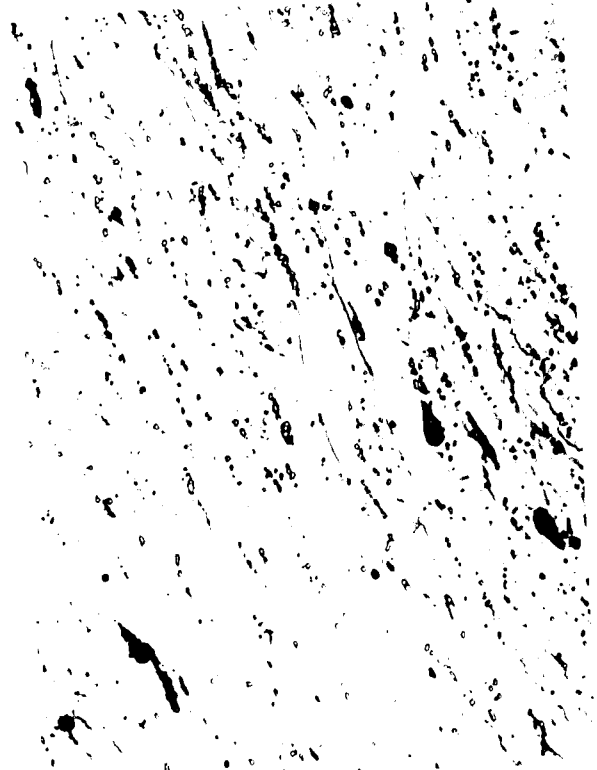
Obr. 30. Vz. č. 6, obl. 3,
500x, nital



Obr. 31. Vz. č. 6, obl. 4,
500x, nital



Obr. 32. Vz. č. III, obl. 1,
550°C, vzduch, 500x, nital



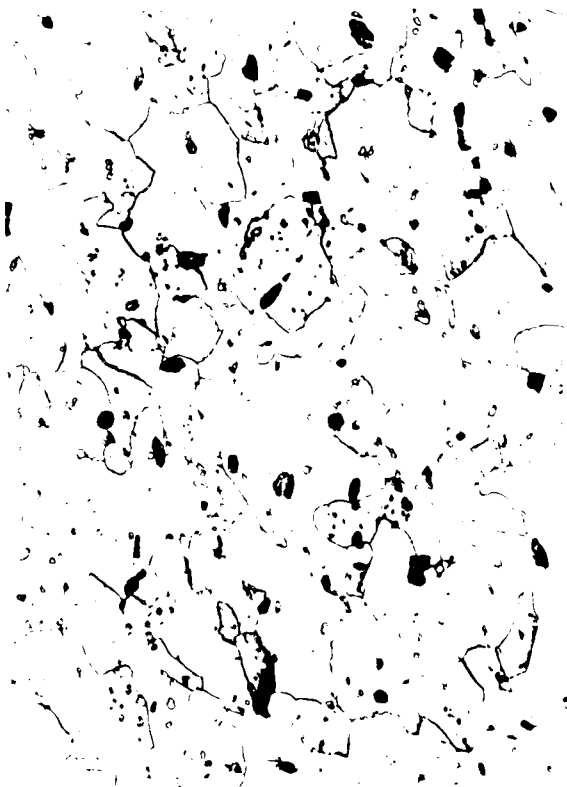
Obr. 33. Vz. č. III, obl. 2,
550°C, vzduch, 500x, nital



Obr. 34. Vz. č. III, obl. 3,
550°C, vzduch, 500x, nital



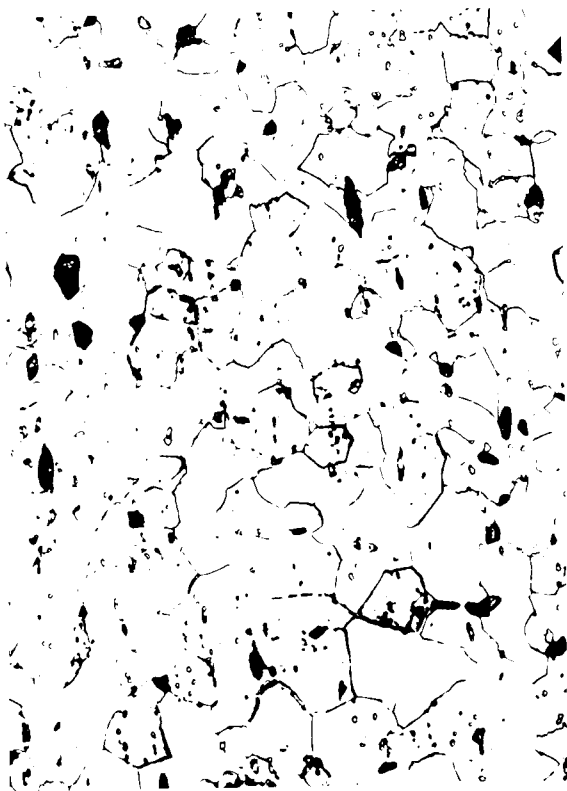
Obr. 35. Vz. č. III, obl. 4,
550°C, vzduch, 500x, nital



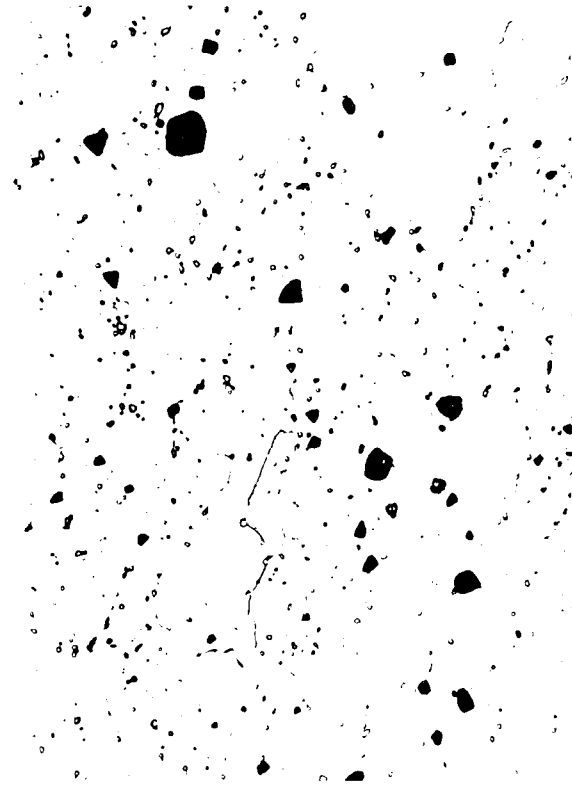
Obr. 36. Vz. č. II, obl. 1,
650°C, vzduch, 500x, nital



Obr. 37. Vz. č. II, obl. 2,
650°C, vzduch, 500x, nital



Obr. 38. Vz. č. II, obl. 3,
650°C, vzduch, 500x, nital



Obr. 39. Vz. č. II, obl. 4,
650°C, vzduch, 500x, nital



Obr. 40. Vz. č. I, obl. 1,
720°C, vzduch, 500x, nital



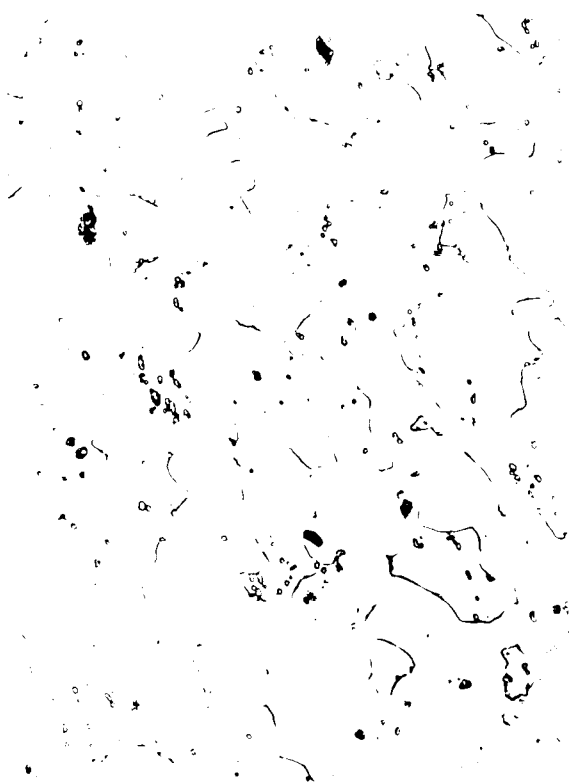
Obr. 41. Vz. č. I, obl. 2
720°C, vzduch, 500x, nital



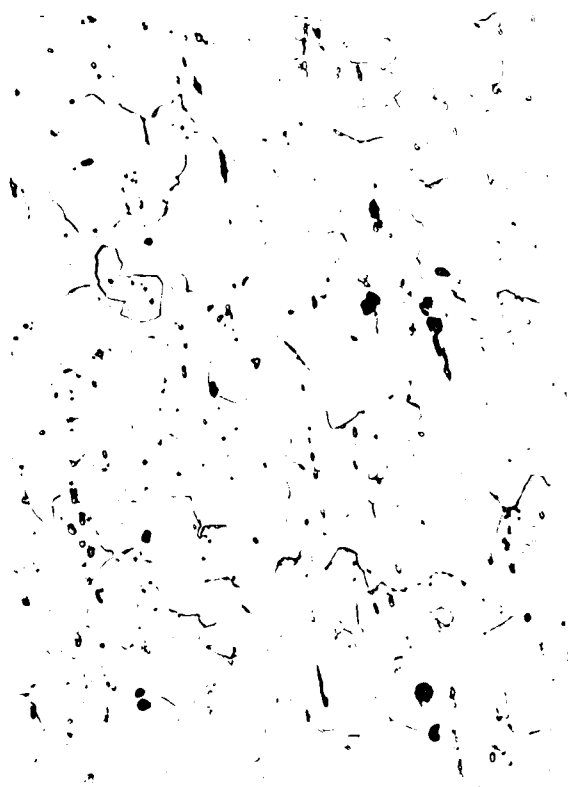
Obr. 42. Vz. č. I, obl. 3
720°C, vzduch, 500x, nital



Obr. 43. Vz. č. I, obl. 4
720°C, vzduch, 500x, nital



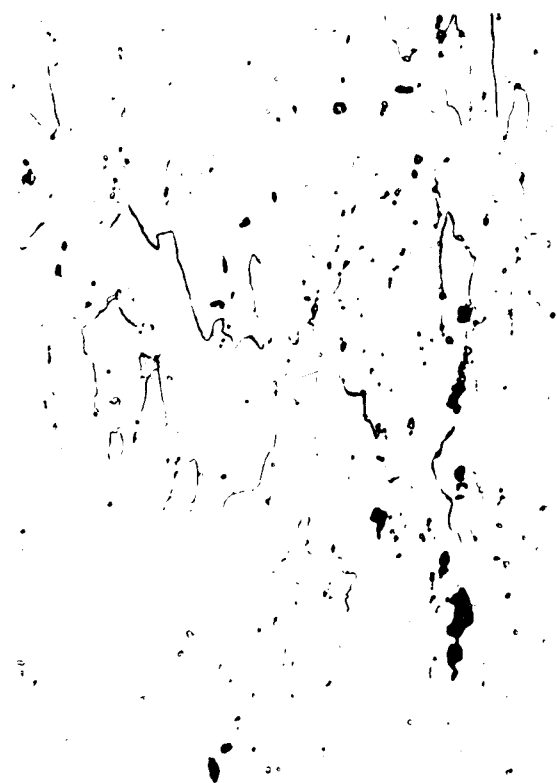
Obr. 44. Vz. č. VI, obl. 1,
720°C, voda, 500x, nital




Obr. 45. Vz. č. VI, obl. 2,
720°C, voda, 500x, nital




Obr. 46. Vz. č. VI, obl. 3,
720°C, voda, 500x, nital



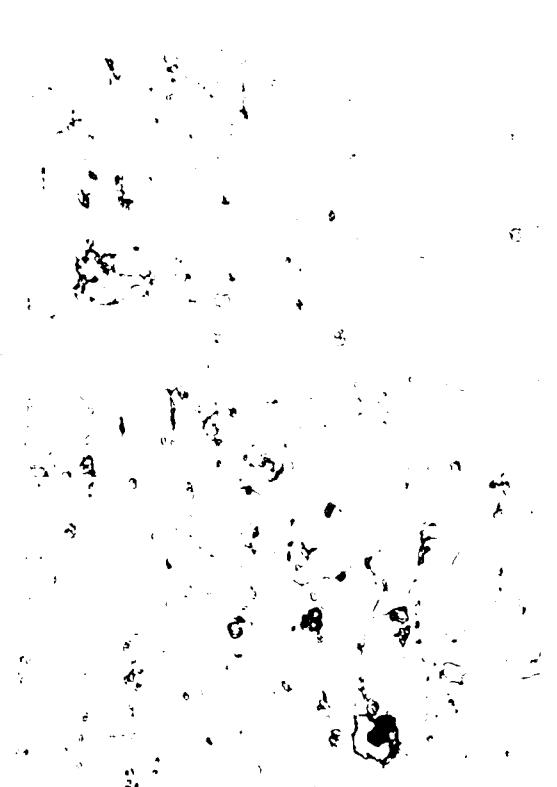
Obr. 47. Vz. č. VI, obl. 4,
720°C, voda, 500x, nital




Obr. 48. Vz. č. IV, obl. 1,
770°C, vzduch, 500x, nital



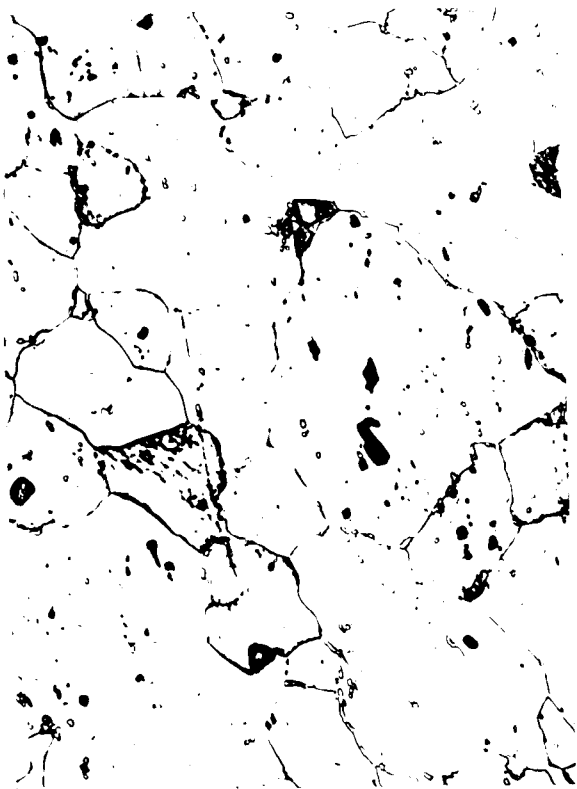
Obr. 49. Vz. č. IV, obl. 2,
770°C, vzduch, 500x, nital



Obr. 50. Vz. č. IV, obl. 3,
770°C, vzduch, 500x, nital



Obr. 51. Vz. č. IV, obl. 4,
770°C, vzduch, 500x, nital



Obr. 52. Vz. č. VII, obl. 1,
770°C, výdrž 25s, vzduch,
500x, nital



Obr. 53. Vz. č. VII, obl. 2,
770°C, výdrž 25s, vzduch,
500x, nital



Obr. 54. Vz. č. VII, obl. 3,
770°C, výdrž 25s, vzduch,
500x, nital



Obr. 55. Vz. č. VII, obl. 4,
770°C, výdrž 25s, vzduch,
500x, nital

4.5. Výsledky změřené mikrotvrdości

Ve vybraných oblastech všech žíhaných vzorků byla měřena mikrotvrdość HM 100. Měření bylo provedeno cca jeden měsíc po žíhání. Hodnoty mikrotvrdości jsou udány v tabulce V. Z uvedených hodnot vyplývá, že průběh tvrdosti v závislosti na žíhacích cyklech není shodný ve všech oblastech vzorku. Toto je způsobeno různým stupněm deformace a nestejným rozložením teplot v tělese vzorku. Závažné bylo zjištění, že vzorky po rekrytalizaci a určité době ležení při normální teplotě vykazují poměrně vysokou tvrdost. Tato tvrdost je pravděpodobně způsobena precipitačním rozpadem feritu, přesyceného intersteciálními prvky, které byly při vysoké teplotě ve feritu rozpuštěny. Změřené hodnoty tvrdosti jsou tedy výsledkem dvou vzájemně protichůdných procesů: Rekrytalizačním rozpadem za studena tvářeného materiálu a precipitačním vytvrzováním nové struktury. Tyto procesy jsou komplikovány tím, že u vzorků žíhaných na vyšší teploty (720, 770°C) proběhla částečná austenitizace.

Tab. V. Mikrotvrdość žíhaných vzorků

vzorek	oblast	parametry žíhání	HM 100
6	1	-	147
	2	-	165
	3	-	161
	4	-	148
III	1	550 ⁰ C, vzduch	147
	2	- " -	158
	3	- " -	161
	4	- " -	148
II	1	650 ⁰ C, vzduch	148
	2	- " -	129
	3	- " -	115
	4	- " -	155
I	1	720 ⁰ C, vzduch	161
	2	- " -	103
	3	- " -	91
	4	- " -	153
VI	1	720 ⁰ C, voda	181
	2	- " -	175
	3	- " -	182
	4	- " -	166
IV	1	770 ⁰ C, vzduch	169
	2	- " -	121
	3	- " -	102
	4	- " -	176
V	1	770 ⁰ C, voda	178
	2	- " -	169
	3	- " -	145
	4	- " -	175
VII	1	770 ⁰ C, výdrž 25s, vz.	102
	2	- " -	103
	3	- " -	102
	4	- " -	130

5. DISKUSE VÝSLEDKŮ

Z výsledků optické mikroskopie vyplývá, že při použitých parametrech ohřevu lze docílit rovnoměrné rekrystalizované struktury. Výsledky naměřené mikrotvrdosti však ukazují, že takto provedené rekrystalizační žíhání nevede k termodynamicky stabilnímu stavu soustavy. Při ohřevu na vysoké teploty se docílí velmi rychlého uvolnění energie uložené materiálu plastickou deformací. Rekrystalizace probíhá urychleně, velký počet rekrystalizačních zárodků zajišťuje jemnou strukturu. Vysoká teplota ohřevu však zvyšuje rozpustnost uhlíku a dusíku ve feritu. Ochlazení tenkostěnných vzorků na vzduchu probíhá poměrně velkou rychlostí, při které se tyto prvky nestačí z tuhého roztoku vyloučit. Po ochlazení na nízké teploty je tedy ferit přesycen intersticiálními atomy C a N a nastane opět termodynamicky nestabilní stav. Přejít ke stabilnímu stavu nastává při normální teplotě postupně formou precipitačního rozpadu feritu, což způsobuje stárnutí oceli.

Protože materiál žíháných vzorků je podle ČSN 41 1305 charakterizován jako odolný proti stárnutí, nebyly takto výrazné projevy stárnutí očekávány. U oceli uklidněné hliníkem se dá předpokládat, že hlavní původce stárnutí - dusík, je z velké části v oceli vázán na stabilní chemické sloučeniny. Naskýtá se tedy otázka, do jaké míry bylo dodrženo chemické složení oceli, zvláště pak obsah hliníku. Pochybnosti též utvrzuje existence poměrně hrubého rekrystalizačního zrna výchozího materiálu (hrubší než u neuklidněné oceli 11 301). Z časových důvodů však již nebylo možno provést podrobnou analýzu chemického složení, protože laboratoře KTM nejsou potřebnou technikou vybaveny, a dodací lhůty u jiných organizací jsou dlouhé.

Pro získání stabilní struktury výrobků je tedy nutné zavést po indukčním rekrytalizačním žíhání (např. 720°C při rychlosti $56 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) velmi pomalé ochlazování, které zaručí rovnovážné vylučování uhlíku a dusíku. Toto se dá realizovat chladnutím žíhaných polotovarů v průběžné peci, případně pouze v chladícím tunelu. Pomalé chladnutí napomáhá též koagulaci fází, vyloučených na hranicích zrn, čímž se snižuje vliv jejich křehkosti na houževnatost materiálu. Takto zpracované výrobky se vyznačují rovnoměrnou, stabilní strukturou, které by nebylo dosaženo klasickým rekrytalizačním ohřevem.

Indukčního ohřevu se však dá využít k mnohem efektivnějšímu způsobu tepelného zpracování výrobků o malých rozměrech. Tento způsob spočívá v extrémně vysoké rychlosti ohřevu (1000 až $1500 \text{ K}\cdot\text{s}^{-1}$) na vysokou teplotu (např. 850°C), krátké výdrži na této teplotě (několik sekund) a prudkém ochlazení vodní sprchou. Díky rychlému ohřevu se ferit nenasytuje uhlíkem, a udržuje stav blízký rovnovážnému při nízkých teplotách. Vysoká teplota ohřevu a malý obsah uhlíku ve feritu způsobují takové urychlení rekrytalizace, že k jejímu ukončení stačí několik sekund. Tento čas je nedostatečný k průběhu rozpouštění karbidů i k průběhu difúzní tvorby austenitu. Výsledkem rozdělení procesů rekrytalizace a rozpouštění karbidů je rovnovážná struktura bez křehkých fází na hranicích zrn. V literatuře /6/ jsou uvedeny diagramy tímto způsobem provedené rekrytalizace v závislosti na době výdrže na teplotě. Ukazuje se, že průběh rekrytalizace se dá dobou výdrže velmi přesně ovládat. Tento způsob tepelného zpracování je však velmi náročný na praktickou realizaci. Jeho zavedení by v našem případě znamenalo nutnost řešení problému

manipulace s polotovary, koncentrace ohřivacího výkonu a způsobu kalení polotovarů v těsném sledu po ohřevu.

Z předložených úvah vyplývá, že stabilní strukturu je možno získat dvěma různými způsoby tepelného zpracování. Protože v materiálu dochází při žíhání k složitým strukturním procesům, je nutně před konečným rozhodnutím o návrhu nového tepelného zpracování ověřit teoretické úvahy provedením řady zkoušek.

Protože v této práci nebyl ještě konkrétně stanoven optimální postup pro tepelné zpracování bombiček CO_2 , bylo by předčasné provádět porovnáni dosavadního a navrženého postupu po ekonomické stránce. Všeobecně však lze indukční ohřev pokládat za velmi hospodárný. Téměř veškeré teplo (kromě ztrát sáláním a vedením tepla do okolí a nepatrných ztrát v induktoru) se při tomto způsobu spotřebuje na ohřev samotného předmětu. Při vyšších rychlostech ohřevu se podíl ztrát tepla do okolí úměrně snižuje. V praxi tedy přináší zavedení indukčního ohřevu nejenom lepší kvalitu výrobků, ale i úspory času a energie.

6. ZÁVĚR

Při studiu projevů praskavosti bombiček CO_2 bylo za hlavní příčinu praskavosti označeno stárnutí materiálu po plastické deformaci za studena.

Po prostudování současné technologie výroby bylo zjištěno, že jak mezioperační, tak i konečné žíhání je prováděno pouze v oblasti krčku nádoby, zbytek je ponechán ve stavu za studena tvářeném. Metalografický rozbor ukázal, že ve finálních výrobcích je značně nerovnoměrná struktura.

Experimentální prověrka indukčním ohřevem ukázala, že zvýšenou rychlostí ohřevu na vyšší teploty než je obvyklé, je možno dosáhnout rovnoměrné rekrystalizované struktury v celém objemu vzorku.

Z naměřené mikrotvrdosti rekrystalizovaných vzorků vyplynulo, že v materiálu došlo po rekrystalizaci a asi měsíčním ležení za normální teploty k nežádoucím jevům stárnutí. Z toho plyne, že volné chlazení vzorků na vzduchu nezaručí rovnovážný stav materiálu. Vytvrzovací jevy nebyly v takové míře předpokládány, protože se jedná o ocel uklidněnou hliníkem, dle normy odolnou proti stárnutí.

Po zvážení problematiky tepelného zpracování bombiček CO_2 vyplývají z teoretické i experimentální části této práce tyto závěry:

- a) konečné tepelné zpracování musí být provedeno v celém tělese nádoby
- b) Rovnoměrnou a jemnozrnnou rekrystalizační strukturu lze získat rychlým ohřevem do oblasti eutektoidní teploty

- c) přesycení feritu intersticiálními prvky lze zabránit dvěma způsoby:
- c.a) zpomalením rychlosti ochlazování po žihání (při podmínkách podobných experimentům v této práci)
 - c.b) potlačením rozpouštění těchto prvků ve feritu při použití extrémně vysoké rychlosti ohřevu a ochlazování

6.1. Doporučení pro další studium

- 1) Provést analýzu chemického složení výchozího materiálu 11 305
- 2) Experimentálně ověřit závěry této práce
- 3) Stanovit optimální tepelné zpracování

POUŽITÁ LITERATURA

- /1/ Horyna : Studium kinetiky austenitizace vybraných ocelí při rychlém odporovém ohřevu, Kandidátská dizertační práce, Liberec 1978
- /2/ Jareš : Metalografie ocele, NČSAV, Praha 1960
- /3/ Jech : Tepelné zpracování oceli, SNTL, Praha 1969
- /4/ Kalčík, Sýkora : Technická termomechanika, SNTL, Praha 1974
- /5/ Koutský, Šmíd : Makroskopické a mikroskopické zkoušení ocelí, SNTL, Praha 1964
- /6/ Lvov : Osnovy skorostnoj rekrystalizacii malouglerodistoj stali, Metalovedě-nije i termičeskaja obrabotka, Mašgiz, Moskva 1961
- /7/ Macháček : Ohřev kovů, SNTL, Praha 1967
- /8/ Píšek, Jeníček, Ryš : Nauka o materiálu I 2, NČSAV, Praha 1968
- /9/ Pluhař, Koritta : Strojírenské materiály, SNTL, Praha 1977
- /10/ Polushkin : Příčiny a odstraňování vad kovů, SNTL, Praha 1955
- /11/ Stivín : Vysokofrekvenční ohřev v průmyslu I, SNTL, Praha 1955
- /12/ Tměj : Tváření kovů (Vybrané statě z teorie), učební text VŠST, Liberec 1977

- /13/ Vrtěl : Stárnutí ocelí, Lisování, SNTL,
Praha 1971
- /14/ Vrtěl : Zkřehnutí ocelí, Hutnické listy 22,
1967, č. 5
- /15/ ČSN 41 1301, Ocel 11 301, schváleno
13.12.1967
- /16/ ČSN 41 1305, Ocel 11 305, schváleno
10. 4.1974
- /17/ ČSN 07 8591, Bombička s náplní CO₂,
schváleno 16.10.1968
- /18/ Návod k obsluze vysokofrekvenčního
generátoru Gv 6A

Závěrem děkuji za odborné vedení a konzultace
s. Ing. Horynovi, CSc a s. Ing. Daňourkovi. Dále
děkuji pracovním metalografické laboratoře za
předání mnoha zkušeností z metalografické praxe.

Jan Frouz