

**UNIVERZITA PARDUBICE
DOPRAVNÍ FAKULTA JANA PERNERA**

**Analýza porušení spojkového koše lamelové
spojky**

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

**AUTOR PRÁCE: Josef Gabriel
VEDOUCÍ PRÁCE: Ing. Pavel Švanda, Ph.D.**

2008

**UNIVERSITY OF PARDUBICE
JAN PERNER TRANSPORT FACULTY**

**Analysis of failure clutch scrape from multi-
plate clutch**

BACHELOR WORK

AUTHOR: Josef Gabriel

SUPERVISOR: Ing. Pavel Švanda, Ph.D.

2008

Fakulta / Vysokoškolský ústav: **Dopravní fakulta Jana Pernera**
Katedra / Ústav: **Katedra dopravních prostředků**
Akademický rok: **2006 / 2007**

ZADÁNÍ BAKALÁŘSKÉ PRÁCE

Pro: **Josef Gabriel**

Studijní program: **DOPRAVNÍ TECHNOLOGIE A SPOJE**
Studijní obor: **DOPRAVNÍ PROSTŘEDKY – SILNIČNÍ VOZIDLA**

Název tématu: **Analýza porušení spojkového hřídele lamelové spojky**

Zásady pro zpracování:

1. Popis technologie výroby – povrchové zušlechťování, svařování TIG
2. Obecné příčiny porušení součástí
3. Příprava vzorků, analýza
4. Závěr

Seznam odborné literatury:

1. Ptáček L.: Nauka o materiálu I., II., CERM Brno, 2001
2. Pluhař J., Puškár A., Koutský J., Macek K., Beneš V.: Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu, SNTL/Alfa, 1987
3. Kucipál J.: Teorie svařování, SNTL, 1986
4. Puškár A., Hazlinger M.: Porušovanie a lomy súčastí, Žilinská univerzita, 2000

Rozsah: 30 - 40 stran

Vedoucí práce: **Ing. Pavel Švanda Ph.D.**
Katedra dopravních prostředků

Vedoucí katedry: **Doc. Ing. Miroslav Tesař, CSc.**

Datum zadání práce: **19.02.2007**

Datum odevzdání práce: **25.05.2007**

Prohlašuji:

Tuto práci jsem vypracoval samostatně. Veškeré literární prameny a informace, které jsem v práci využil, jsou uvedeny v seznamu použité literatury.

Byl jsem seznámen s tím, že se na moji práci vztahují práva a povinnosti vyplývající ze zákona č. 121/2000 Sb., autorský zákon, zejména se skutečností, že Univerzita Pardubice má právo na uzavření licenční smlouvy o užití této práce jako školního díla podle § 60 odst. 1 autorského zákona, a s tím, že pokud dojde k užití této práce mnou nebo bude poskytnuta licence o užití jinému subjektu, je Univerzita Pardubice oprávněna ode mne požadovat přiměřený příspěvek na úhradu nákladů, které na vytvoření díla vynaložila, a to podle okolností až do jejich skutečné výše.

Souhlasím s prezenčním zpřístupněním své práce v Univerzitní knihovně Univerzity Pardubice.

V Pardubicích dne 26.5.2008

Josef Gabriel

Poděkování

Na tomto místě bych rád poděkoval panu Ing. Pavlu Švandovi, Ph.D., vedoucímu mé bakalářské práce, za cenné rady a věnovaný čas při vzniku této práce. Dále bych rád poděkoval rodině za trpělivost a podporu při mém studiu.

ABSTRAKT

Bakalářská práce řeší obecný popis povrchového zušlechťování materiálů a jejich svařování metodou TIG. Dále potom obecné příčiny porušení součástí v důsledku jejich namáhání. V neposlední řadě ovšem řeší problém porušení spojovacího koše lamelové spojky z traktoru McCormick řady XTX, u kterého dochází během provozu k praskání a ukroucení od základního hřídele. Tato analýza je z hlediska určení materiálů, ze kterých je součást vyrobena, odhadnutí metody svařování a provedení zjištění příčiny prasknutí spoje.

ABSTRACT

This bachelor work is about general description of surface treatment of steels and about welding methods, especially by TIG method. Bachelor work further presents failures of components in consequence of their mechanical stress. Last but not least there is an analysis of failure clutch scrape from multi-plate clutch which is analyzing on the part of quality of materials, estimation method of weld and location reason cause of loss.

Obsah

1. METODA SVAŘOVÁNÍ TIG	3
1.1 Rozdělení metod svařování	3
1.1.1 Metoda tlakového svařování	3
1.1.2 Metoda tavného svařování	3
1.2 Svařování netavicí se wolframovou elektrodou v atmosféře inertního plynu – TIG (WIG).....	5
1.2.1 Svařování stejnosměrným proudem.....	6
1.2.2 Svařování střídavým proudem	7
1.2.3 Svařování impulsním proudem	7
1.2.4 Netavicí se wolframové elektrody	9
1.2.5 Přídavné materiály	10
2 POVRCHOVÉ ZUŠLECHŤOVÁNÍ.....	11
2.1 Hlavní postupy tepelného zpracování.....	12
2.1.1 Žhánění	13
2.1.2 Kalení.....	15
2.1.3 Popouštění.....	19
2.1.4 Povrchové kalení a chemicko-tepelné zpracování.....	20
2.2 Chemicko-tepelné zpracování.....	21
3 OBECNÉ PŘÍČINY PORUŠENÍ SOUČÁSTÍ	26
3.1 Deformace a lom	27
3.1.1 Deformace.....	27
3.1.2 Skutečný deformační diagram	29
3.1.3 Lom	32
3.2 Únava materiálu.....	35
4 ZKOUŠKY TVRDOSTI	39
4.1 Podle Brinella	39
4.2 Podle Rockwella	40
4.3 Podle Vickerse	41
4.4 Poldi kladívko.....	42
5 VÝSLEDKY MĚŘENÍ.....	43
5.1 Příprava vzorku	43

5.1.1	Postup při odebrání vzorku	44
5.1.2	Broušení, leštění a leptání vzorku	44
5.2	Analýza vzorků	45
5.2.1	Spojkový koš	45
5.2.2	Spojkový hřídel	46
5.3	Zkoušky tvrdosti	46
5.3.1	Grafy měření tvrdosti	47
6	ZÁVĚR	50
7	POUŽITÁ LITERATURA	52

1. Metoda svařování TIG

Svařování je jedním z nejefektivnějších a nejkvalitnějších možností, jak spojit materiál. Vlivem roztaveného svarového kovu a základního kovu dojde k jejich promísení a dvě součásti jsou následně po vychladnutí spojeny metalurgickým spojem, který při správném postupu zajistí velmi dobré spojení obou součástí, často i s rozdílnými vlastnostmi. V dnešní době již existuje řada metod svařování, pro které jsou přesně definovány jejich vlastnosti a využití.

1.1 Rozdělení metod svařování

Rozdělení metod svařování je uvedeno v normě ČSN EN 34063. Toto rozdělení je ekvivalentní rozdělení dle ČSN ISO 857.

Obecně lze metody svařování rozdělit na dva druhy :

- Metody tavného svařování
- Metody tlakového svařování

1.1.1 Metoda tlakového svařování

Tlakové metody svařování jsou založeny na působení mechanické energie, která formou makro nebo mikrodeformace přiblíží spojované povrchy na vzdálenost působení meziatomových sil přičemž vznikne vlastní spoj.

1.1.2 Metoda tavného svařování

Tato metoda je v současné době nejpoužívanější a vychází z principu vytvoření vysoké lokální teploty v místě svaru. Typ zdroje ohřevu označuje často svařovací metodu, např. svařování plamenem, obloukové svařování. Jedním z hlavních problémů při svařování je, že kovy reagují s atmosférou rychleji, když stoupá jejich teplota. Metoda, jak chránit horký kov před vlivem atmosféry, je druhým nejdůležitějším rozlišujícím znakem. Technika sahá od svařování pod tavidlem, které vytváří ochrannou strusku, až po svařování v ochranné atmosféře.

Aby se kovy mohly spojit, vyžaduje většina svařovacích metod vytvoření vysoké lokální teploty, která nataví základní a přídavný materiál. Typ zdroje ohřevu často označuje svařovací metodu, např. svařování plamenem, svařování elektrickým obloukem, svařování plasmové, indukční svařování apod. Jedním z hlavních problémů při svařování je, že kovy reagují s atmosférou (O_2 , N_2 , H_2O) rychleji, když stoupá jejich teplota. Pokud se nezabrání přístupu a vlivu těchto atmosférických plynů na roztavenou svarovou lázeň, dochází k výraznému znehodnocení svarového spoje jak vizuálním (póry a bubliny), tak mechanickým hodnotám spoje (pevnost, tažnost, vrubová houževnatost apod.). Výběr technologií je od obalované elektrody a svařování pod tavidlem, kde tuto ochranu zajišťují struskotvorné látky přes trubičkové elektrody s vlastní ochranou, kdy přísady v náplni vytváří strusku nebo plynnou ochranu, případně kombinaci obou druhů ochrany svarové lázně.

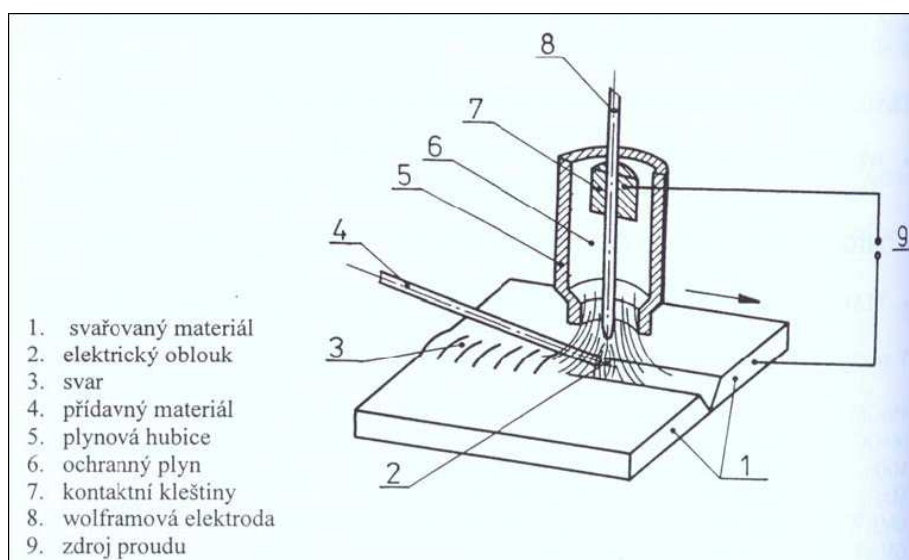
Poslední z nejpoužívanějších metod je metoda svařování v ochranných atmosférách. Jsou to například obloukové svařování v ochranné atmosféře, obloukové svařování tavicí se elektrodou v interním plynu (MIG), obloukové svařování tavicí se elektrodou v aktivním plynu (MAG), obloukové svařování plněnou elektrodou v aktivním plynu, obloukové svařování plněnou elektrodou v interním plynu, obloukové svařování netavicí se elektrodou v ochranné atmosféře interního plynu (TIG).

Některé metody byly vyvinuty pro konkrétní aplikace, zatímco jiné jsou flexibilní a pokrývají široký sortiment svářečských prací. Ačkoliv se svařování užívá pro spojování stejnorodých nebo nestejnorodých kovových částí, užívá se stále více k opravám a renovacím opotřebovaných nebo poškozených součástek. Roste také počet aplikací pro "navařování" nových součástek, jejichž výsledkem je povrch odolný proti korozi, otěru, nárazu a opotřeбенí. V těchto případech se pomocí svařování ukládá vrstva vhodného materiálu na levnější nebo houževnatější základní kov. Dostáváme tak díly a komponenty, které mají vlastnosti na výrazně vyšší úrovni co se týká požadovaných parametrů. Metoda svařování obloukem, poprvé zavedená koncem 19. století, však zůstává nejvýznamnější a nejvíce používanou technikou. Jak název napovídá, zdrojem tepla je elektrický oblouk vytvořený nejčastěji mezi svařovaným dílem a elektrodou nebo svařovacím drátem. Průchodem elektrické energie skrz plyn vzniká elektrický oblouk ve kterém dochází k přeměně elektrické energie na teplo až $6000\text{ }^{\circ}\text{C}$. Na anodě je teplota cca $3\ 600\text{ }^{\circ}\text{C}$ a na katodě cca $3\ 200\text{ }^{\circ}\text{C}$. Takto vytvořené teplo roztaví základní a přídavný materiál a dojde k pevnému spoji. Zapojení elektrody na + pól, nepřímá polarita (např. basický obal), poskytuje hustě tekoucí svarový kov. Zapojení na –

pól, přímá polarita (např. kyselý obal) poskytuje řídce tekoucí svarový kov. Tyto možnosti a vlastnosti elektrického oblouku se úspěšně aplikují jak při svařování, tak také při navařování. Proto je třeba u obalených elektrod a trubičkových drátů dodržovat polaritu, kterou uvádí v materiálovém listu výrobce. Zařízení pro svařování se mohou lišit co do velikosti a komplexnosti, ale hlavní rozdíl spočívá ve zvolené technologii svařování. Do obloukového svařování patří od ručního svařování obalenou elektrodou, svařování pod tavidlem, přes svařování v ochranných atmosférách, kam patří metody MIG, MAG, TIG, plasma (PAW) až po svařování, resp. navařování MOG.

1.2 Svařování netavicí se wolframovou elektrodou v atmosféře inertního plynu – TIG (WIG)

Při svařování metodou TIG hoří oblouk mezi netavicí se elektrodou a základním materiálem. Ochranu elektrody i tavné lázně před okolní atmosférou zajišťuje netečný plyn o vysoké čistotě minimálně 99.995%. Používá se argonu, helia nebo jejich směsí. Svařování lze realizovat s přídavným materiálem ve formě drátu ručním způsobem, nebo automatické svařování s podavačem drátu s proměnlivou rychlostí jeho podávání dle postupu svařování.



1.2 Princip svařování metodou TIG

Obecně lze svařování rozdělit dle druhu proudu na svařování střídavým proudem pro hliník, hořčík a jejich slitiny a svařování stejnosměrným proudem pro středně a vysokolegovanou ocel, měď, nikl, titan, zirkon, molybden a další. Pro svařování uhlíkové oceli se metoda TIG používá méně z důvodu nebezpečí vzniku pórů ve svaru a z ekonomického hlediska z důvodu malé efektivity práce. Svařování wolframovou elektrodou se používá i pro spojování obtížně svařitelných materiálů s vysokou afinitou ke kyslíku např. titan a zirkon .

Lze svařovat i různorodé materiály – ocel s mědí, bronzem nebo niklovými slitinami a návary v oblasti renovací např. nástrojové oceli, niklové a kobaltové tvrdonávary.

Svařování TIG má výrazný růst objemu svářečských aplikací což se připisuje vysoké kvalitě spojů, operativnosti řízení procesu svařování a vysokému stupni automatizace a robotizace. Tato metoda je ovšem ekonomicky velice náročná a proto se využívá pouze při nutnosti vytvořit velice kvalitní spoj u relativně problematicky svařitelných kovů.

1.2.1 Svařování stejnosměrným proudem

Svařování stejnosměrným proudem je základní způsob zapojení při svařování metodou TIG. Při tomto zapojení je elektroda připojena k zápornému pólu zdroje a svařovaný materiál na kladný (přímé zapojení). Rozdělení tepla oblouku je nerovnoměrné a přibližně 1/3 tepla připadá na elektrodu a 2/3 celkového tepla se přenáší do základního materiálu. Díky tomu není elektroda tepelně přetěžovaná a naopak svarová lázeň má velkou hloubku závaru. Na velkou hloubku závaru má vliv i dopad elektronů, které svoji kinetickou energii přeměňují na tepelnou.

Svařování stejnosměrným proudem s přímou polaritou se používá pro spojování všech typů ocelí, mědi, niklu, titanu a jejich slitin . Tento způsob zapojení se dá použít i pro svařování hliníku v ochranné atmosféře směsi argonu a nejméně 75% helia. Při svařování hliníku stejnosměrným proudem se díky vysoké vodivosti helia předává do svarové lázně velké množství tepla, které umožňuje roztavení i povrchových oxidů. Oxidy se vlivem povrchových sil stahují na okraj taveniny a střed tavné lázně je čistý. Tento způsob svařování se používá především pro renovace a opravy rozměrných

a silnostěnných hliníkových odlitků nebo svařenců. Umožňuje spojovat i silnostěnné a tenkostěnné součásti především koutovým svarem.

Nepřímá polarita zapojení není z důvodu vysokého tepelného zatížení elektrody využívána a dá se výjimečně použít pro svařování tenkostěnných svařenců z hliníku nízkým proudem.

1.2.2 Svařování střídavým proudem

Svařování střídavým proudem se používá z důvodu čistícího účinku, při části svařovacího cyklu, kdy je proud v kladné části periody svařovacího cyklu a kladné polaritě elektrody se používá na svařování hliníku, hořčíku a jejich slitin. Výrazným problémem při svařování hliníku je vrstva oxidu hlinitého, která chrání za běžných podmínek hliník proti další oxidaci. Vrstvička Al_2O_3 má však vysokou teplotu tání $2050\text{ }^\circ\text{C}$ a při použití stejnosměrného proudu v argonu brání metalurgickému spojení, poněvadž pokrývá povrch roztaveného hliníku jehož teplota tání je cca $658\text{ }^\circ\text{C}$.

Čistící účinek vzniká při zapojení elektrody na kladný pól zdroje. Na základním materiálu se vytvoří katodová skvrna, která není stabilní a pohybuje se na místa pokrytá oxidy. Tato místa mají nižší emisní energii pro emisi elektronů a po zasažení katodovou skvrnou se oxidy snadněji odpaří. Druhá forma čistícího účinku se projevuje při rozložení argonu na kladné ionty a elektrony. Argonové ionty o relativně vysoké hmotnosti, které jsou urychlené směrem k tavné lázni, působí na oxidy mechanickým účinkem. Dynamickým účinkem tohoto proudu dochází ke stažení vrstvy oxidu k okraji svarové lázně. Při kladném zapojení elektrody vzniká pouze malý závar. Vysoká hloubka závaru se dosahuje při zapojení elektrody na záporném pólu zdroje, kdy do tavné lázně dopadají urychlené elektrony.

1.2.3 Svařování impulsním proudem

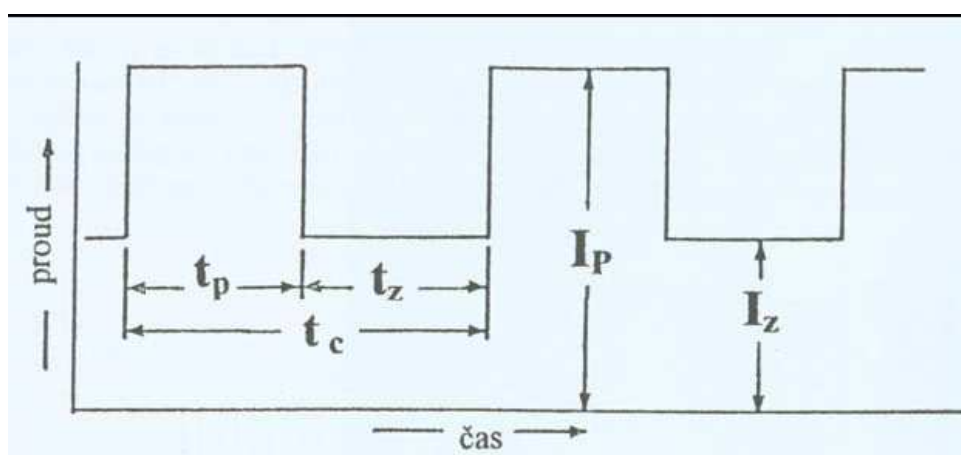
Impulsní svařování je nejnovější variantou WIG svařování, při kterém se intenzita proudu mění pravidelně s časem mezi dvěma proudovými hladinami a to základním proudem

I_z a impulsním proudem I_p . Podle charakteru zdroje může být tvar průběhu impulsů proudu pravouhlý, sinusový, lichoběžníkový nebo jiný.

Základní proud I_z jehož hodnota je všeobecně nízká (cca 10 – 15 A) zajišťuje pouze ionizaci oblasti oblouku v čase t_z . Pokud je doba základního proudu delší než dvojnásobek doby pulsu dochází k úplnému ztuhnutí svarové lázně, což je výhodné pro svařování vysokolegovaných ocelí. Naopak v průběhu kratší doby lázeň neztuhne, ale zmenší svůj rozměr. Toho se v praxi používá při požadavku zvláště hladkého svaru s plynulým přechodem do základního materiálu.

Impulsním proudem I_p v čase t_p dochází k natavení svarové lázně a tím i přídavného materiálu. Rozměry svarové lázně definuje především hodnota amplitudy impulsního proudu a doba trvání pulsu. Tímto je dosažena velice přesná regulace svářecího režimu, dávkování hodnoty vneseného tepla do svaru a tvarování svarové lázně. Průměrná hodnota svařovacího proudu je při impulsním svařování nižší než při klasickém způsobu svařování s konstantním proudem a proto vykazují svary malou **tepelně ovlivněnou oblast (TOO)** i výborné plastické vlastnosti včetně nižší náchylnost na praskání a menší deformace.

Součet času pulsního proudu t_p a času základního proudu t_z dává celkový čas cyklu t_c určující frekvenci pulsního svařování.



1.2.3 Průběh impulsního proudu

Výhody impulsního svařování

- lepší celistvost, mechanické a plastické vlastnosti svarů
- snížení tepelného ovlivnění materiálu a tím menší deformace
- velmi dobré formování a vzhled svarové housenky
- snížení náchylnosti svarů na vznik mezikrystalické koroze u vysokolegovaných ocelí
- výhodný průřez svaru
- možnost svařování plechů tl. 0,5 až 5 mm bez použití podložek
- široká oblast regulace svařovacího proudu

1.2.3.1 Využití impulsního svařování

- svařování tenkých plechů legovaných ocelí, mědi a měděných slitin
- svařování různých tloušťek
- jednostranně přístupné svary
- polohové svary
- svařování materiálů citlivých na přehřátí

1.2.4 Netavící se wolframové elektrody

Netavící se elektrody používané při svařování TIG se vyrábějí ze spékaného wolframu, který má teplotu tavení 3380° C, teplotu varu 5700° C, měrný elektrický odpor $5,36 \cdot 10^{-8}$ ohmů a hustotu $19,1 \text{ g cm}^{-3}$.

Elektrody se vyrábějí čisté bez příměsí o čistotě 99,9 % W, nebo legované oxidy kovů – thoria (Th), lanthanu (La), ceru (Ce), zirkonia (Zr) nebo yttria (Y), které jsou v elektrodě rovnoměrně rozptýleny. Přísada oxidů zvyšuje životnost, zlepšuje zapalování oblouku a jeho stabilitu díky zvýšené emisi elektronů.

Označení	Hmotnostní procento oxidů	Barevné označení
WP		Zelená
WT 10	ThO ₂ 0,9 - 1,2	Žlutá
WT 20	ThO ₂ 1,8 - 2,2	Červená
WT 30	ThO ₂ 2,8 - 3,2	Fialová
WT 40	ThO ₂ 3,8 - 4,2	Oranžová
WZ 8	ZrO ₂ 0,7 - 0,9	Bílá
WL 10	LaO ₂ 0,9 - 1,2	Červená
WC 20	CeO ₂ 1,8 - 2,2	Šedá
WL 20	La ₂ O ₃ 1,8 - 2,2	Modrá
WS 2	Vzácné zeminy	Tyrkysová
WLYC 10	La ₂ O ₃ + Y ₂ O ₃ + CeO ₂ 0,8 - 1,2	Zlatá

1.2.4 Přehled druhů vyráběných wolframových elektrod (ČSN EN 26 848)

Vyráběné průměry v mm: 0,5; 1,0; 1,6; 2,0; 2,4; 3,0; 3,2; 4,0; 4,8; 5,0; 6,0; 6,4; 8,0; 10

Vyráběné délky v mm: 50; 75; 150; 175

1.2.5 Přídavné materiály

Pro nelegované a nízkolegované materiály je dnes zavedena norma **ČSN EN 1668**, kde příklad označení materiálu je tento:

EN1668 – W 46 3 W3Si1

EN 1668	=	číslo normy
W	=	tyč/ drát nebo navařený kov obloukovým svařováním wolframovou elektrodou v inertním plynu
46	=	pevnost a tažnost dle příslušné tabulky (mez kluzu 460 MPa)
3	=	nárazová práce (47 J při –30 °C)
W3Si1	=	chemické složení dle příslušné tabulky

2 Povrchové zušlechťování

Obecně lze říci, že se povrchové zušlechťování kovů využívá pro zlepšení mechanických vlastností kovů. Je to postup tepelného zpracování, při kterém obecně dochází ke třem fázím. Tyto fáze jsou : ohřev na předepsanou teplotu, setrvání na této teplotě a ochlazování. Tímto způsobem jsou vyvolány změny vnitřní struktury v podstatě dvojího typu. Pokud je struktura ve stavu nerovnovážném, je možno použít různých způsobů pro dosažení rovnováhy. Takovéto postupy označujeme jako žíhání. V ostatních případech je naopak žádoucí dosáhnout nerovnovážných struktur, čímž se dostáváme k metodě kalení. Při obou těchto operacích se mění pouze struktura oceli beze změny chemického složení – těmto operacím se říká pouze tepelné zpracování.

Při chemicko-tepelném zpracování je na povrch oceli tepelně působeno takovým způsobem, aby se ve vrstvě určité hloubky změnilo její chemické složení. Vytváří se zde vrstva se zvýšeným obsahem prvku, který žadáním způsobem ovlivňuje vlastnosti oceli.

2.1 Hlavní postupy tepelného zpracování

Tepelné zpracování	Žíhání	Bez překrytalizace	K snížení pnutí Rekrytalizační Na měkko Protivločkové K odstranění křehkosti moření
	Kalení Popouštění Povrchové kalení	S překrytalizací Kombinované	Normalizační Homogenizační izotermické
Chemicko-tepelné zpracování	Postupy s tepelným zpracováním vrstvy	Přímé Přerušované Termální Izotermické Izotermické zůšech- ťování	Plamenem Indukcí
	Postupy bez tepelného zpracování vrstvy	Cementování Nitrocementování Kyanování	
		Nitridování Sulfonitridování Sulfinizování	

2.1 Rozdělení postupů tepelného zpracování

Postupy tepelného zpracování lze rozdělit podle prostředí, teploty procesu a účelu použití. Do první skupiny tohoto rozdělení zařazují postupy vlastního tepelného zpracování jako jsou žíhání, kalení a popouštění a povrchové kalení. Do druhé skupiny potom patří kategorie chemicko-tepelného zpracování jako jsou cementování, nitrocementování, nitridování, sulfonizování a sulfonitridování.

2.1.1 Žihání

Všechny postupy využití žihání vedou k dosažení rovnovážného stavu. Jejich společným znakem je proto malá rychlost ochlazování. Žihání se podle metody dá rozdělit na žihání bez překrystalizace a žihání s překrystalizací. První skupina se používá pro nižší teploty než eutektoidní teplota přeměny A_{c1} a druhá skupina se využívá pro teploty vyšší než horní kritická teplota A_{c3} . Při práci za vyšších teplot s dlouhou výdrží může doházet k oxidaci povrchu resp. oduhlíčení, je vhodné použití ochranných atmosfér.

Žihání bez překrystalizace

Jak bylo zmíněno dříve, žihání bez překrystalizace probíhá u materiálů pod teplotou A_1 a obvykle u nich nedochází k přeměně fází. Hlavními postupy žihání bez překrystalizace jsou žihání k snížení pnutí, rekrytalizační, na měkko, k odstranění křehkosti po moření a protivločkové.

Žihání k snížení pnutí: Základem je pomalý ohřev materiálu a výdrž na teplotě, při níž je mez kluzu i mez tečení natolik nízká, že se vnitřní pnutí ve výrobku mohou z valné části vyrovnat místní plastickou deformací. Zpravidla to bývá při teplotě 500 až 650 °C po dobu 1 až 10 hodin. Při ochlazování je třeba zabránit vnitřním pnutím pomalým ochlazováním. Dělá se to většinou pomocí ochlazování v peci na teplotu místnosti nebo na teplotu 200 °C a dochlazením na vzduchu. Toto žihání se využívá u materiálů určených např. k tváření za studena, kde je třeba zachovat u únosnost součásti a nezpůsobovat deformace. Dalším velice častým využitím je potom využití jako mezioperační u složitějších součástí, které se na konci obrábění mají kalit. V tomto případě se tento způsob žihání využívá před dokončovacím obráběním, aby zbytková pnutí nerelaxovala během ohřevu na kalicí teplotu a nezpůsobovala nepřijatelné deformace.

Rekrytalizační žihání: Postup je zde obdobný jako u předchozího typu žihání, avšak teploty jsou zde poněkud vyšší (musí ležet nad rekrytalizační teplotou kovu) v rozmezí 550 až 700 °C a výdrž nepřesahuje 5 hodin. Tímto typem žihání se odstraní zpevnění, které je způsobeno tvářením za studena a obnoví se zde schopnost plastické deformace kovu.

Vyskytuje-li se zde ovšem nebezpečí zhrubnutí zrna, v tom případě je vhodnější metoda normalizačního žíhání.

Žíhání na měkko: Cílem tohoto žíhání je vytvoření struktury, tvořené sferoizovanými částicemi karbidu, uloženými v základní feritické hmotě, kde se dosahuje velice měkkých, dobře obrobitelných a tvárných vlastností oceli. Teplota se volí obvykle co nejvyšší, těsně pod A_{c1} . Doba žíhání se zde pohybuje v rozmezí 4 až 8 hodin. Pro oceli s vyšším obsahem slitinových přísad se obvykle volí teploty mírně nad A_1 a cyklus žíhání trvá i několik desítek hodin než se dosáhne i oceli bez vnitřního pnutí.

Žíhání pro odstranění křehkosti po moření: Při moření ocelových součástí se na jejich povrchu vylučuje atomární vodík, který snadno difunduje i při nízké teplotě do oceli a způsobuje vznik vodíkové křehkosti. Této křehkosti lze zabránit žíháním při teplotě 300 až 500 °C po dobu 1 až 4 hodin, s následným ochlazením na vzduchu nebo v peci.

Protivločkové žíhání: Využívá se při stavech, kdy vodík rozpuštěný v roztavené oceli může při ztuhnutí vlivem značného poklesu rozpustnosti způsobit vznik vnitřních trhlin tzv. vloček. Tomuto stavu lze zabránit žíháním při teplotě 650 až 700 °C po dobu několika desítek až set hodin. Nejúčinnější protivločkové žíhání je tehdy, neochladí-li se ocel předtím z lící teploty pod 500 °C.

Žíhání s překrystalizací

Při tomto žíhání nastává úplná přeměna feritu na austenit. Hlavními postupy žíhání s překrystalizací jsou normalizační žíhání, homogenizační žíhání a izotermické žíhání.

Normalizační žíhání: Tímto žíháním se dosahuje zjemnění zrna austenitu a vytvoření jemné rovnoměrné struktury s příznivými mechanickými vlastnostmi. Této metody se používá téměř výhradně pro podeutektoidní oceli. Teploty normalizačního žíhání se vyskytují asi 50 až 80 °C nad teplotou A_{c3} přičemž doba trvání je 1 až 4 hodiny. Ochlazování z normalizační teploty se děje zásadně na klidném vzduchu, při kterém vzniká feriticko-perlitická struktura. U ocelí s větší prokalitelností se v tenkých průřezích může vytvořit bainit nebo i malý podíl martenzitu. V takovém případě potom hovoříme o přikalení. Někdy se normalizační žíhání využívá při zpracování nadeutektoidních ocelí, kde je jejím úkolem zejména zlepšit způsob

vyloučení sekundárního cementitu a ohřevem nad teplotu A_{cm} a zrychleným ochlazováním např. proudem vzduchu potlačit jeho vyloučení na hranicích zrn.

Homogenizační žíhání: Neboli difúzní žíhání se využívá především u odlitků ze slitinových ocelí, kde zůstává i po běžném normalizačním žíhání dendritická segregace. Odmíšení lze zmenšit žíháním při vysokých teplotách, kdy je dostatečná rychlost difuze nejen uhlíku, ale i atomů přísadových prvků v substitučním roztoku. U homogenizačního žíhání se využívá teploty vysoko nad A_{c3} tj. 1000 až 1200 °C někdy až v těsné blízkosti solidu. Výdrž musí být dostatečně dlouhá. Obvykle 4 hodiny a u velkých odlitků až několik desítek hodin. Ochlazování potom probíhá v peci. Bohužel při vysoké žíhací teplotě zhrubne austenitické zrna a proto musí po homogenizačním žíhání nutně následovat normalizace.

Žíhání izotermické: Využívá se u ocelí s vyšším obsahem slitinových přísad, které se obtížně žíhají na měkko. V těchto lze využít znalost diagramu IRA k vypracování postupu tohoto žíhání. Vsázka se nejprve austenitizuje a poté se co nejrychleji ochladí na teplotu 600 až 750 °C, která je asi uprostřed oblasti perlitické přeměny. Tady se udržuje tak dlouho, pokud neskončí přeměna austenitu na perlit a potom se ochladí na vzduchu. Austenitizační teplota se volí u podeutektoidních ocelí těsně nad teplotou A_{c3} .

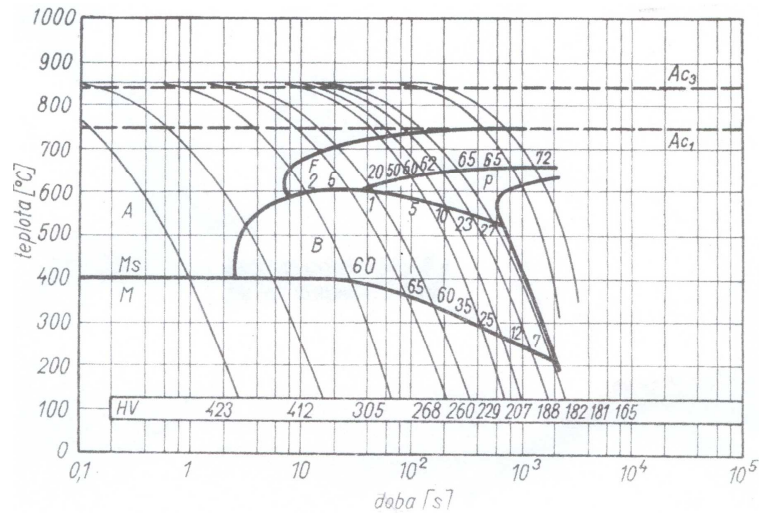
Kombinované žíhací cykly

Složitější postupy žíhání se skládají z několika základních žíhacích operací, které se používají především při zpracování ocelových odlitků. Nejčastěji se využívá dvojité normalizace při které první cyklus probíhá při zvýšené teplotě například 1000 °C a nahrazuje tím homogenizační žíhání. Účelem tohoto prvního cyklu je zlepšení homogenity chemického složení a dosažení stejnoměrné struktury. Druhým cyklem je průběh běžného normalizačního žíhání jehož účelem je zjemnění austenitického zrna.

2.1.2 Kalení

U ocelí, na které jsou kladeny vysoké nároky z hlediska tvrdosti, řezivosti a odolnosti proti otěru jsou tyto vlastnosti dosaženy v největší míře zakalením. Ocel se nejprve austenitizuje, načež se nadkritickou rychlostí ochladí. Přitom austenit transformuje na martenzit. Teploty pro tento cyklus se volí dle rovnovážného diagramu mezi 30 až 80 °C nad

teplotou A_{c3} . Ovšem pro kalení nadeutektoidních ocelí se nevyužívá teplota nad A_{cm} , protože by zde nastalo zhrubnutí austenitického zrna. Pro kalení těchto ocelí se využívá teplot jen nad teplotou A_1 . Doba výdrže na teplotách kalení bývá u uhlíkových ocelí několik minut až maximálně 1 hodina.



2.1.2 Ukázka ARA diagramu pro nízkolegovanou ocel 14 220

Kalitelnost a prokalitelnost

Aby bylo možno ocel účinně zakalit, musí být kalitelná tj. musí mít dostatečný obsah uhlíku. Čím je obsah uhlíku v oceli větší, tím je po zakalení ocel tvrdší. Tvrdost po zakalení závislá i na kalicí teplotě. Zvyšováním kalicí teploty mezi A_1 a A_{cm} se totiž rozpouští více karbidů.

U mnoha výrobků je také velmi důležitá nejen tvrdost, ale také hloubka zakalení neboli prokalitelnost. Ta je závislá především na obsahu přísad a je dána v podstatě tvarem diagramu anizotermického rozpadu austenitu. Pokud nedosáhneme v průběhu ochlazování, v celém průřezu, nadkritické rychlosti ochlazování, vznikne po zakalení heterogenní struktura. Tam, kde byla rychlost ochlazování větší než kritická, bude martenzit, v ostatních místech se přemění austenit na směs martenzitu a baininu nebo jemného perlitu.

Prokalitelnost slitinových konstrukčních ocelí se zkouší tzv. Jominyho zkouškou dle normy ČSN 42 0447. Při této zkoušce se čelo standardní zkušební tyče zahřáté na kalicí teplotu ochlazuje definovaným způsobem v přípravku proudem vody. Po zakalení se v hloubce 0,4 mm pod povrchem změří tvrdost oceli po celé její délce. Výsledek této zkoušky se potom

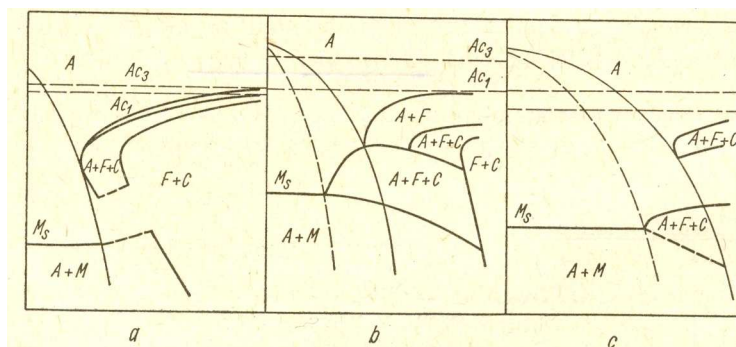
zakreslí do tzv. křivky prokalitelnosti, kde je již předem vymezen tzv. pás prokalitelnosti. Podle této zkoušky je pak ocel hodnocena tzv. indexem prokalitelnosti.

Kalici prostředí

Kritická rychlost ochlazování při kalení oceli je závislá na složení austenitu, jeho homogenitě a na velikosti austenitického zrna. S rostoucím obsahem některých slitinových přísad (např. Cr, Mn) se kritická rychlost zmenšuje a prokalitelnost roste.

Ochlazování nadkritickou rychlostí je možno dosáhnout vhodnou volbou kalicího prostředí tzn. pro oceli s malou prokalitelností (např. uhlíkové) je nutno volit intenzivněji působící prostředí, jako je voda nebo vodní roztoky a pro oceli s větší prokalitelností se používá nejčastěji ochlazování v oleji nebo na vzduchu.

Ovšem při velké rychlosti ochlazování vzniká velký rozdíl teploty mezi povrchem a jádrem, který má za následek tepelné pnutí. Ta následně superponují na strukturní pnutí. Výsledná pnutí mohou dosáhnout takových hodnot, že dojde k trvalé deformaci součásti nebo dokonce k jejímu prasknutí. Proto je třeba při ochlazování dbát, aby rychlost ochlazování byla jen o málo větší než kritická. Například v lázních s vysokou teplotou varu, jako jsou solné taveniny, je ochlazování v celém rozsahu teplot plynulé. Naproti tomu ve vodě a v minerálních olejích je průběh ochlazování složitější. Velmi důležité ovšem je, že průběh ochlazování v oleji je jen málo závislý na teplotě lázně. Vzhledem ke snižující se viskozitě oleje s rostoucí teplotou, je výhodné na rozdíl od vodních lázní využívat olejové lázně o teplotě mezi 40 a 80 °C. Hluboce prokalitelné oceli je také možno kalit proudem vzduchu nebo dokonce na klidném vzduchu. Tento způsob je příznivý hlavně z hlediska rozložení vnitřního pnutí, ovšem je zde riziko oduhličení.



2.1.2.1 Vliv rychlosti ochlazování na různé typy ocelí

2.1.2.1.1 Modifikované postupy kalení

Přerušované kalení: Používá se pro uhlíkové nebo nízkolegované oceli, které se musí kalit do vody. Při dosažení teploty pod perlitickým nosem tj. při teplotě asi 200 až 400 °C se ochlazování přerušuje a kalená součást se pak rychle přenesla do oleje.

Kalení do teplých lázní: Tímto způsobem kalení se dosahuje omezení deformací a zmenšují se nebo dokonce úplně odstraňují tepelná pnutí vznikající v průběhu přeměny austenitu. Zmenšením vnitřních pnutí nebo dokonce vytvořením zvláště houževnatých strukturních složek se zlepšuje i houževnatost. Při tomto typu kalení lze v mnoha případech i vypustit dokončovací obráběcí operace po kalení.

Termální kalení: Součást se po austenizaci rychle ochladí na teplotu alespoň o 20 °C vyšší než je teplota M_s příslušné oceli a toto ochlazení se musí dít nadkritickou rychlostí. V lázni se pak součást udržuje tak dlouho, dokud nedojde k úplnému vyrovnání teploty na povrchu a v jádře kaleného předmětu. Tato prodleva však nesmí být delší, než je inkubační doba, aby nenastala bainitická přeměna. Po vyrovnání teplot se součást dochladí obvykle na klidném vzduchu.

Izotermické zušlechťování: Toto zušlechťování ještě dokonaleji zabraňuje vzniku deformací než termální kalení. Postupuje se tak, že austenitizovaná součást se rychle ochladí na teplotu izotermické přeměny v bainitické oblasti a na této teplotě se udržuje tak dlouho, dokud neskončí přeměna austenitu na bainit. Ochlazování se potom dokončí na klidném vzduchu. Deformace součásti jsou zde omezeny téměř na nulu. Bainitická struktura obsahující vždy podíl austenitu je velmi houževnatá a dosahuje pevnosti 1000 až 2500 MPa.

Patentování: Je to zvláštní případ izotermického zušlechťování, kde při tažení drátů s vyšším obsahem uhlíku získává austenitizovaný drát při průchodu olověnou lázní o teplotě 500 až 550 °C velmi houževnatou a pevnou strukturu, tvořenou směsí jemného perlitu a bainitu.

Zmrazování: U nadeutektoidních ocelí, je žádoucí, aby po zakalení obsahovala struktura co nejméně zbytkového austenitu. Dosahuje se tím zvýšení tvrdosti a zlepšení

rozměrové stability. Toto zlepšení se dosáhne ochlazením pod teplotu M_f . Zmrazování patří k nejnákladnějším operacím a podporuje také vznik kalicích pnutí ve výrobku.

2.1.3 Popouštění

Pro snížení úrovně vnitřních pnutí a zlepšení houževnatosti výrobku vždy po zakalení následuje popouštění. Je to ohřev na teplotu 150 až 700 °C. Popouštěním se ovšem snižuje tvrdost a mění se i další mechanické vlastnosti.

Popouštění na nízkou teplotu

U nástrojů obvykle po zakalení následuje popouštění jen na nízké teploty do 350 °C, čímž dojde k značnému zlepšení houževnatosti aniž by výrazně klesla tvrdost. Nástroje, které musí mít nejvyšší tvrdost se alespoň vyvařují ve vodě nebo zahřívají v olejové lázni na 100 až 250 °C. Při tomto způsobu popouštění se teplota může kontrolovat i podle popouštěcích barev, které jsou od slámově žluté pro teplotu 220 °C až po modrošedou, která má teplotu 320 °C (platí o uhlíkové oceli).

Popouštění na vysoké teploty

Popouštění na vysoké teploty se provádí po zakalení u konstrukčních ocelí v rozmezí teplot 350 až 700 °C. Při popouštění pak vzniká sorbitická struktura, která má velmi příznivou kombinaci mechanických vlastností jako jsou mez kluzu a houževnatost. Proto se většina strojních součástí kalí a následně popouští. Takovýto postup se nazývá zušlechťování. Sorbit lze vytvořit jen popouštěním martenzitu. Proto je důležité, aby konstrukční oceli měly dostatečnou prokalitelnost. Hluboké prokalitelnosti se dosahuje zejména přísadami Cr, Mn, Ni a Mo. V konstrukčních ocelích je to nejčastěji chrom. V některých případech při popouštění zakalené oceli není zisk houževnatosti úměrný poklesu pevnosti. Příčinou tohoto jevu je vývoj popouštěcí křehkosti, který souvisí se změnami na hranicích austenitových zrn.

Popouštěcí křehkost se vyvíjí buď izotermicky v okolí teplot 350 a 550 °C, nebo anizotermicky při pomalém ochlazení z vyšších popouštěcích teplot. Velmi účinně lze vývoj popouštěcí křehkosti potlačit přísadou 0,5 až 1 % molybdenu.

2.1.4 Povrchové kalení a chemicko-tepelné zpracování

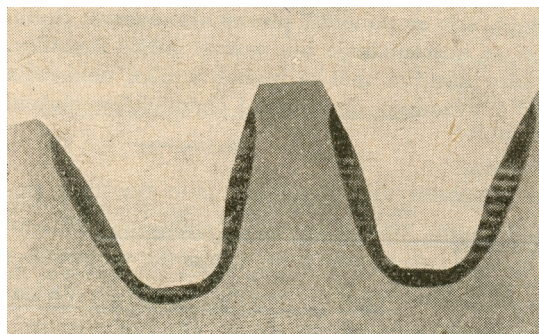
U mnoha strojních součástí požadujeme, aby byly při práci velice houževnaté a přitom dobře odolávaly opotřebení. Pro toto využití se používá dobře kalitelných ocelí s obsahem uhlíku vyšším než 0,35 %. U tohoto postupu se zakalí pouze povrch součásti do požadované hloubky, zatímco jádro zůstává nezakalené. Povrchovým kalením se obvykle vytvářejí vrstvy od 1,5 do 10 mm, zatímco při chemicko-tepelném zpracování bývá hloubka vrstev od několika mikronů do asi 2 mm.

Povrchové kalení

Jedním ze způsobů povrchového kalení je, že se ohřívá celá součást, ale kalí se jen povrchová vrstva. Dalším způsobem, avšak mnohem ekonomicky výhodnějším a rozšířenějším je postup, při kterém se ohřívá jen vrstva určená k zakalení. Přitom ovšem musí být ohřev mnohem intenzivnější. Nejrozšířenější je povrchové kalení plamenem a kalení indukční. U malých součástí se ohřeje celý povrch součásti na kalicí teplotu a pak se zakalí sprchou nebo v kalicí lázni. Jedná se o tzv. kalení jednorázové. Pro větší plochy se potom ohřívají plochy postupně a ihned se kalí sprchou. Tento postup je označován jako kalení postupné.

Čím menší má být tloušťka zakalené vrstvy, tím větší musí být rychlost ohřevu. Průměrně je to několik set stupňů za sekundu. Při tomto postupu se tento proces austenizace neřídí rovnovážným diagramem. Tento proces přeměny směsi feritu a perlitu na austenit je třeba posuzovat podle diagramu podobného spíše diagramu ARA pro ochlazení. Proto je nutno při ohřevu plamenem nebo indukcí volit kalicí teploty až o 200 °C vyšší než obvykle.

Vzhledem k tomu, že je doba ohřevu velmi krátká, zůstávají kalené vrstvy jemnozrnné, i když je teplota ohřevu vysoká. Zejména je zde dosahováno dobré houževnatosti a odolnosti proti praskání v zakaleném stavu. Většina povrchově kalených součástí se již nepopouští.



2.1.4.1 Ukázka povrchového kalení ozubeného kola

Povrchové kalení plamenem: Pro ohřev se využívá většinou kyslíkoacetylenových hořáků. Pouze výjimečně se používá zemního plynu nebo jiných uhlovodíků. Protože teplo dodané součásti se rychle odvádí do jádra, musí ihned po austenizaci následovat ochlazení. Při povrchovém kalení plamenem se dosahuje zakalené vrstvy asi 1,5 mm při postupném kalení a 3 mm při kalení jednorázovém.

Indukční povrchové kalení: Povrchová vrstva se u tohoto způsobu povrchového kalení ohřívá pomocí indukovaných proudů o střední nebo vysoké frekvenci. Kolem kalené součásti je umístěn vodič, jehož tvar je přizpůsoben kalenému povrchu. Při procházení střídavého proudu se v kalené součásti indukuje magnetické střídavé pole a vznikají vířivé proudy o stejné frekvenci. Intenzita tohoto magnetického pole a hustota vířivých proudů je největší na povrchu součásti a směrem k jádru klesá. V praxi se dosahuje tloušťky asi 1 až 6 mm v závislosti na rychlosti a době ohřevu.

2.2 Chemicko-tepelné zpracování

Podstatou chemicko-tepelného zpracování je difusní obohacování povrchových vrstev ocelových součástí při zvýšené teplotě některým prvku, který jim dodává některé důležité vlastnosti, jako jsou tvrdost, odolnost proti opotřebení a únavě a odolnost proti korozi. Nejběžnějším způsobem této úpravy je sycení povrchu uhlíkem nebo dusíkem nebo jejich kombinacemi. Pokud ovšem chceme zlepšit odolnost proti zadírání dá se pro toto sycení využít i síra.

Tento druh zpracování se provádí v prostředí s vysokou koncentrací příslušného prvku, které může být plynné nebo kapalné. Členění postupů chemicko-tepelného zpracování lze

rozdělit na postupy, kterými se vytvářejí většinou hlubší vrstvy a jejich požadovaných vlastností se dosahuje následujícím tepelným zpracováním (kalení popouštění). Do této skupiny lze zařadit cementování, nitrocementování a kyanidování. Dalším postupem zpracování je vytvoření tenké vrstvy, které mají již po této úpravě požadované vlastnosti aniž by musela přijít následná tepelná úprava. Tyto postupy jsou nitridování, sulfonizování a sulfonitridování.

Cementování: Je to zřejmě nejpoužívanější metoda chemicko-tepelného zpracování, která má za úkol nasytit povrch oceli s obsahem uhlíku asi 0,3% uhlíkem. Následným zakalením se potom na horní vrstvě získává tetragonální martenzit o vysoké tvrdosti. V jádru potom dojde v závislosti na prokalitelnosti oceli pouze k částečnému zakalení, při kterém může vzniknout martenzit, který má ovšem vzhledem k malému obsahu uhlíku nízkou tvrdost. To však umožňuje, že jádro zůstane měkké a houževnaté.

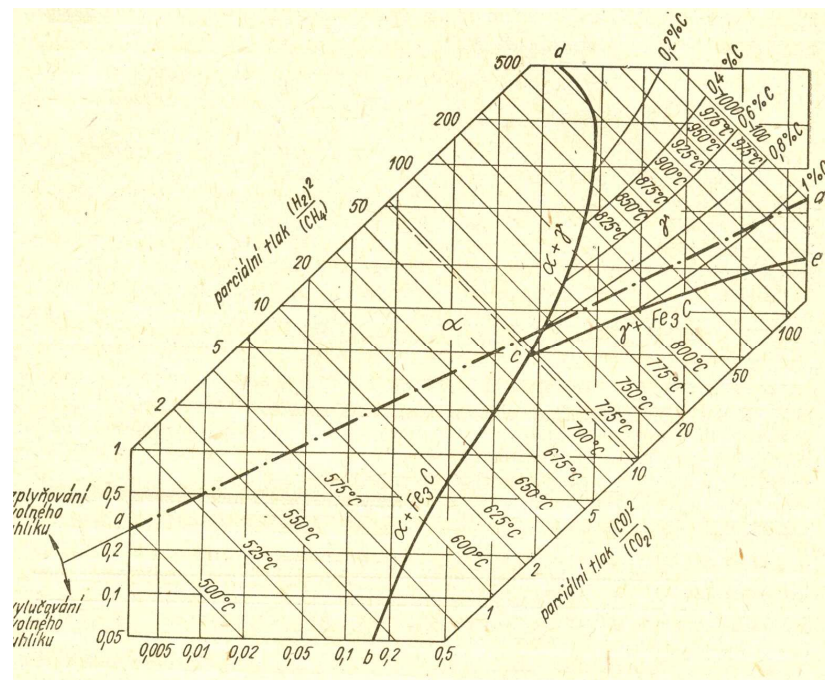
Cementování je nezbytné provádět při teplotách nad A_{c3} tj. 850 až 950 °C, kde se potom vytvářejí vrstvy o tloušťce asi do 2 mm. Obsah uhlíku však nemá překročit eutektoidní koncentraci. Atmosféry pro cementování jsou složité směsi plynů s obsahem zejména CO, CO₂, H₂, N₂, H₂O, které se vytváří okolo cementované součásti s vysokým naduhličovacím potenciálem.

Nejstarším používaným způsobem je cementování v prášku. Cementační prášek je směs mletého dřevěného uhlí se 7 až 20 % BaCO₃ a má zrnitost 2 až 10 mm. Po ohřátí vzniká oxid uhelnatý, který působí jako vlastní cementační prostředí. Přenos uhlíku do povrchu se potom děje prostřednictvím plynné fáze, kde BaCO₃ působí jako aktivátor procesu a pomáhá udržovat rovnováhu CO/CO₂. Tato metoda je ovšem zdlouhavá, namáhavá a málo produktivní, protože je nutné používat velké množství prášku, který má špatnou tepelnou vodivost.

Proto je pro hromadnou výrobu drobných součástí výhodnější využívat cementování v roztavených solích. Zde se používají soli s obsahem kyanidů (KCN a NaCN), které jsou aktivními složkami lázně. Cementační lázně obvykle pracují při teplotách mezi 900 a 930 °C a pro zmenšení deformací a zlepšení procesu je lepší vsázku předehřát asi na 400 až 500 °C před vložením do lázně. Doba procesu je pak obvykle půl až 4 hodiny. Nevýhodou metody solných lázní je jejich vysoká jedovatost.

Pokud budeme porovnávat cementování v lázni, plynu a prášku se ukazuje, že za průměrných provozních podmínek se vytvoří během prvních 5 hodin výdrže na cementační teplotě 900 °C v lázni vrstva hluboká 1 mm, v plynu 0,9 mm a v prášku 0,6 mm. Při dalším zvyšování o teplotu 35 °C vzroste součinitel difuze téměř na dvojnásobek. To by mohlo vést k závěru o zavedení vysokoteplotního cementování při teplotách asi 1000 °C. To ovšem znamená zhrubnutí austenitického zrna a ocel se tím pádem stává křehkou. Tuto metodu lze využít u mimořádně jemnozrnných ocelí s přísadou Ti, které i při této teplotě zachovávají jemné zrna.

Cementované součásti se dále musí vhodně tepelně zpracovat, aby nauhličená ocel získala požadovanou tvrdost a odolnost proti opotřebení. Méně důležité součásti se kalí přímo z cementační teploty. Zlepšená modifikace tohoto postupu je kalení s přichlazením, u kterého se po skončení cementačního procesu vsázka ochladí v peci na 840 až 850 °C a z této teploty se zakalí. Pro oceli, které mají mít největší houževnatost se kalí dvakrát. Na jádro a na vrstvu. První kalení se provede z austenitizační teploty 880 až 900 °C a jádro má potom strukturu martenzitickou nebo bainitickou a ve větších průřezích se objevuje i ferit a perlit. Podruhé se kalí na vrstvu z teploty 780 až 820 °C. Tím se dosáhne zjemnění zrna a zmenšení obsahu zbytkového austenitu v cementové vrstvě. Pro menší deformaci lze použít kalení do oleje teplého 160 až 180 °C.



2.2.1. Rovnovážný diagram cementačních atmosfér

Nitridování: Tímto způsobem se dosahuje tvrdší vrstvy než cementováním a zakalením. Jedná se o nasycování povrchu oceli dusíkem a probíhá při teplotách 500 až 600 °C. Nitriduje se buď v plynném prostředí nebo v solné lázni. V prvním případě je zdrojem dusíku čpavek, který ve styku s povrchem součásti disociuje a část vznikajících atomů dusíku se spojuje opět na molekuly a část difunduje do oceli. Zde tvoří dusík intersticiální tuhý roztok a jemné částice nitridů. Vysoká tvrdost je dosažena při dosažení kritické disperze, kde se vyskytují vysoká tlaková napětí a způsobují vytvrzení. Pro zlepšení vlastností se ještě do nitridačních ocelí přidává Al a Cr. U těchto ocelí se dosahuje tvrdosti přes 1 100 HV. Tvrdost povrchové vrstvy při nitridování není tedy spojena s tvořením martenzitu. K zajištění nejvýhodnějších mechanických vlastností součásti se před nitridováním součást zušlechťuje. Doba nitridování může trvat 12 hodin až 3 dny a během této doby se vytvoří vrstva 0,1 až 0,5 mm. Nitridování se často používá u součástí, které jsou vystavované střídavému namáhání díky vysokému tlakovému pnutí, které zvětšuje odolnost proti únavě. Použitím vyšší teploty kolem 650 °C se vytvářejí za poměrně krátkou dobu tlustší vrstvy, které mají nižší tvrdost a jsou křehčí. Mají však zvýšenou odolnost proti korozi. Proto se nitridování někdy používá jako antikorozní. Při nitridování v solné lázni se využívá kyanidu sodného a kyanatanu draselného. Nástroje musí být však před nitridováním kaleny a pak popouštěny. Doba nitridování je pak výrazně nižší než u nitridování v plynu.

Nitrocementování: Je to vytvoření vrstvy obohacené nejen uhlíkem, ale i dusíkem. Dosahuje se toho buď v kyanidových solných lázních při teplotě 750 až 850 °C. Tomuto pochodu se říká kyanování. Dalším způsobem obohacování je plynné atmosféře s přídavkem čpavku při teplotě 800 až 880 °C. U této metody se obvykle dosahuje tenčí vrstvy než při cementování, tj. asi 0,4 až 0,8 mm. Účinek dusíku ve vrstvě se chová podobně jako uhlík, tj. lepší prokalitelností vrstvy, takže i nelegované oceli je možno kalit do oleje.

Karbonitridování: Používá se pro vytvoření vrstvy karbonitridů, která zvyšuje odolnost součásti proti opotřebení a zadření. U této metody dochází k vytvoření vrstvy obohacené uhlíkem a dusíkem při nižších teplotách mezi 650 až 750 °C.

Sulfonitridování: Odolnost proti opotřebení není závislá jen na povrchové tvrdosti, ale i na kluzných vlastnostech povrchu. Tyto vlastnosti je možné zlepšit nasycením povrchu oceli sírou. Zvýšení se dosahuje zpravidla při teplotách 550 až 650 °C v solné lázni složené např.

z 95 % kyanidu sodného a 6% siřičnanu sodného. Doba procesu je 0,5 až 4 hodiny. Během této doby se vytvoří vrstva několik mikronů.

Sulfonizování: U této metody se povrch oceli nasycuje převážně nebo výhradně sírou.

3 Obecné příčiny porušení součástí

Úlohou každého konstruktéra je navrhnout takovou součástku, která bude po všech stránkách plnit svojí funkci a zároveň bude co nejodolnější a nejšetrnější jako pro obsluhu tak i pro životní prostředí. V této kapitole bych rád přiblížil dění před a při materiálové poruše.

Destruktivní konstrukce je obor věnující se popisování stavů součástí při poruše. Při tom mohou nastat obecně dva stavy porušení. Jedním je plastický kolaps a druhým křehký lom. Při plastickém kolapsu se zmenší nosný průřez součásti a například šířením se únavové trhliny nebo korozní praskliny natolik, že se součást stane poddimenzovanou a dojde k její destrukci. Oproti tomu při křehkém lomu nemusí být součást poddimenzovaná a přitom stejně dojde k jejímu porušení. A to v důsledku různých degradačních mechanismů jako je například zkřehnutí, čímž dojde ke snížení houževnatosti a předtím podkritický defekt se stává kritickým. Degradací procesy je proto možné rozdělit do dvou skupin. Jedna, která vede k vzniku necelistvosti a druhá, která vede ke zkřehnutí materiálu, případně obě kombinace zároveň. Opakovaným zatížením součásti pak může dojít k únavovému porušení součásti z důvodu dlouhodobého periodického zatěžování s následným dolomením.

Mezní stav: Je to stav materiálu, při kterém v důsledku působení malé změny vnějších a vnitřních faktorů určité velikosti a času skokově ztratí funkční a užitkové vlastnosti. Případně postupná změna funkčních a užitných vlastností v průběhu používání součástek dosáhne kritické hodnoty. Dosažení mezního stavu je závislé na dynamice hromadění poškození, která je funkcí substrukturního a strukturního stavu materiálu, technologických a konstrukčních charakteristik výrobku a podmínek jejich používání. Mezi vnější faktory je možné zařadit mechanické zatížení, které může mít charakter statický, proměnlivý nebo rázovitý jako je teplota, prostředí a energetické pole. Mezi vnitřní faktory potom patří konstrukční a technologické charakteristiky a metalurgické charakteristiky materiálu nebo součástky.

Úroveň poškození materiálu: Hodnota charakterizující vnitřní energii v místech její koncentrace.

Časový úsek k dosažení určitého mezního stavu materiálu nebo součástky závisí na velikosti a intenzitě působících faktorů. Při extrémní hodnotě, například mechanického zatížení, je čas dosažení důsledku velmi krátký. Typickým příkladem je potom lom rázem.

3.1 Deformace a lom

3.1.1 Deformace

Při působení dostatečně velkého zatížení na některé tuhé látky, zejména kovy, se jejich tvar a rozměry mění bez toho, aniž by se měnila jejich krystalická stavba (materiály se deformují).

Při pomalém zatěžování se v některých materiálech realizuje plastická deformace skluzem, tj. pohybem ve skluzových rovinách krystalu. Skluz vzniká v určitých krystalografických rovinách a směrech. Mez kluzu je dána rovnicí

$$R_e = \tau_{kr} \cdot m^{-1} \quad [2.1]$$

kde m je Schmidův faktor s maximální hodnotou $m=0,5$. Pokud smykové napětí dosáhne určité kritické hodnoty τ_{kr} , kterou označujeme jako kritické skluzové napětí, začíná se realizovat skluz. Velikost kritického skluzového napětí je tím vyšší, čím je vyšší čistota kovu.

Napětí, které musíme překonat, aby se poškození trvale pohybovalo v skluzové rovině se nazývá třecí napětí.

Pokud napětí působící na součást bude dostatečně velké R_{eH} , dislokační segmenty se odtrhnou od příslušných atmosfér a potom se mohou pohybovat už při působení nižšího napětí R_{eL} odpovídající třecímu smykovému napětí σ_0 . Při dosažení hranice R_{eH} dochází ve vnitřní stavbě materiálu k nevratným změnám a materiál se poté stává méně odolným a trvale poškozeným.

Příčiny vzniku deformace: O výsledné deformaci nebo lomu rozhoduje kromě hlavního zatížení i mnoho jiných, neméně významných důležitých faktorů jako jsou:

Způsob statického zatížení, který rozhoduje o tom, zda je zatížení více nebo méně rovnoměrně rozloženo v celém průřezu, jako je například namáhání na tah nebo stlačování, nebo na povrchu materiálu nebo součásti, jako je například ohyb nebo krut.

Stav napjatosti je dalším faktorem, kdy na aktivaci procesu plastické deformace může způsobit přechod z jednoosé napjatosti na víceosou. U tohoto přechodu se zhoršují podmínky pro začátek a pokračování plastické deformace. V krajním případě se může vzniknout křehké porušení ještě před vznikem plastické deformace.

Gradient napětí v průřezu zatěžovaného tělesa, například v důsledku asymetrie zatížení nebo úprav vlastností povrchu tělesa, vyvolá rozdílné rozdělení možností dosáhnout mezní stav tělesa. Deformace nebo počátek lomu začíná potom v místě maximálního gradientu napětí.

Konstrukční vruby a jiné faktory vyvolávající koncentraci napětí na místech, kde se při postupně se zvětšujícím napětí dosáhne podmínky na vznik a šíření deformace nebo lomu, z čehož plyne že lom nebo deformace se šíří vždy od vrubu.

Povrch tělesa, který nikdy není dokonale hladký, čistý a nemá stejné vlastnosti jako vnitřní části těles. Z těchto důvodů lom nebo deformace začíná na povrchu těles. Rozměr a tvar zrn patří mezi nejvýznamnější mikrostrukturní faktory deformace a částečně i lomu. Hranice zrn jsou nepřekonatelnou překážkou pro pohyb dislokací a jsou často místem nahromadění těchto dislokací. Proces deformace pak modifikuje tvar zrn z pravidelného tvaru na prodloužený.

Strukturní vruby, jako jsou například nečistoty uvnitř tělesa, zárodky trhlin, přítomnost ostrých částic minoritních fází a jejich praskliny a podobná místa, kde vzniká reálná koncentrace napětí.

Modul pružnosti, který je funkcí charakteristik různých atomů, druhu a energie vazby mezi atomy, typu mřížky, chemického složení, tepelně-deformační historie materiálu, ale i krystalografické orientace. Předpoklad izotropie elastických vlastností v rámci jednoho zrna je problematický vzhledem k anizotropii monokrystalů podél jednotlivých krystalografických rovin, i když pro těleso tvořené velkým počtem náhodně orientovaných zrn se kvůli zjednodušení připouští.

Vlivy plastické deformace na materiál: Růst velikosti plastické deformace je spojený se zvýšením vnitřní energie materiálu. Kov se stává termodynamicky nestabilní. Hodnota vnitřní energie roste až na určitou maximální hodnotu, která závisí na druhu materiálu, způsobu deformace, čistoty materiálu, teploty při deformaci, velikosti zrna a jiných faktorech. Rozdílné hodnoty maximální energie se zjišťují v monokrystalech a polykrystalech. Velikost

přírůstku vnitřní energie přímo souvisí s množstvím a charakterem mřížkových poruch. Zjednodušeně můžeme konstatovat, že množství vnitřní energie absorbované strukturou při deformování se zvyšuje se znečištěním materiálu, s poklesem velikosti zrna materiálu, s poklesem teploty deformace a jiné. Vnitřní energie je vyšší v kovu, který byl deformován dynamicky, než v kovu deformovaném staticky.

3.1.2 Skutečný deformační diagram

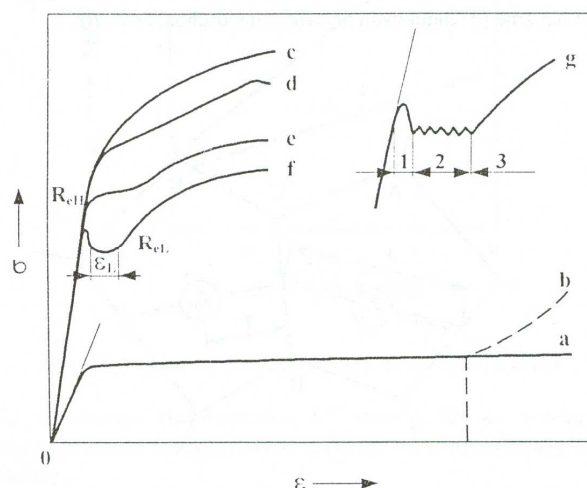
Popisuje trvalé změny tvaru a rozměrů tělesa v průběhu plastické deformace. Zobrazuje velikost působícího zatížení na skutečný průřez zkušební tyče. Oblast plastické deformace má v tomto diagramu dva úseky zpevňování a to parabolický a lineární.

Parabolický úsek křivky začíná při vytváření krčku na zkušební tyči a popisuje se rovnicí:

$$\sigma_s = R_e + k_p \varepsilon^n \quad [2.2]$$

kde σ_s je skutečné napětí, R_e je mez kluzu materiálu, k_p je součinitel pevnosti, ε je logaritmičká deformace a n je součinitel deformačního zpevňování. Hodnota n by dle teorie zpevňování měla být 0,5. Diference vzhledem k experimentálně zjištěné hodnoty n souvisí s uplatňováním i dalších mechanismů a faktorů procesu deformačního zpevňování v porovnání s teoretickým rozbohem.

Rovnoměrná deformace objemu tyče končí v bodě 2 a začíná nerovnoměrná deformace, kterou provází postupná změna průřezu charakterizována lineární změnou zpevňování až do bodu 3, kde se tyč poruší lomem.

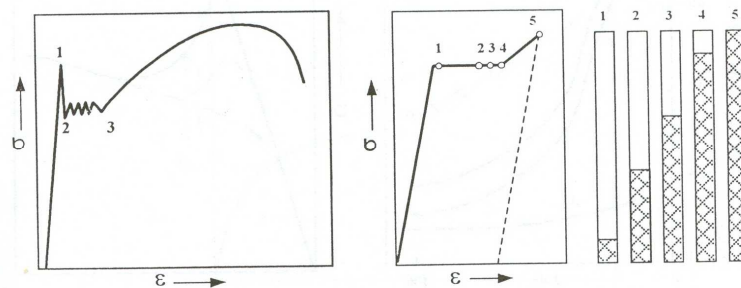


3.1.2.1 Diagram napětí vs. prodloužení pro různé materiály

Materiál a zpracování	Mez kluzu [MPa]	k_p [MPa]	n
Nízkouhlíková ocel po normalizačním žhání	200	500	0,28
Uhlíková ocel (0,6 hm. % C) po zušlechtění	520	270	0,15
Austenitická ocel Cr18Ni9	590	280	0,45
Měď po žhání	60	320	0,54
Hliník po žhání	40	180	0,20

Plastická deformace vznikající na horní i dolní úrovni meze kluzu má dvě stránky, vnitřní a vnější.

K vnějším jevům patří, že vznik reliéfu na vyleštěném povrchu vzorku je spojen s ostrou mezí kluzu. Výskyt povrchových Lüdersových čar se objevuje jen v určitých oblastech vzorku, což naznačuje, že se v počátečním stádiu deformace objevuje omezeně. K vnějším projevům patří bezesporu i poměrná deformace v lokálně deformovaných objemech má ihned kritickou hodnotu ϵ'_k , stejnou jako je konečná hodnota na konci úseku 2-3 na obrázku 3.1.2.2 a postupně se počet plastických deformovaných objemů zvyšuje, až dokud nevznikne plastická deformace v celém objemu. Celková střední poměrná hodnota je potom ϵ'_k .



3.1.2.2 Křivka napětí a rozdělení deformace technického železa

K vnitřní stránce procesu patří, že už při nižším napětí než horní mez kluzu dochází v některých zrnech ke skluzu a nahromadění dislokací na hranicích zrn. Se zvýšením napětí pak roste počet zrn, ve kterých vzniká proces plastické deformace. Skluz nastává především v zrnech nacházejících se v blízkosti už předtím deformovaných zrn.

Výrazná mez kluzu se může objevit na křivce $\sigma - \epsilon$ i pro čistý kov v závislosti na rychlosti deformace. Čím je vyšší rychlost deformace, tím rychleji se musí pohybovat dislokace. Pro uskutečnění tohoto pohybu je potřeba přivést vyšší napětí. Při vyšším napětí se však generuje ve zdrojích víc dislokací než je při deformaci v určité etapě třeba, a proto přiváděné napětí může klesnout a deformace pokračuje. Tento jev neovlivňuje hodnotu dolní meze kluzu.

Diagram $\sigma - \epsilon$ může mít i tvar opakovaných špiček v pilovitém tvaru. Ten to jev se vyskytuje u nízkolegovaných ocelí nebo u materiálů s dynamicky nestabilním deformováním.

V oblasti plastické deformace se část mechanické práce transformuje na teplo například vnitřním tlumením, nevratným pohybem strukturních poruch a jiné. Při teplotě místnosti tato část energie představuje asi 90 %. Zvýšení teploty vyvolává změkčení materiálu. Při nízkých teplotách v důsledku toho, že kov je horší tepelný vodič, část transformované mechanické práce je výraznější a může tepelně aktivovat pohyb dislokací. V důsledku toho má plastický tok vyšší stupeň nestability.

Mezní plasticita kovu charakterizuje vznik mikroskopicky zjiitelného porušení soudržnosti v kritickém místě deformovaného objemu. Stupeň deformace, který se dosáhne před porušením kovu je měřítkem mezní intenzity deformace. Pokud se uskutečňuje přerušovaná deformace za tepla, mezní plasticita se zvyšuje s poklesem velikosti jednotlivých deformací a délkou přerušování mezi jednotlivými deformacemi. Zvláštním významem je účinek

stavu napjatosti na deformování kovu. Při vysokém hydrostatickém tlaku ve zkušební komoře je dokázán vliv trojosé napjatosti. Mezní plasticita kovu v podmínkách prostorové napjatosti je významně menší než při jednoosé nebo dvojosé napjatosti.

3.1.3 Lom

V případě, že na těleso působí vyšší mechanické napětí než je mezní hodnota, zapříčiní působení napětí vznik zárodků porušení a jeho následný růst až do vytvoření lomové plochy. Mezi nejzávažnější vnější faktory procesu vzniku lomu patří rychlost zatížení, případně deformace, teplota a prostředí, ve kterém se lomový proces uskutečňuje. Reakce materiálu na vnější zatížení určuje především druh materiálu, jeho chemické složení, tepelně-deformační historie a v návaznosti na ni substrukturní a strukturní charakteristiky, ale i stav vlastností povrchu.

Lomové plochy mají makroskopické, mikroskopické a submikroskopické fenomenologické charakteristiky a jejich formování je mimo jiné závislé na energetických podmínkách jejich vzniku.

Způsob porušení je závislý na stavu napjatosti. V případě, že v tělese působí jen normálové tlakové a příslušné smykové napětí, může se i křehký materiál jako je mramor porušit tvárným lomem. Jednoosý tah bez přítomnosti smykových napětí může zase vyvolat křehké štěpení i v materiálech s vysokou tvárností.

Kritické napětí na dosažení teoretické pevnosti se porovnávalo s podmínkami při roztavení kovu. Z analýzy porušení při mechanickém namáhání a při roztavení kovu vyplývá, že na rozdíl od procesu tavení, který charakterizuje více-méně rovnoměrné absorbování energie v celém objemu tělesa, se při mechanickém porušení energie koncentruje v podstatě jen do místa vzniku a šíření lomu. Z těchto důvodů je velice těžké nalézt přijatelnou energetickou korelaci modelu se skutečností.

Působením napětí, které vyvolalo vznik zárodku necelistvosti, zárodek nejprve roste pomalu. Zvětšování délky trhliny zvyšuje pole napětí v důsledku koncentračního účinku na čele trhliny a růst trhliny se zrychluje. Od okamžiku, kdy trhlina získá kritický rozměr se zaznamenává její stabilní růst. Stabilní růst zárodku se spojuje s rozvojem skluzových procesů

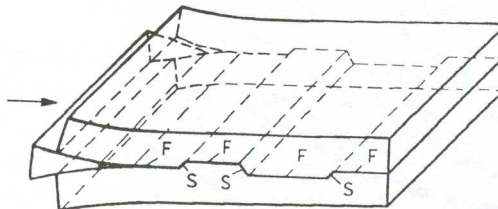
na čele nebo bezprostředně před čelem trhliny. Jiná teorie vychází z představy periodického růstu trhliny spojováním zárodků. Po dosažení kritické délky začíná rychlý růst trhliny, spojený s poklesem volné entalpie soustavy. Tuto fázi, která končí křehkým lomem označujeme jako nestabilní růst křehké trhliny.

3.1.3.1 Křehký lom

Kolaps tělesa nebo konstrukce je makroskopicky neočekávaný a šířící se vysokou rychlostí. Podmínky zniku křehkého porušení mohou být mimo jiné častý výskyt změn tvaru, výskyt agresivního prostředí. Při napětí blízkém kluzu se v určitých podmínkách mohou postupně porušovat meziatomové vazby štěpením až po vytvoření trhliny rostoucí k lomu bez výrazné makroskopické plastické deformace tělesa.

Křehké porušení štěpením se realizuje přes zrna materiálu transkrystalicky, nebo po hranicích zrn interkrystalicky. Transkrystalické štěpení se uskutečňuje v krystalografických rovinách s hustě obsazenými atomy. Křehké štěpení je energeticky méně náročné. Čelo trhliny nemusí postupovat při štěpení pouze v jedné rovině, ale může se šířit i v několika blízkých rovnoběžných rovinách.

Při postupu lomu se jednotlivé štěpné lomové plochy (tzv. fazety F) propojují stupněmi štěpení S viz 3.1.3.1. Tyto stupně vznikají rozdílnými mechanismy. Říčkovité stupně se spojují ve směru rozvoje trhliny a jejich charakter naznačuje, zda se lomová trhlina šířila kontinuálně nebo diskontinuálně. Místa odkud se říčkovité stupně šíří, jsou místa vzniku zárodků lokálních štěpných trhlín. V polykrystalických materiálech se na hranici zrna mění směr štěpení v závislosti na orientaci zrn.



3.1.3.1 Model křehkého štěpení se znázorněním fazet F a stupňů S

Jazyčkové stupně na lomové ploše je možné pozorovat, pokud se před čelem štěpné trhliny omezeně uskutečňuje proces deformačního dvojčatění. Rovinné stěny jazyčkových stupňů se v železe α orientují podle rovin, tj. podle rovin dvojčatění. Výskyt jazyčkových stupňů roste při klesající teplotě a klesá při zvýšení hodnoty předcházející lokální skluzové deformace.

Hranice zrn mohou být slabým místem struktury díky vyloučení precipitátů na hranicích zrn, v důsledku vytvoření souvislého filmu sekundární fáze nebo segregováním atomových příměsí na hranicích zrn. Potom se porušení materiálu může uskutečnit interkrystalickým štěpením. Lomové plochy, fazety, odpovídají velikosti ploch, které oddělují zrna kovu a přitom mají charakter odpovídající mechanismu porušení.

3.1.3.2 Tvárný lom

Materiál a součástky se mohou porušit i po relativně velké plastické deformaci, a to tvárným lomem. Na rozdíl od křehkého lomu, který vyžaduje relativně nižší energii při tvorbě lomu.

Pokud porušení předchází makroskopická plastická deformace tělesa, potom se může uplatnit skluzový mechanismus pohybu dislokací a pozoruje se tvárné porušení. Velikost deformace před vznikem a šířením porušení je funkcí druhu, čistoty, struktury a deformačního stavu materiálu.

Při plastické deformaci tělesa, zvětšení kontrakce, vznikají v místech budoucího lomového průřezu dutiny, které zvětšují svůj rozměr intenzivněji ve směru kolmém na směr hlavních tahových napětí. Můstky mezi dutinami se vytahují a zeslabují. Porušováním těchto můstků se trhliny spojují až do konečné lomové plochy. Při působení vnějšího zatížení na čele trhliny vzniká zóna plastické deformace a materiál se tu zpevňuje, čímž se může ve vymezeném objemu dosáhnout až kritického lomového napětí. Při růstu dutin v procesu tvárného porušení se spojovací můstky zužují až na několik mikrometrů a makroskopický lom se šíří při přerušení těchto můstků ve směru trhliny. Velikost dutin je několik mikrometrů až desetiny milimetrů v závislosti na materiálu a typu lomu. Můstky se porušují postupným

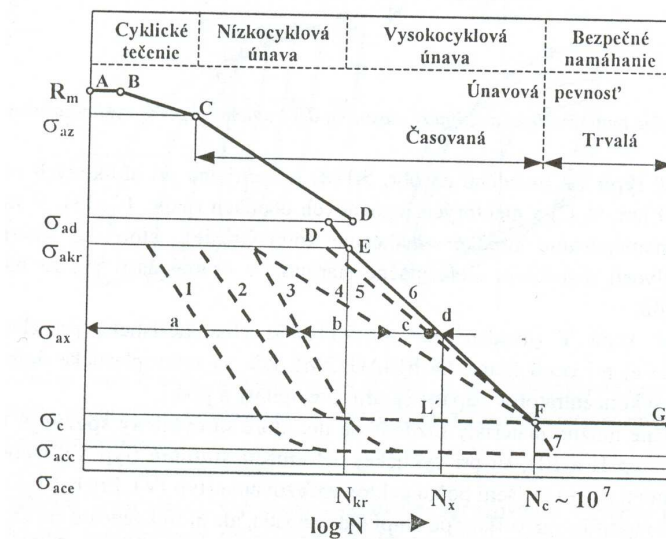
vytahováním, občas mají zubovitý průběh, případně se vyskytuje i dvojčatění. Mikrotrhlina nukleuje v hranicích dislokačních buněk. V procesní zóně je až 10 mikrotrhlin.

Růst mikroporuch se nejčastěji orientuje kolmo na směr hlavního tahového napětí. Pokud považujeme zárodky porušení za plošné útvary, potom etapu jejich růstu můžeme charakterizovat jako přechod plošných útvarů na prostorové. Opalescence dutin se projeví až po dosažení kritického růstu.

Povrch lomu po tvárném porušení má charakteristickou dutinovou morfologii. Povrch makroskopického smykového napětí mají jamky v jednom směru prodloužený tvar. Lomová plocha je soubor fazet rozdílného porušování, což umožňuje z lomové plochy statisticky vyhodnotit kvantitativní podíl účasti rozdílných mechanismů porušení tělesa.

3.2 Únava materiálu

Opakované mechanické, tepelné nebo tepelně-mechanické zatěžování součástky může vyvolat jeden z nejčastějších a extrémními i vnitřními faktory významně ovlivňovaný mezní stav, neboli únavový lom. Předtím než vznikne lom, uskutečňuje se nejdříve cyklická mikroplastičnost, vznik zárodků trhlin a jejich šíření.



3.2.1 Wöhlerova křivka únavy s vyznačením jednotlivých oblastí

Vznik únavových trhlin: Únavové trhliny vznikají na volném povrchu cyklicky zatěžovaných těles, v místech koncentrace cyklické plastické deformace, tj. v místech

koncentrace napětí. Těmito místy jsou vruby rozličného typu a původu, jako trvalé skluzové pásy, inkluze, precipitáty a nedokonalosti opracování povrchu, hranice zrn, mezifázové hranice apod. Koncentrace napětí v povrchové vrstvě těles zvyšuje i druh zatěžování, například při ohybu, při kroucení ale i například excentricita zatěžující síly při pulsujícím tahu a tlaku. Faktor intenzity napětí v místě inkluze, precipitátu nebo apriorní trhliny určitého tvaru je vždy větší na povrchu vzorku než uvnitř.

Šíření únavových trhlín: Mikrotrhliny vznikající v nukleačním stadiu jsou umístěné podél aktivních systémů, ve kterých působí největší smykové napětí. Při pokračujícím cyklickém zatěžování trhlina proniká do hloubky. Velký počet mikrotrhlín naroste však jen do hloubky několik desítek mikrometrů a potom se zastaví. S narůstající hloubkou se aktivní trhlina odklání směrem kolmým na vektor hlavního napětí a na čele trhlín se projeví plastická zóna. Krystalografický vznik a růst i postupný odklon od krystalografického růstu trhliny patří k první etapě šíření únavových trhlín. V druhé etapě se trhlina šíří nekystalograficky. Délka trhliny, která odpovídá přechodu z první etapy do druhé etapy šíření závisí na druhu materiálu a na velikosti amplitudy zatížení. Rychlost šíření trhliny v první etapě je malá a počet cyklů potřebných na její skončení je malý v porovnání s druhou etapou šíření trhliny. Nekystalografické šíření v druhé etapě řídí normálové napětí, přitom v obou etapách při zvýšených teplotách zatěžování se trhlina šíří transkrystalicky.

Únavová životnost: Nejznámější znázornění křivky životnosti je Wöhlerova křivka viz obrázek 3.2.1 . Její průběh je funkcí typu zkoušeného materiálu. Křivka 1 se při $N_f = 10^6$ asymptoticky blíží k hraniční, domluvené hodnotě, označované jako mez únavy σ_c . Tento tvar křivky je typický pro ocele a některé jiné intersticiální slitiny. U křivky 2 pozorujeme stálý pokles amplitudy napětí při zvýšení počtu cyklů zatěžování. Tento tvar křivky je typický pro kovy s kubickou plošně centrovanou mřížkou, jako je hliník a jeho slitiny. Potom se mez únavy určuje při konečném počtu cyklů, například $5 \cdot 10^7$.

Vlivy na únavovou životnost: Proces únavy je citlivý na velký počet vnějších a vnitřních vlivů, které mohou každý zvlášť, ale především v superpozici významně měnit odolnost materiálů, součástek a uzlů vůči únavovému porušení.

Vliv velikosti středního napětí na hromadění únavového porušení se projevuje v důsledku jednosměrné deformace, která zvyšuje amplitudu plastické složky deformace a

v jeho poškozujícím účinku, ať už je toto napětí charakteru tahového nebo tlakového. Pokud se střední napětí cyklicky mění, tlakové hodnoty mohou vyvolat analogické hromadění poškození jako tahové hodnoty.

Víceosá napjatost má taktéž vliv na únavové charakteristiky. Nukleaci únavových poruch a překročení meze únavy se bude realizovat tehdy, pokud střídavá mikroplastická deformace v povrchové vrstvě dosáhne kritické hodnoty při libovolné napjatosti. To znamená, že iniciace a rozvoj únavového procesu vznikne tehdy, pokud amplituda největší změny smykového napětí je stejná jako amplituda smykového napětí na mezi únavy při jednoosé napjatosti. Na základě experimentů se předpokládá, že mez únavy při víceosé napjatosti je lineární funkcí středních hodnot složek napětí.

Agresivita prostředí má taktéž vliv na etapu nukleace a etapu šíření únavových trhlin. V kapalném korozním prostředí se mimo jiné uplatňuje lokální napětí povrchu, mimo míst skluzových pásů. Jamky představují koncentrátory napětí. Lokální koroze únavových skluzových pásů může vznikat i v důsledku rozdílnosti elektrochemického potenciálu v těchto místech. Při cyklickém zatěžování se může poškodit ochranný oxidový film skluzovými procesy, což vyvolá vznik elektrochemického článku a intenzivní rozpouštění materiálu až ke vzniku mikrovrubu. Další mechanismy souvisí s absorpcí atomů z tekutého prostředí a s vytvořením stupňů na povrchu, což zrychluje proces nukleace. Pravděpodobné je, že všechny procesy se uplatňují současně a podporují nukleaci únavových trhlin v místech skluzových pásů.

Frekvence zatěžování ovlivňuje únavové charakteristiky především při zvýšených a vysokých teplotách po dobu zatěžování. Rozdílnost reakce materiálu na cyklické zatěžování při vysoké frekvenci zatěžování vzhledem k běžné frekvenci zatěžování zpřičiňuje krátký čas působení maximálního smykového napětí v polovině cyklu zatěžování, omezenost reakce napětí v okolí, na čelech nahromaděných dislokací a v místech koncentrátorů napětí. Při vysokofrekvenčním zatěžování vzniká větší koncentrace vakancí než při běžných frekvencích zatěžování., výrazně se uplatňuje preferenční absorpce kmitů na poruchách mřížky a je významně omezená možnost odvodu tepla od vzorku, které vzniklo v elementárním cyklu plastické deformace. Při vysokofrekvenčním zatěžování se proces mikroplastické deformace výrazně lokalizuje do velmi malého počtu skluzových čar, případně pásů.

Velikost tělesa. Pro hliníkové a nízkoalloyované oceli se nezjistil vliv tloušťky tělesa na rychlost šíření trhlin. Pro vysokopevnostní ocel a slitiny hliníku s vyšší pevností se získal růst rychlosti šíření trhliny při menších tloušťkách tělesa.

Apriorní trhliny submikroskopického, nebo mikroskopického rozměru vytvářejí předpoklady na absenci nukleárního stadia únavového procesu.

Vruby na zatěžovaných tělesech vytvářejí koncentraci napětí a koncentraci deformace, což se projevuje na snížení únavové životnosti.

Povrchová vrstva materiálu je ve většině případů místem nukleace únavových trhlin, a tím její vlastnosti mají výrazný účinek na únavovou životnost.

Tepelná únava: Deformace vzniká působením mechanických účinků, ale často i se změnou teploty tělesa. V důsledku opakovaného působení roztažení nebo stlačení, jako výsledku změn teploty se může dosáhnout cyklického mechanického napětí, které vyvolá hromadění poškození, nukleaci a růst trhlin a únavový jev.

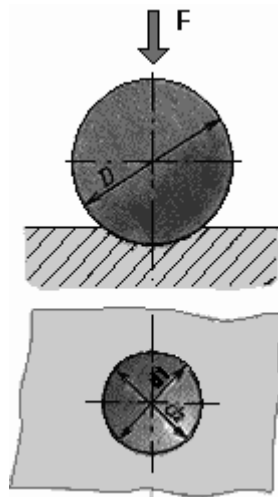
Tepelně-mechanická únava: Některé součástky mohou být v provozu vystaveny působení změn teploty a současně se namáhají cyklickým mechanickým zatížením. Opakované změny teploty, zejména při nerovnoměrnosti ohřevu a ochlazování, pokud se těleso upevní a zabrání se dilatacím, vzniká napětí, které v některých podmínkách dosahuje velikosti blízké mezi kluzu. Potom při současném mechanickém zatížení je těleso ve velmi složitém tepelně-napětí-ovo-deformačním stavu, který se mění s časem

4 Zkoušky tvrdosti

4.1 Podle Brinella

Tvrdot podle Brinella (ČSN 42 0371) se zjišťuje vtláčováním ocelové kalené kuličky o průměru D do zkušebního tělesa silou F , která směřuje kolmo k povrchu tělesa po stanovenou dobu. Následně po odlehčení se změří průměr vtisku d .

Průměr D bývá 1 mm, 2,5 mm, 5 mm a 10 mm. Průměr kuličky závisí na tloušťce t měřeného materiálu. Platí, že minimální tloušťka materiálu je desetinásobek hloubky vtisku. V opačném případě by se mohla projevit tvrdost podložky.



4.1 Zkouška tvrdosti podle Brinella

Doba působení síly o dané velikosti závisí na struktuře materiálu. Měkčí materiály se zatěžují delší dobu. U slitin železa je zatížení od 10 do 15 s. U neželezných slitin od 10 do 180 s.

Přesnost měření závisí na správném proměření vtisku. U Brinellovy zkoušky je měření vtisku poměrně nepřesné. Vtisk bývá někdy nezřetelný a nesouměrný. Na průměr vtisku má velký vliv i vtažení materiálu po kraji vtisku (u materiálu nezpevněného) nebo naopak vytlačení obvodového valu (u materiálu zpevněného). Příčinou další chyby je deformace

použité vlačované kuličky (je z kalené oceli). Pro materiály tvrdší než HB=400 není ocelová kulička vhodná a používají se kuličky ze slinutých karbidů.

$$HB = (0,102 \cdot F) / A$$

F - síla v N

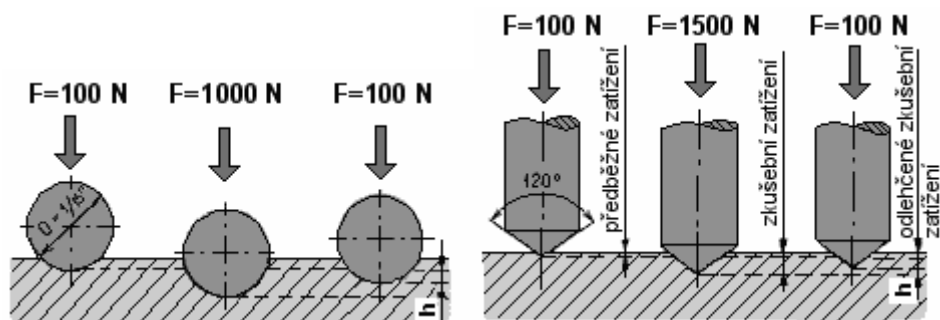
[4.1]

A - povrch vtisku vytačeného vrchlíku, který je považován za kulový.

4.2 Podle Rockwella

Tvrдость podle Rockwella (ČSN 42 0373) se zjišťuje na Rockwellově tvrdoměru jako rozdíl hloubky vtisku vnikacího tělesa (ocelová kulička, diamantový kužel) mezi dvěma stupni zatížení (předběžného a celkového). Účelem předběžného zatížení je vyloučit z měřené hloubky nepřesnosti povrchových ploch.

Kužel má vrcholový úhel 120° a poloměr kulové části 0,2 mm (HRA, HRC). Kulička má průměr 1,5875 mm (HRB).



4.2. Zkouška tvrdosti podle Rockwella (HRB, HRC)

Diamantový kužel nebo ocelová kulička, dotýkající se povrchu zkoušeného předmětu, se nejprve předběžně zatíží silou 100 N (výchozí poloha pro měření hloubky vtisku). Potom se pozvolna zvětšuje zatěžovací síla tak, aby se za 3 až 6 sekund dosáhlo zatížení předepsané normou (např. předběžné zatížení silou 100 N + zkušební zatížení silou 1400 N = celkové zatížení silou 1500 N). Pak se zatěžující síla opět zmenšuje až na 100 N a v tomto stavu se zjistí přírůstek h hloubky vtisku, který nastal proti výchozí poloze při 100 N. Zkouška tvrdosti podle Rockwella je rychlá, snadná a vtisky (důlky) jsou velmi malé (max. hloubka 0,2 mm). Je vhodná pro běžnou kontrolu velkých sérií výrobků a tam, kde HB již není použitelná.

Normalizované zkoušky tvrdosti

U nás jsou normalizovány tři zkoušky tvrdosti podle Rockwella. Tvrdost zjištěnou při těchto zkouškách označujeme HRA, HRB, HRC. Volba Rockwellovy stupnice (tj. druhu vnikacího tělíska) závisí hlavně na předpokládané tvrdosti zkoušeného materiálu.

HRA - Tvrdost určená diamantovým kuželem při celkovém zatížení 600 N.

Pro slinuté karbidy a tenké povrchové vrstvy.

HRB - Tvrdost určená ocelovou kuličkou (B = ball) při celkovém zatížení 1000 N.

Pro měkké kovy (25 - 100 HRB).

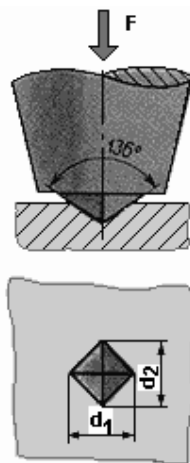
HRC - Tvrdost určená diamantovým kuželem (C = cone) při celkovém zatížení 1500 N.

Doporučuje se používat pro rozsah HRC = 20 - 67.

4.3 Podle Vickerse

Tvrdost podle Vickerse (ČSN 42 0374) - do materiálu se vtlačuje pod zatížením silou F (působí kolmo na povrch vzorku) diamantový pravidelný čtyřboký jehlan o vrcholovém úhlu 136° mezi protilehlými stěnami po danou dobu (obvykle 15s). Následně se změří střední délka u obou úhlopříček vtisku. Zkušební zatěžující síla bývá od 10 do 1000 N. Doba zatížení se volí od 10 do 180 s. Použité zatížení píšeme do označení, např. HV 100 (HV 100 = 215).

Pro běžně zkušební zatížení 300 N a dobu od 10 do 15 s se používá označení HV.



4.3 Zkouška tvrdosti podle Vickerse

Tvrdość podle Vickerse se vyjadřuje bezrozměrně. Tvrdość podle Vickerse je určena poměrem vtlačovací síly F a povrchu vtisku.

$$HV = 0,189 \cdot (F / d)$$

F - síla vtlačování

[4.3]

d – průměr délek úhlopříček vtisku.

Pro praktickou potřebu používáme tabulek, kde podle délky úhlopříčky d a použité síly F je uvedena odpovídající tvrdość.

Metodu měření tvrdości podle Vickerse lze použít pro všechny tvrdości. Metoda je velmi přesná a je minimálně závislá na zatížení.

4.4 Poldi kladívko

Poldi kladívko je mechanický tvrdoměr určený pro orientační měření tvrdości kovových materiálů. Jedná se o kovový výrobek hutě Poldi Kladno, kterým se měří tvrdość kovů a materiálů. Jedná se o variantu tvrdości podle Brinella.

Před měřením se do otvoru v tvrdoměru vsune porovnávací tyčinka o známé tvrdości a pevnosti ze soupravy. Tím je kladívko Poldi připraveno k měření.

Pak se tvrdoměr přiloží kolmo na zkoušený materiál a úderem kladívka se vytvoří na zkoušeném materiálu i na porovnávací tyčince vtisk. Průměry obou vtisků se změří lupou se stupnicí a podle přiložených tabulek (pro různé materiály) se určí tvrdość, případně pevnost zkoušeného materiálu.

5 Výsledky měření

Jak bylo zmíněno v předmluvě a jak napovídá název této práce, zabývá se tato práce i materiálovým rozbořem ukroucené spojovacího koše od hřídele lamelové spojky. V této části je přiblížena příprava vzorku, jeho zpracování a vyhodnocení hodnot.



5.1 Příprava vzorku

V první fázi přípravy vzorku je třeba zjistit nejideálnější místo odběru vzorku a jeho samotný odběr. Místem odběru je zvoleno místo naprasknutí koše, kolem kterého byl oddělen kus materiálu (obr. 5.1.1. a obr. 5.1.2.).



Obr. 5.1.1



obr. 5.1.2

Dalším vzorkem, který bylo třeba odebrat byl vzorek hřídele. Ten bylo třeba odebrat v místě sváru (obr. 5.1.3.).



Obr. 5.1.3.

5.1.1 Postup při odebírání vzorku

Samotné odebírání vzorku je třeba dělat velice opatrně vzhledem k nebezpečí jeho tepelného ovlivnění. Tento jev je třeba brát v potaz a vzorek odebírat nanejvýš opatrně. V případě tepelného ovlivnění je poté vzorek nepoužitelný. Proto je třeba vzorek odebírat metodou, která vzorek nezahřeje při odebírání nad teplotu, při níž dojde k ovlivnění. Nejpoužívanější metoda je odběr řezáním ruční pilkou na železo. Při odběru je třeba vždy kus materiálu naříznout, zkontrolovat jeho teplotu a popřípadě chvíli počkat než dojde k jeho zchladnutí. Dalšími možnostmi odebírání vzorku je dělení s chlazením. Těmito způsoby je poté zaručeno, že vzorek není tepelně ovlivněn při jeho odebírání.

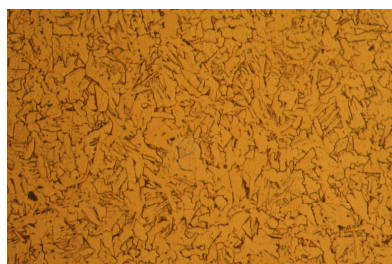
5.1.2 Broušení, leštění a leptání vzorku

Tento další cyklus v přípravě vzorku má za úkol připravit povrch vzorku do stádia, kdy je možné provést jeho zkoumání pod mikroskopem a provést na něm zkoušku tvrdosti. Právě uříznutý vzorek se začíná upravovat broušením pod vodou. Začíná se brousit pod vodou nejprve na hrubém brusném papíru a poté na jemnějším a jemnějším. Směr broušení musí probíhat vždy kolmo na předchozí. Ve chvíli, kdy je vzorek obroušen nejjemnějším brusným papíru (v tomto případě zrnitost FEPA P1000) a zdá se, že na jeho povrchu nejsou žádné škrábance nastává jeho vyleštění. Na leštící kotouč se nanese diamantová leštící pasta a vzorek se tímto vyleští. Následně je třeba vyvolat na vyleštěném povrchu viditelnost zrn. ke zviditelnění či zvýraznění struktury se používá různých leptadel. V našem případě byl použit 3% nital a poté je již vzorek připraven k pozorování na mikroskopu a zkoušce tvrdosti.

5.2 Analýza vzorků

5.2.1 Spojkový koš

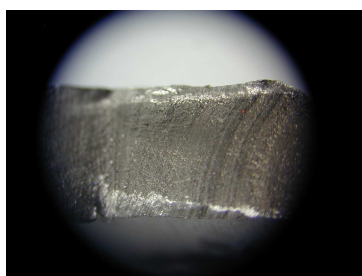
Základní strukturou materiálu spojkového koše je acikulární ferit (*obr. 5.2.1.*, zvětšení 250x) s obsahem uhlíku do 0,1%. Na spojkovém koši bylo při přípravě vzorku zřetelný lom při okraji svaru (*obr. 5.2.2.*) a je možno pozorovat jeho postupné šíření (*obr. 5.2.3.*). Na *obr. 5.2.4.* je tepelně ovlivněná oblast od svařování.



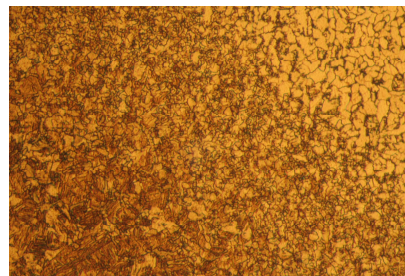
Obr. 5.2.1.



Obr.5.2.2.



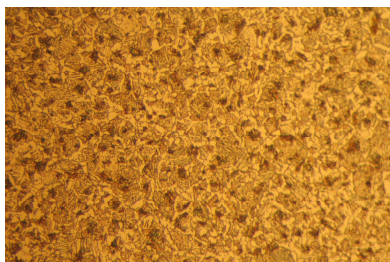
Obr. 5.2.3.



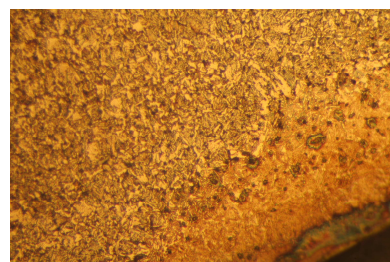
Obr. 5.2.4.

5.2.2 Spojkový hřídel

Základní strukturou materiálu hřídele je perlit (*obr. 5.2.5.*, zvětšení 250x) s obsahem uhlíku do asi 0,2%. Na *obr. 5.2.6.* je okraj vzorku hřídele s tepelně ovlivněnou oblastí, která jak je vidět je velmi malá.



Obr.5.2.5.

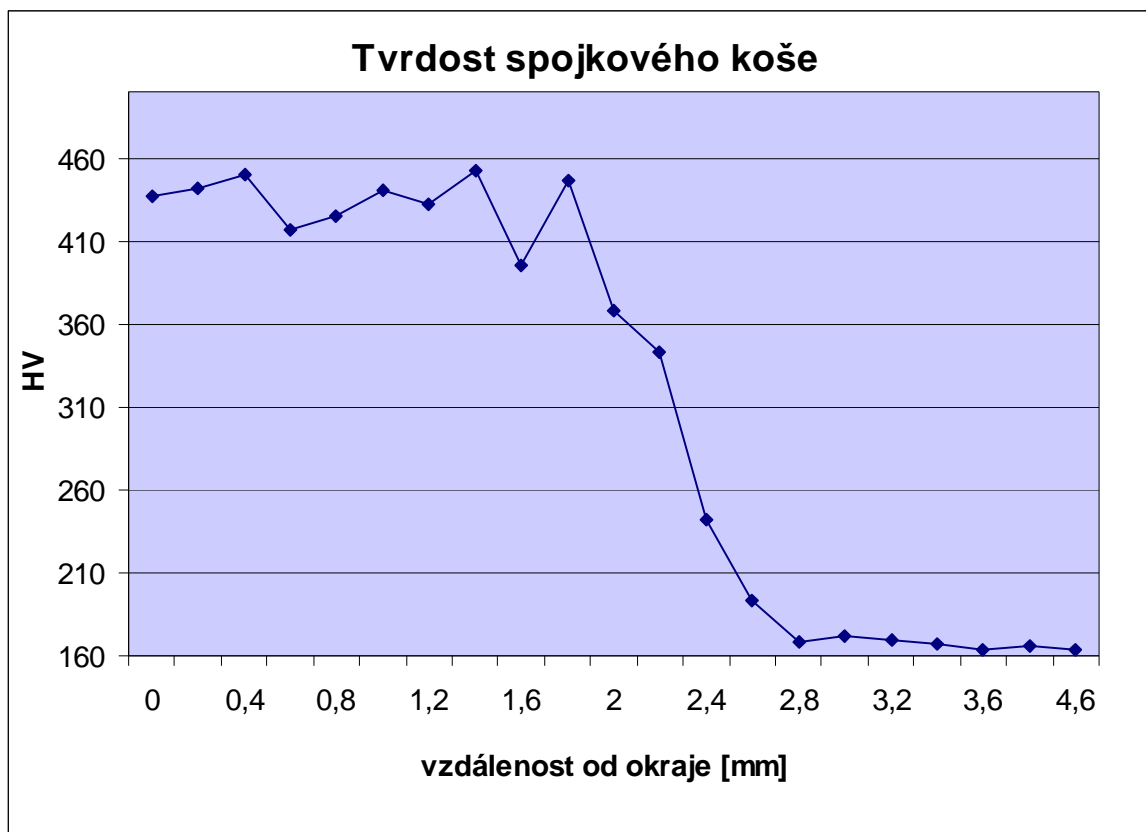


Obr.5.2.6.

5.3 Zkoušky tvrdosti

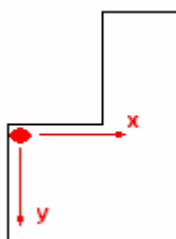
V laboratoři Univerzity Pardubice na dislokovaném pracovišti v České Třebové se provádí měření mikrotvrdosti Vickersovou metodou, takže pro tuto práci byl použit tento postup. Základní metody měření tvrdosti jsou popsány v kapitole 4.

5.3.1 Grafy měření tvrdosti

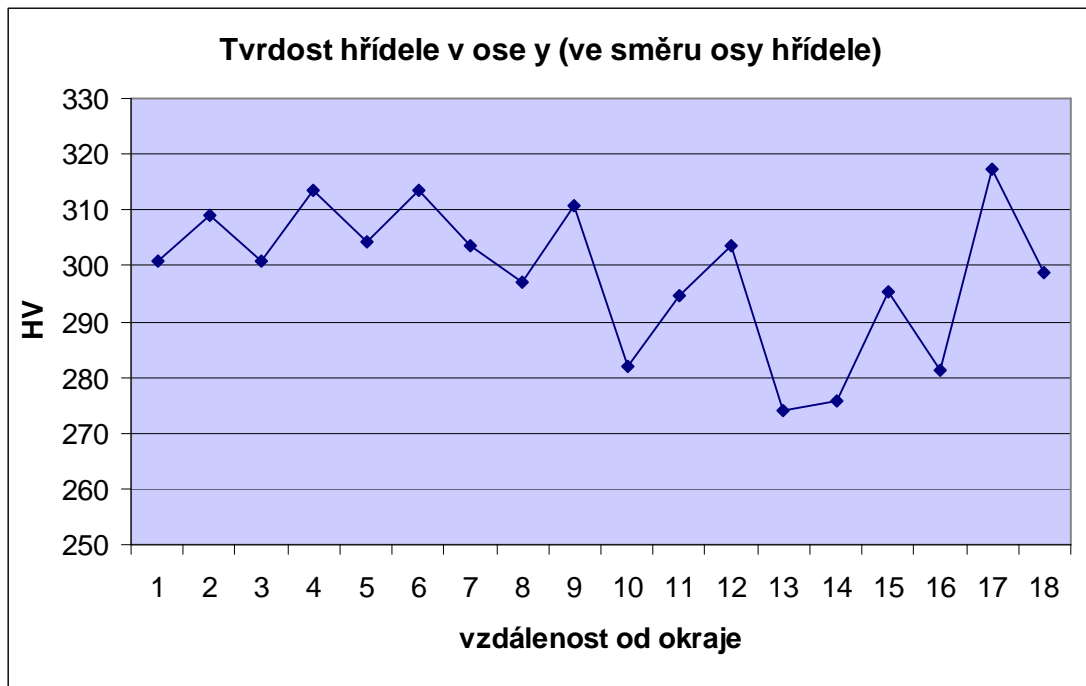


Graf č.1

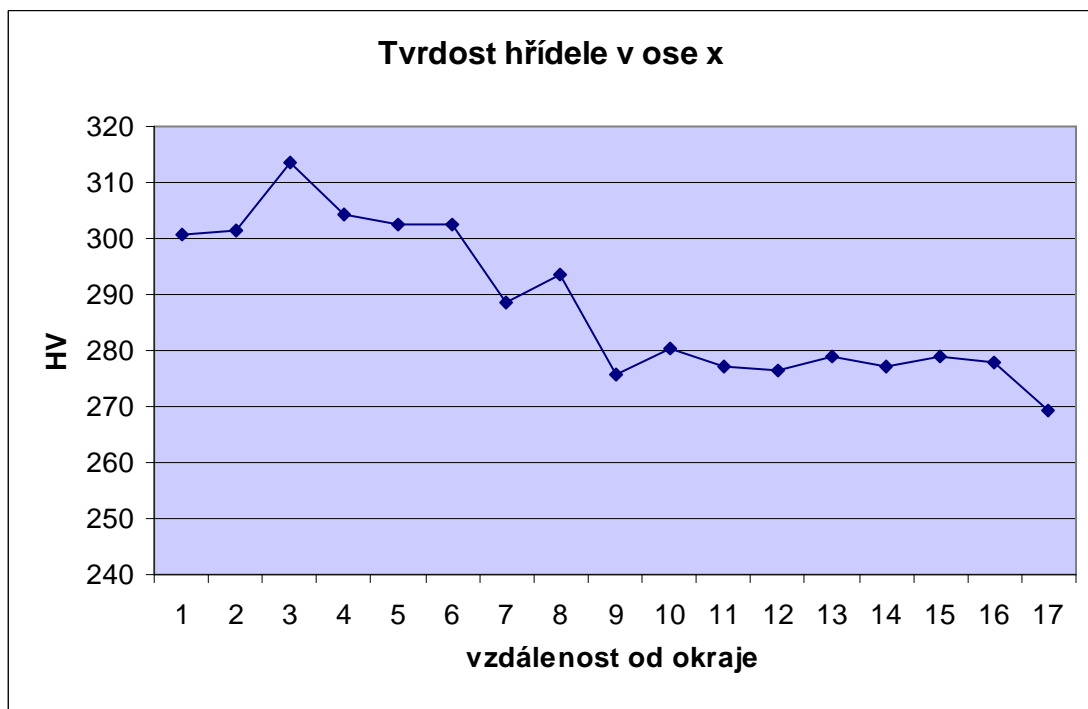
V grafu č.1 tvrdosti spojkového koše je vidět, že základní materiál má tvrdost asi 170 HV a následně okraj je v tepelně ovlivněné oblasti do vzdálenosti asi 2 mm, kde dosahuje tvrdosti asi 455 HV, z čehož plyne že je v materiálu velké pnutí, což může přispívat ke vzniku poškození.



Obr. 5.3.2. (směry prováděného měření u spojkového hřídele)



Graf č.2



Graf č.3

Z grafů č.2 a č.3 tvrdosti hříděle plyne, že u grafu č.2, který je pro směr měření y plyne při porovnání tvrdostí s grafem č.3, že povrch u směru y je zušlechtěn na hodnotu asi 300 až 310 HV. V grafu č.3, tj. směr x, je vidět, že základní materiál má hodnotu tvrdosti asi 275 HV, ale do vzdálenosti 6 mm od okraje odebraného vzorku je vidět povrchové zušlechtění, které dosahuje tvrdosti kolem 300 HV.

Jak je vidět z grafů tvrdosti rozdíl v tvrdostech základního materiálu spojového hřídele (asi 270 HV) a spojového koše (asi 170 HV) je v souladu se zjištěním z optické mikroskopie. Základní feritická matrice materiálu spojového koše je měkčí než (má nižší pevnost) než perlitická struktura hřídele. Z toho lze vyvodit závěr, že při takto velkém rozdílu tvrdosti obou materiálů není jednoduché ve svarové oblasti dostatečně ohřát oba materiály, zejména u hřídele. Optické mikroskopické zkoumání totiž potvrdilo, že oblast kolem svaru byla nedostatečně ohřátá. Z toho plyne i můj subjektivní názor na celý tento problém. Prvním nedostatkem při ukroucení spojového koše od hřídele vidím ve sváru, který nebyl svařován při dostatečné teplotě. Jako další návrh vyřešení tohoto problému bych ještě navrhl svařit obě součásti ještě na venkovní straně uložení spojového koše k hřídeli.

6 Závěr

Tato práce je zaměřena na možnosti zušlechťování, svařování a poškozování materiálů a součástí. Další částí této práce je analýza porušení spojkového koše lamelové spojky traktoru McCormick řady XTX.

V první části jsou popsány obecně metody svařování, se zaměřením především na svařování metodou TIG, neboli obloukové svařování netavicí se elektrodou v ochranné atmosféře interního plynu, vzhledem k tomu, že jsme tuto metodu určili jako metodu, kterou byl svařen ukroucený spojkový koš od základního hřídele. Svařování TIG má výrazný růst objemu svářečských aplikací což se připisuje vysoké kvalitě spojů, operativností řízení procesu svařování a vysokému stupni automatizace a robotizace. Tato metoda je ovšem ekonomicky velice náročná a proto se využívá pouze při nutnosti vytvořit velice kvalitní spoj u relativně problematicky svařitelných kovů.

V části povrchového zušlechťování jsou popsány metody a postupy povrchového zušlechťování. Obecně lze říci, že zušlechťování materiálů se používá z důvodu zlepšování mechanických požadavků a požadavků na životnost. Těmito metodami jsou tepelné zpracování a chemicko-tepelné zpracování. U tepelného zpracování je to kalení a popouštění. Při tepelném zpracování dochází ke změně struktury a tím i vlastností pouze působením teploty a času, bez změny chemického složení. Změnou teploty se rozumí ohřátí na danou teplotu, setrvání na této teplotě a následné ochlazování podle předem daných pravidel a prostředích, ve kterých se ochlazování provádí. Do chemicko-tepelného zpracování lze zařadit například povrchové kalení, cementování, nitridování. U této metody jak již název napovídá je na materiál nejen působeno teplotně, ale i chemicky. Dosahuje se tím vrstvy o určité hloubce se zvýšeným obsahem prvku, který žadáním způsobem ovlivňuje vlastnosti materiálu.

U příčin porušování součástí je třeba říci, že každý materiál časem ztrácí svoje vlastnosti a do určité míry i svojí životnost. V této části je popsán obecně proces porušování součástí od plastické deformace, při které u materiálu dochází k nevratným změnám v jeho struktuře, až po únavový lom, u kterého dochází k postupnému šíření lomu dokud nedojde k jeho destrukci. Mezi další poruchy materiálu patří i křehký a tvárný lom.

V neposlední řadě je třeba zmínit vlastní měření, při kterém byl prozkoumán spojkový koš lamelové spojky ukroucený od hřídele. U odebraných vzorků byla zkoumána jak vnitřní struktura tak i tvrdost. Jako počátek šíření deformace jsme určili nalomení spojkového koše a postupné šíření této trhliny až do doby, kdy došlo k postupnému ukroucení a rozpadnutí svařené součásti. Dalším zkoumáním jsme došli k názoru, že svarový spoj nebyl dostatečně prohřán a proto se po opakovaném zatěžování rozdělil. Ovšem i rozdílná tvrdost materiálů použitých na spojkovém koši i hřídeli sehrály významnou roli na poškození. **Mým subjektivním závěrem je tedy pro další výrobu této součásti svár více ohřát a svařit obě součásti ještě na venkovní straně uložení spojkového koše k hřídeli.**

7 Použitá literatura

- [1] Kuncipál, J. a kol.: *Teorie svařování*. SNTL Praha 1986.
- [2] Kuncipál, J., Pilous, V., Dunovský, J.: *Nové technologie svařování*. SNTL Praha 1984.
- [3] KOPŘIVA R.: *Technologia zvarania v ochranných plynoch metódou MIG/MAG*. Zeross, Ostrava 1993.
- [4] PLUHAŘ J., KORITTA J.: *Strojírenské materiály*. SNTL/SVTL, Praha 1966. DT 621.002.3.
- [5] PUŠKÁR A., HAZLINGER M.: *Porušovanie a lomy súčastí*. EDIS, Žilina 2000., ISBN 80-7100-654-8.
- [6] Wikipedie otevřená encyklopedie. Dostupné z:
< http://cs.wikipedia.org/wiki/Tvrдост_ков%C5%AF>