

Vysoká škola: strojná a textilní

Katedra: technologie a nauky o mater.

Fakulta: strojná

Školní rok: 1973/1974

DIPLOMOVÝ ÚKOL

pro Ing. JAROŠ ČÁKA Jiřího

obor strojírenská technologie

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

Název tématu: Rozbor vlivu tepelného zpracování klikového hřídele motoru M 634 na jeho praskavost

Pokyny pro vypracování:

1. Proveďte literární rešerši a shrňte dosavadní údaje a výsledky o výrobě, tepelném zpracování, provozu a závadách klikového hřídele motoru M 634, vyrobeného z oceli ČSN 15230.
2. Shrňte literární údaje o jednotlivých způsobech tepelného zpracování používaných u klikového hřídele s ohledem na používanou ocel ČSN 15230
3. Proveďte podrobnou metalografickou analýsu na vybraných místech klikového hřídele. Podstatnou pozornost věnujte především povrchovému kalení čepů hřídele. Využijte všech dostupných metalografických metod zkoumání.
4. Shrňte výsledky získané metalografickým rozbořem a proveďte stručné závěry. Posuďte vliv tepelného zpracování na možnost vzniku nebo snadného šíření trhlin.

Autorské práce se řídí směrnicemi MŠK, pro
státní zkoušky č. j. 31 727/62-III/2 ze dne
13. července 1962 - Věstník MŠK VIII, sešit 21 ze dne
31. 8. 1962 § 19 autorského zákona č. 115/53 Sb.

VYSOKÁ ŠKOLA STROJNÁ A TEXTILNÍ
Ústřední knihovna
LIBEREC - STUDENTSKÁ

V 132/1974

Rozsah grafických laboratorních prací: **mikrofotografie struktur, grafy, diagramy**

Rozsah průvodní zprávy: **50 - 60 stran textu**

Seznam odborné literatury:

1. Jareš, V.: Metalografie oceli. NČSAV Praha, 1960
2. Pluhař-Koritta: Strojírenské materiály. SNTL Praha, 1966
3. ČSN 420075, 420004, 4207, 4204
4. Ministr, Z.: Praktické metalografické mikroskopie. SNTL Praha 1956
5. Koutský-Šmíd, J.: Makroskopické a mikroskopické zkoušení oceli.
SNTL Praha, 1964
6. Pančenko, E.V. a kol.: Laboratorija metallografii "Metallurgija"
Moskva 1965
7. Brandon, D.G.: Modern Techniques in Metallography.
Butterworths London, 1965
8. Zkušební protokoly n.p. Liaz a SMZ Dubnica n.Váhom

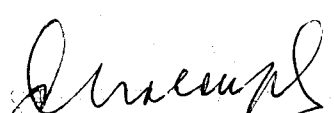
Vedoucí diplomové práce: **Ing. Ján Alaxin CSc**

Konsultanti: **Ing. Karel Zikeš**
Ing. V. Kubíček

Datum zahájení diplomové práce: **15. X. 1973**

Datum odevzdání diplomové práce: **31. V. 1974**

L. S.


Doc. Ing. Václav Chaloupecký CSc

Vedoucí katedry


Doc. Ing. Oldřich Krejčíř CSc

Děkan

v **Liberci** dne **10. X.** 1973

Rozbor vlivu tepelného zpracování klikového hřídele
motoru M 634 na jeho praskavost

Vedoucí DP: Ing. Ján Alaxin CSc

Diplomová práce obsahuje literární rešerši o jednotlivých způsobech tepelného zpracování používaných u klikového hřídele s ohledem na používanou ocel ČSN 15 230.

V úvodu experimentální části jsou shrnuty dosavadní údaje a výsledky o výrobě, tepelném zpracování, provozu a závadách klikového hřídele motoru M 634.

V další části experimentu diplomová práce obsahuje:

1. Mikroskopické pozorování na vybraných místech klikového hřídele.
2. Makroskopické sledování hloubky a umístění zákalky povrchově kalených klikových a ojnicních čepů.
3. Měření tvrdosti a mikrotvrdosti.
4. Zkoušky vrubové houževnatosti při různých teplotách a čáry přechodu ke křehkému lomu.
5. Elektronovou mikroskopii na lomových plochách vzorků získaných zkouškou vrubové houževnatosti.

Místo vypracování diplomové práce a obhajoby:

KTM VŠST Liberec

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	

ROZBOR Vlivu tepelného zpracování klikového
hřídele motoru M 634 na jeho praskavost

Diplomová práce

1973-74

Jiří Jaroščík

VŠST Liberec		DIPLOMOVÁ PRÁCE		DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní				KTM	1
OBSAH					
1.	ÚVOD				2
1.1.	Účel a cíl práce				3
STUDIJNÍ ČÁST					
2.	KONSTRUKČNÍ OCELI K ZUŠLECHŤOVÁNÍ				4
2.1.	Okolnosti rozhodující při volbě vhodného druhu konstrukční oceli				4
3.	TEORIE ROZPADU MARTENZITU PŘI POPOUŠTĚNÍ				5
3.1.	První stadium rozpadu martenzitu				5
3.2.	Druhé stadium rozpadu martenzitu				8
4.	PRECIPITACE KARBIDU VE SLITINÁCH Fe-C-M NA BÁZI ALFA				10
4.1.	Rozpustnost legujících prvků v cementitu				10
4.2.	Hlavní typy karbidů v ocelích				10
4.3.	Mechanismus karbidických reakcí při vysokém popouštění legovaných ocelí				11
4.4.	Karbidické reakce v popouštěných legovaných ocelích				12
5.	TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ KONSTRUKČNÍCH OCELÍ				13
5.1.	Zušlechťování				13
5.2.	Žihání				15
5.2.1.	Normalizační žihání				15
5.3.	Kalení				16
5.3.1.	Prokalitelnost				17
5.3.2.	Ochlazovací účinnost kalících prostředí				18
5.4.	Popouštění				20
5.4.1.	Popouštění konstrukčních ocelí				20
5.4.2.	Popouštěcí křehkost				24
5.4.3.	Vývoj izotermické a anizotermické složky křehkosti				28
5.4.4.	Vliv popouštění na velikost vnitřních pnutí				30
5.5.	Povrchové kalení				33
5.5.1.	Nová ochlazovací média a nižší ochladicí schopnosti, určená pro použití ve sprchách při povrchovém kalení				37
5.5.2.	Pnutí při povrchovém kalení				39
EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST					
6.	KLIKOVÝ HRÍDEL MOTORU M 634				40
7.	KONTROLA TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ KLIKOVÉHO HRÍDELE				47
7.1.	Zkoumaná ocel, vzorky zkoušek a jejich označování				47
7.2.	Makroskopické zkoušení				48
7.3.	Měření tvrdosti a mikrotvrdosti				50
7.4.	Optická metalografie				64
7.5.	Elektronová fraktografie				72
7.5.1.	Vrubová houževnatost				77
7.6.	Zkouška v tahu				82
8.	DISKUSE DOSAŽENÝCH VÝSLEDKŮ A ZÁVĚR				84
	Seznam použité literatury				
	Přílohy				

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	2

1. ÚVOD

Výkonnost moderních strojů se neustále stupňuje, dosahuje se stále vyšších specifických výkonů bez podstatného růstu velikosti strojních součástí. S růstem výkonu strojů vzrůstá také namáhání materiálu a stále se zvyšují nároky na kvalitnější výrobu. Jedním stupněm výroby u složitých strojních součástí, jakým je bezesporu i klikový hřídel, je tepelné zpracování.

Tepelné zpracování je vlastně u klikového hřídele nejdůležitějším článkem výroby, protože má vliv jak na vlastnosti pevnostní, tak i na vlastní životnost a spolehlivost provozu.

Mikroskopická kontrola je jedním z nejdůležitějších metod při hodnocení kvality výrobků. Tímto způsobem lze zjistit nejen nesprávnou strukturu výrobku, ale i příčinu jejího vzniku. Např. nízká tvrdost zjištěná tvrdoměrem může být způsobena nízkou (nebo příliš vysokou) kalicí teplotou, malou rychlostí ochlazování, vysokou popouštěcí teplotou a někdy i pouhou záměnou materiálu. Metalografická zkouška určí bezpečně nejen všechny tyto vady, ale může odhalit i ty závady v tepelném zpracování, které se na výsledné tvrdosti neprojeví a které způsobí prasknutí součásti ať již v kalírně nebo při provozu anebo zkracují životnost strojní součásti.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	3

1.1. Účel a cíl práce

Dlouholetým problémem v n.p. LIAZ Jablonec nad Nisou - Rýnovice, je praskání klikových hřídelů motoru M 634. Sériová výroba motoru byla zahájena v r. 1969 a od té doby vyrábí klikové hřídele pro tento motor Strojárské a metalurgické závody Dubnica nad Váhom. Právě v této době je zaznamenán první případ prasknutí klikového hřídele při dlouhodobé zkoušce prototypu vozidla. V dalších letech jsou hlášeny první případy prasknutí klikového hřídele v provozu a dochází již ke stížnostem na praskání klikových hřídelů z tuzemska i ze zahraničí. Z tohoto důvodu byla sestavena komise pro stanovení příčin a způsobů odstranění praskání klikových hřídelů motoru M 634, složená ze zástupců SVÚM Praha, SONP Kladno, SMZ Dubnica nad Váhom a ze zástupců n.p. LIAZ Jablonec n.N., která na tomto problému pracuje již několik let.

Účelem této diplomové práce je prověření správnosti tepelného zpracování klikového hřídele vyráběného z oceli ČSN 15 230. Při zjištění nesprávnosti anebo nedokonalosti tepelného zpracování u tohoto hřídele je cílem této práce stanovení vlivu tepelného zpracování na jeho praskavost.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	
S T U D I J N Í Č Á S T			

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	4

2. KONSTRUKČNÍ OCELI K ZUŠLECHŤOVÁNÍ

Do této skupiny patří oceli se středním obsahem uhlíku, které se po kalení popouštějí na vyšší teploty, aby se dosáhlo vysoké houževnatosti při zachování vhodné pevnosti. U chromem legovaných ocelí bývá uhlíku mezi 0,25 až 0,5 %. Pouhé chromové ocele se k zušlechťování méně užívá, protože se proti uhlíkové oceli její vlastnosti mnoho nezlepšují. Teprve kombinací chromu s dalšími přísadami dosahujeme význačného zvětšení pevnosti. Zlepšení mechanických vlastností ocelí, jejich zušlechťování je způsobeno zjemněním zrna a především rovnoměrným rozdělením jemných a stejnoměrných karbidů.

2.1. Okolnosti rozhodující při volbě vhodného druhu konstrukční oceli

a) Velikost a způsob namáhání

Je-li namáhání statické a méně proměnlivé, je důležitá mez průtažnosti, při namáhání cyklickém mez únavy. Vyskytují-li se za provozu pravidelné rázy nebo otřesy, je důležitá houževnatost, jak statická, tak vrubová. Tu ocel je možno volbou vhodné popouštěcí teploty zušlechtit na vyšší pevnost spojenou s menší houževnatostí nebo naopak. Při příliš tvrdém zušlechtění, mez únavy klesá. Kromě toho je ocel, při rostoucí pevnosti, citlivější na účinky vrubové, hlavně při únavovém namáhání. Proto musí být základním pravidlem konstruktéra volit u částí oceli velké pevnosti tvary velmi pečlivě, aby se vyhnul místním koncentracím napětí. Povrch v choulostivých místech musí být z téhož důvodu čistě obroben, popř. vyleštěn.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	5

b) Průřezové rozměry bbrobku

Hloubka pro kalení záleží hlavně na složení oceli. Ve větší vzdálenosti od povrchu je kal jen částečný a mechanické vlastnosti horší. Je ovšem třeba uvážit, že velká většina zušlechťovaných strojních součástí je namáhána ohybem nebo kroucením, kde napětí od povrchu ke středu výrobku klesá. Ale pokles pevnostních hodnot nesmí být rychlejší než pokles napětí, a to záleží na tloušťce výrobku. Pro kalitelnost konstrukčních ocelí se udává přibližným průměrem, do kterého se pevnostní hodnoty výrazně nezhoršují /1, 2 /.

3. TEORIE ROZPADU MARTENZITU PŘI POPOUŠTĚNÍ

Rozpad martenzitu se uskutečňuje ve dvou stupních: v prvním, odehrávajícím se při nižších popouštěcích teplotách, jsou omezené možnosti intersticiální difuze; přesycení tuhého roztoku se snižuje jen částečně a precipitující karbidická fáze (hexagonální ϵ - karbid o složení $Fe_{2,4}C$) má stavbu podobnou jako mateřský tuhý roztok. Teprve ve druhém stádiu rozpadu při vyšších teplotách se koncentrace tuhého roztoku přiblíží rovnovážným hodnotám a též přechodná karbidická fáze je nahrazena fází stabilnější (konečnou pro systém Fe-C). V této kapitole bude popsána stručná teorie podle Sedláčka /3/.

3.1. První stádium rozpadu martenzitu

Kurdjumov a Lysak prokázali, že hlavní reakcí prvního stádia rozpadu martenzitu, transformace martenzitu na směs nízkouhlíkového martenzitu a přechodného karbidu je reakcí diskontinuální. Diskontinuální proto, že kon-

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	6

centrace uhlíku v martenzitu neklesá v průběhu 1. stádia rozpadu postupně a stejnoměrně v celém objemu soustavy z výchozí hodnoty na koncentraci odpovídající výslednému nízkouhlíkovému martenzitu, ale snižuje se skokem na hodnotu blízkou konečné. Reakce 1. stádia rozpadu martenzitu se projevuje také tím, že se zvětšuje objem nízkouhlíkového martenzitu - a proto je také možné sledovat popouštění oceli dilatometricky.

V poslední době četní autoři zdůvodnili, že 1. stádium rozpadu martenzitu začíná již od teploty - 60°C. Zde je již difuze uhlíku velmi omezená. Nejintenzivněji probíhá reakce 1. stádia (pro uhlíkové a nízkolegované oceli) v oblasti teplot 100 - 150°C, kdy nepřicházejí v úvahu přesuny atomů železa na vzdálenosti převyšující meziatomovou vzdálenost v mřížce.

Kinetika 1. stádia rozpadu martenzitu odpovídá reakci 1. řádu. Za určující faktor se považovalo přesycení martenzitu; rychlost reakce je největší na začátku popouštění a s postupující reakcí klesá. V souladu s diskontinuální povahou vzniku ϵ -karbidu a nízkouhlíkového martenzitu je nutno chápat tak, že na počátku reakce se v jednotce času vytvoří větší objem nízkouhlíkového martenzitu s karbidem.

King a Glover vyjádřili závislost stupně reakce v 1. stádiu rozpadu martenzitu na čase:

$$\frac{\Delta c(t)}{c_0} = 1 - \exp\left[-\left(\frac{t}{\tau}\right)^n\right],$$

$\Delta c(t)$ je množství uhlíku, které se vyloučí z tuhého roztoku za dobu t ,

c_0 je počáteční koncentrace,

n je konstanta, závislá na teplotě a počáteční koncentraci

τ je časový faktor, závislý na koeficientu difuze:

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	7

$$\tau = \frac{K}{D_0} \exp \frac{E_A}{RT}$$

- E_A aktivační energie intersticiální difuze uhlíku,
 R je plynová konstanta
 K je konstanta závislá na podmínkách nukleace.

Po dosazení dostaneme rovnici

$$\frac{\Delta c(t)}{c_0} = 1 - \exp \left\{ - \left[\frac{D_0}{K} t \cdot \exp \left(- \frac{R_A}{ET} \right) \right]^n \right\}.$$

Tento vztah odpovídá Harperově rovnici pro kinetiku deformačního stárnutí, případně jejímu zobecnění pro stárnutí deformovaného i přesyceného feritu.

Koncentrace uhlíku v "nizkouhlikovém martenzitu" leží okolo 0,25 % (platí pro nelegované nebo nízkolegované ocele s vyšším obsahem uhlíku). K této hodnotě se též blíží konečná koncentrace uhlíku v tuhém roztoku na konci prvního stádia popouštění. Podobně též celkový efekt prvního stádia popouštění se zmenšuje při snižování obsahu uhlíku v oceli; extrapolace dává výsledek, že při obsahu uhlíku okolo 0,25 % by mělo první stádium rozpadu zmizet.

Toto tvrzení bylo otřeseno studiemi Pitsche a Schraderové a později též Halea a McLeana, kteří zjistili po nízkém popouštění přesyceného feritu přítomnost ϵ -karbidu ve slitinách s 0,02, případně 0,05 % C.

Proti pojetí 0,25 % C jako rovnovážné koncentraci uhlíku, mluví též výsledky Kinga a Glovera, kteří rovněž zjistili, že rozpad martenzitu se objevuje i v ocelích s obsahem uhlíku menším než 0,25 %, i když ovšem v malé míře.

Studium kinetiky 1. stádia rozpadu martenzitu je ztíženo rychlým průběhem reakce v prvních okamžicích po-

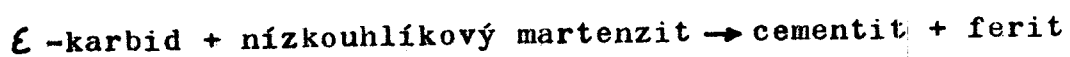
VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	8

pouštění. Tento efekt popouštění, že reakce je v prvních okamžicích nejrychlejší, se využívá u samopopouštění vnitřním teplem. Rozsah a kinetika 1. stádia rozpadu závisí též na obsahu legujících prvků. Tento účinek souvisí v první řadě s vlivem legujícího prvku na teplotu M_s ; jejím snížením potlačuje přítomná legura samovolné popouštění a zvětšuje rozsah reakce při vlastním popouštění. Dle Kinga a Glovera se uplatňuje vliv legujících prvků na mřížkové parametry mateřské a precipitující fáze: křemík zvětšuje rozdílnost obou mřížek, nikl mírně zmenšuje a účinek manganu a chromu je asi dvakrát větší než účinek niklu.

Nízkouhlíkový martenzit bude mít na konci 1. stádia popouštění křemíkových ocelí vyšší, v chromových ocelích nižší koncentraci uhlíku než v ocelích nelegovaných./3/.

3.2. Druhé stádium rozpadu martenzitu

Druhé stádium rozpadu martenzitu se obvykle vyjadřuje reakcí



Toto vyjádření ovšem spíše popisuje počáteční a konečný stav, dílčí reakce a jejich mechanismy mohou být značně rozdílné.

Dílčí reakce, které se mohou uskutečnit ve druhém stádiu rozpadu martenzitu, zahrnují snížení koncentrace uhlíku v tuhém roztoku na hodnotu, blízkou rovnováze ferit/cementit a transformaci ϵ -karbidu na cementit.

Karbidické reakce mohou probíhat in situ, tj. přímou přeměnou částice ϵ -karbidu na cementit; precipitací cementitu v tuhém roztoku, umožněnou snížením koncentrace uhlíku v okolním tuhém roztoku nebo současným rozpuštěním částic ϵ -karbidu; konečně precipitací částic cementitu

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	9

(heterogenně nukleovaný) na hranicích zrn austenitu (podmíněno opět současným ochlazováním tuhého roztoku o uhlík nebo rozpouštěním ϵ -karbidu).

Transformace ϵ -karbid/cementit in situ prokazuje již Jack a svědčí pro ni např. Andrevsovy studie. Taková transformace ovšem znamená, že vlastnosti oceli jsou jen nepatrně pozměněny (vlastní transformace se odehrává kontinuálně, zcela mimo mateřský tuhý roztok).

Vyšší teplota ve druhém stádiu rozpadu martenzitu pro uhlíkové a nelegované oceli a obvyklé doby popouštění 250 až 350°C umožňuje difuzi uhlíku na větším vzdálenosti; za těchto podmínek se mohou uplatnit přednostní místa heterogenní nukleace, jakými jsou v první řadě hranice austenitických míst. Nelze předpokládat, že mechanismus karbidických reakcí bude ve všech systémech jednotný: Transformace ϵ -karbid/cementit in situ nebude významná především v ocelích s nízkým obsahem uhlíku, v níž je množství ϵ -karbidu na konci 1. stádia rozpadu martenzitu nepatrné; nepřichází v úvahu u částic cementitu vznikajících na hranicích austenitických zrn. (zřejmě nekoherentně). Není pravděpodobná transformace in situ též v případech, kdy složení ϵ -karbidu je nevýhodné pro cementit (prvky zvyšující aktivitu uhlíku).

Obecně je možno očekávat transformaci in situ ve slitinách, v níž je druhé stádium rozpadu martenzitu doprovázeno prudkým poklesem tvrdosti; strukturně nespojitá reakce by měla být doprovázena menším poklesem (hlavní vliv na tvrdost bude zde mít v každém případě snížená koncentrace uhlíku v tuhém roztoku /3/.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	10

4. PRECIPITACE KARBIDU⁰ VE SLITINÁCH Fe-C-M NA BÁZI ALFA

4.1. Rozpustnost legujících prvků v cementitu

Cementit vzniklý při rozpadu martenzitu ve druhém stádiu, má obsah legujících prvků takový, jaký je jejich průměrný obsah v oceli. Při zvýšení popouštěcí teploty se budou legující prvky rozdělovat mezi ferit a karbidickou fází, dle příbuznosti k uhlíku.

Zvýšení obsahu legury je dáno složením oceli, teplotou a dobou popouštění, a rozpustností prvků v cementitu. Chrom se rozpouští do 20 %, molybden do 3 %, wolfram asi asi 0,5 %. Vanad a titan jsou prakticky nerozpustné. Faktor, který rozpustnost prvků v cementitu určuje, je atomový poloměr prvku - s rostoucím rozdílem proti atomovému poloměru železa rozpustnost cementitu klesá. (výjimkou je vanad). /3/.

4.2. Hlavní typy karbidů v ocelích

V této kapitole se zaměříme na klasifikaci karbidů, jež obvykle vychází z Goldschmidtovy práce.

1. Nestabilnější karbidy mají kubickou těsně uspořádanou mřížku, jejich složení odpovídá vzorci $MC(M_4C_3)$. Tyto karbidy tvoří Ti, V, Zr, Nb, Ta. Železo se v těchto karbidech vůbec nerozpouští, naopak prvky tvořící tyto karbidy, se prakticky nerozpouštějí v cementitu.
2. Karbid $M_{23}C_6$, reprezentovaný karbidem chromu, má velmi složitou mřížku. Fe se v něm rozpouští omezeně, tak, že v ocelích se jedná o ternární karbid $(Cr, Fe)_{23}C_6$; v ocelích legovaných více prvky se v něm rozpouštějí další legury.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	11

3. Hexagonální karbidy s těsným uspořádáním typu M_xC ($x = 2$) nebo MC . Patří sem také přechodný karbid $(Fe_{2,4}C)$.
4. Kubický karbid M_6C tvoří prvky Mo, W, Ta se železem.
5. Trigonální karbid M_7C_3 se vyskytuje v ocelích, s chromem, v tomto karbidu se též rozpouští železo (a mangan), vzorce karbidu jsou $(Fe,Cr)_7C_3$ až $(Cr,Fe)_7C_3$ dle koncentrace Fe a Cr v něm. I v tomto se rozpouští vanad.
6. Ortorombický karbid typu cementitu M_3C má v ocelích základní prvek Fe, a v něm se dále rozpouští Cr a V.
7. Karbid typu $MaCb$ existuje v molybdenových ocelích.

4.3. Mechanismus karbidických reakcí při vysokém popouštění legovaných ocelí

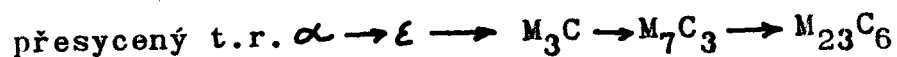
1. Jestliže existuje podobnost mřížky precipitujícího karbidu a mateřské fáze (krystalografická rovina a směr mateřské fázi je podobná jako rovina a směr v mřížce karbidů), bude zárodek karbidu vznikat v této rovině. Zárodek bude koherentní s matečnou fází.
2. Je-li ve struktuře přítomna vedle základního tuhého roztoku jiná karbidická fáze, jejíž mřížka je blízká precipitujícímu karbidu, budou zárodky nového karbidu koherentní s mřížkou této staré karbidické fáze.
3. Když se nemůže vytvořit karbid dle 1. a 2. mechanismu, může se uskutečnit precipitace koherentně jen přes jednu nebo několik přechodných fází, jejíž krystalografická struktura se postupně přibližuje od struktury matečné fáze ke struktuře nového karbidu, nebo mohou zárodky nového karbidu vznikat nekoherentně v místech s vysokou volnou entalpií (zejména na hranicích zrn)/3/.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	12

4.4. Karbidické reakce v popouštěných legovaných ocelích

a) Chromové oceli

Při dostatečně vysokém obsahu chromu lze sled karbidických reakcí vyjádřit schématem



Precipitace ϵ -karbidu a reakce $\epsilon \rightarrow M_3C$ byly probrány v předchozí kapitole.

První z obou reakcí probíhá v tuhém roztoku *alta*, kde ϵ -karbid vzniká koherentně a bude tedy spojena s vytvrzovacím efektem (který je ovšem při popouštění martenzitu překryt účinkem snižování koncentrace uhlíku v tuhém roztoku). Vysoká koncentrace chromu, a tím spojené snížení aktivity uhlíku brzdí obě reakce; kromě toho se domnívají někteří autoři, že karbid- ϵ se obohacuje chromem, a tím se stabilizuje proti přeměně na cementit.

Reakce $M_3C \rightarrow M_7C_3$ se ve starších pracích popisuje jako dvoustupňová: Předpokládalo se, že nejdříve se koncentrace chromu v cementitu zvyšuje až k hranici rozpustnosti (18 až 20 %), a pak teprve nastává změna typu karbidu. Kuo předpokládal, že precipitace karbidu M_7C_3 v tuhém roztoku ochuzeném o chrom předchází difuzí tohoto prvku do M_3C je obtížná, a z toho lze usoudit, že M_7C_3 vzniká strukturně spojitou reakcí v částicích M_3C (transformace in situ). Později však bylo prokázáno, že M_7C_3 vzniká v tuhém roztoku α na fázovém rozhraní s M_3C , a že jeho růst je podmíněn difuzí chromu tuhým roztokem.

Podle Pickeringa závisí mechanismus vzniku M_7C_3 na obsahu chromu v oceli - při obsahu do 4 % vzniká karbid z cementitu in situ, při vysokém obsahu chromu přímo z tuhého roztoku α . V komplexně legovaných např. chromvanadiových ocelích s nižším obsahem chromu se vedle karbidů systému Fe-C-Cr vyskytuje též M_4C_3 .

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	13

5. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ KONSTRUKČNÍCH OCELÍ

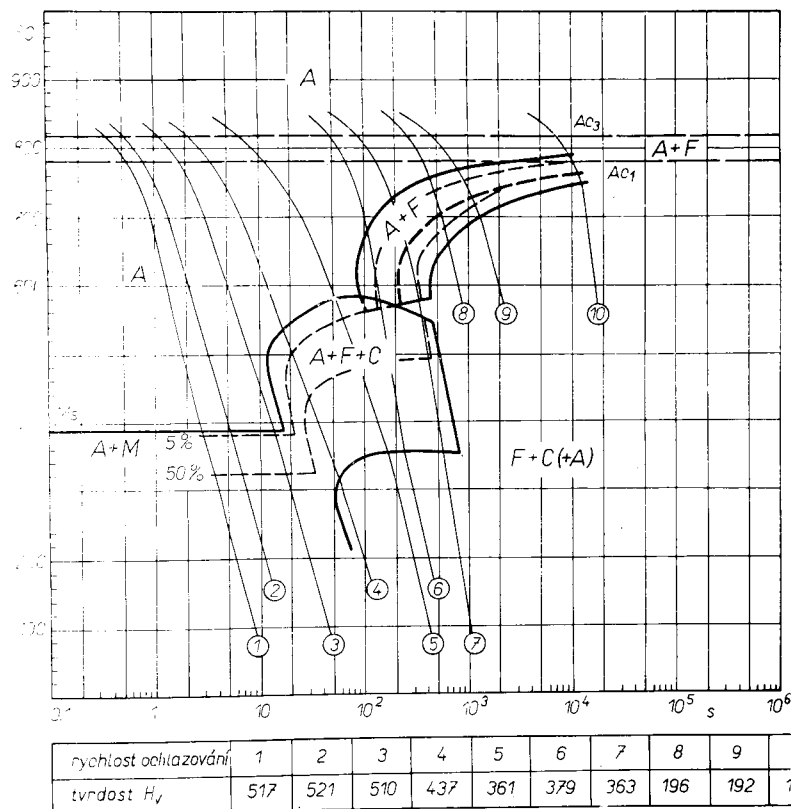
5.1. Zušlechťování

Zušlechťování je typický pochod pro části konstrukční, jimž dosahujeme spojení velké pevnosti a dobré houževnatosti. K dosažení těchto vlastností musí být struktura velmi jemná a zejména karbidy musí být vyloučeny co nejjemněji v kulovitých zrnech, v celé hmotě rovnoměrně rozdělených. Tomu vyhovuje nejlépe sorbit, který je také do značné míry zbaven škodlivých vnitřních pnutí. Struktura sorbit, vzniká rozkladem martenzitu a zušlechťování tedy záleží v zakalení na strukturu martenzitickou a následujícím popuštěním na teploty 500 až 650°C u některých ocelí legovaných i výše /2/.

Nutným předpokladem pro vytvoření příznivé kombinace mechanických vlastností, která je pro zušlechťovaný stav typická, je tedy vytvoření martenzitu v celém průřezu zušlechťovaného kusu, nebo alespoň v jeho podstatné části. To znamená, že rychlost ochlazování při kalení musí být větší než je rychlost kritická, a to nejen na povrchu, ale i v jádře. Skutečná velikost kritické rychlosti je dána tvarem diagramu ARA na obr. 1 pro konstrukční ocel 15 230/4.

Velkým nedostatkem je, zůstane-li v ní proeutektoidní ferit, ať již následkem příliš nízké kalicí teploty nebo krátkého dodržení na teplotě nebo ne dost rychlého ochlazení. Přítomnost feritu se nemusí přímo projevit na pevnosti, ale může způsobit značné snížení vřuhové houževnatosti a meze únavy /2/.

Dosažitelné zvětšení pevnosti závisí na složení oceli a především na obsahu uhlíku. Je-li obsah uhlíku příliš nízký, nedosáhne se zakalením pouhého martenzitu a je-li příliš vysoký obsah uhlíku, nevyhovuje houževnatost.



Obr. 1. Diagram ARA pro ocel ČSN 15 230

U uhlíkových ocelí je nejvhodnější obsah uhlíku v mezích 0,4 až 0,6 % a u ocelí slitinových 0,2 až 0,5 % podle legování. Abychom dosáhli žádaných vlastností v co největší části průřezu, je nutné hluboké prokalení a záleží tedy hlavně na prokalitelnosti oceli. Nejmenší prokalitelnost mají oceli uhlíkové, které se používají na menší součásti a kalí se výhradně do vody. Rozměrnější části nutno zhotovit z ocelí legovaných s větší prokalitelností. Konstrukční ocele jsou výhradně podeutektoidní, kalí se z teploty nad A_{C3} do vody nebo do oleje. O kolik musí být teplota A_{C3} překročena, závisí především na složení ocele a na velikost předmětu. Obvykle se překročení pohybuje v mezích 50 až 100°C /2/.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	15

5.2. Žihání

5.2.1. Normalizační žihání

Cílem normalizačního žihání je zjemnění zrna austenitu a vytvoření jemné rovnoměrné struktury s příznivými mechanickými vlastnostmi /1/.

Zjemnění zrna při normalizaci je způsobeno překrystalizací a je proto tím větší, čím rychlejší byl ohřev na normalizační teplotu a čím rychlejší bylo ochlazení. Proto u obzvláště náročných součástí bývá normalizační žihání před kalením spojeno s ochlazením do oleje; tento postup se nazývá předzúšlechtění./5/.

Nezbytná je normalizace u odlitků a výkovků. Mají v původním stavu nerovnoměrnou strukturu a v některých částech velmi hrubé zrno. Do kovací nebo dovalcovací teplota, stupeň protváření a rychlost ochlazování po tváření nejsou stejné u všech výrobků a často jsou různé i v různých částech jednoho výkovku, zejména nejsou-li stejného průřezu. Proto mohou mít jednotlivé výrobky různě velké zrno a mohou se různě chovat při následujícím tepelném zpracování /2/.

U běžných typů konstrukčních ocelí při tom vzniká struktura feriticko-perlitická. V ocelích s větší prokalitelností se v tenčích průřezích může vytvořit bainit nebo dokonce malý podíl martenzitu. V takovém případě mluvíme o přikalení, jak už bylo výše řečeno. Výsledná struktura po normalizaci není jednoznačně určena a je závislá na chemickém složení a na velikosti žíhaného kusu. Žihání normalizační má odstranit následky předchozího nestejněmého tváření.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	16

5.3. Kalení

Oceli konstrukční mají obvykle podeutektoidní obsah uhlíku a ochlazují se z teploty, kdy se skládají z pouhého austenitu. Tato teplota se volí zpravidla asi 20°C nad teplotu bodu A_{C3} . Při kalení především u složitých legovaných konstrukčních ocelí velmi záleží na přesném do-
držení této teploty. Velké podkročení kalicí teploty u pod-
eutektoidních ocelí se ve výsledné struktuře projeví výs-
kytem feritu v martenzitu a tím snížení tvrdosti. Menší
podkročení kalicí teploty nebo příliš krátká doba výdrže
na správné kalicí teplotě má za následek nedostatečnou
homogenizaci austenitu, tím zvýšení kritické ochlazovací
rychlosti a ve výsledné struktuře se i po správném ochla-
zení může vyskytnout troostit, který rovněž způsobí sni-
žení tvrdosti. Překročení správné kalicí teploty nebo pří-
liš dlouhá doba výdrže na kalicí teplotě se projeví růs-
tem austenitického zrna a po ochlazení jsou ve struktuře
hrubé martenzitické jehlice. Tento hrubý martenzit je
podstatně křehčí než martenzit jemný. Kromě toho má pře-
kročení kalicí teploty za následek zvýšení množství zbytko-
vého austenitu a tím i pokles tvrdosti, který je z po-
čátku překryt větší tvrdostí hrubě jehlicovitého martenzi-
tu /5/.

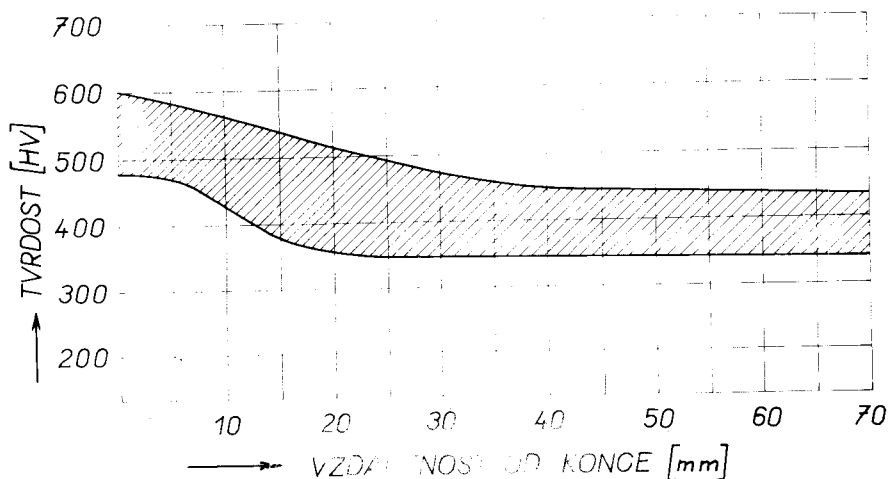
Aby se dosáhlo martenzitické struktury, musí být ocel
ohřáta na kalicí teplotu - ochlazena rychlostí stejnou ne-
bo větší než je kritická rychlost ochlazování, jak již by-
lo řečeno v předkapitole 5.1 na str. 13.

Při této rychlosti je potlačena přeměna austenitu
v perlit nebo bainit. Čím větší je obsah uhlíku a slití-
nových prvků, tím nižší je kritická ochlazovací rychlost.
Na její snížení dále působí výše kalicí teploty a veli-
kost austenitického zrna /5/, /1/.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	17

5.3.1. Prokalitelnost

Účelem kalení zejména konstrukčních ocelí není zpravidla dosažení zvýšené tvrdosti jen na povrchu předmětu, ale v celém jeho průřezu. Proto se pro určitý průřez kaleného kusu a použitý ochlazovací prostředek (vzhledem k požadované tvrdosti po kalení) musí volit ocel s vhodnou kritickou rychlostí ochlazování.



Obr. 2. Pás prokalitelnosti konstrukční oceli

Protože zvýšení tvrdosti nastává nejen při přeměně austenitu v martenzit, ale i v bainit nebo troostit a kromě toho se konstrukční ocele po kalení popouštějí, takže struktura získaná kalením se dále mění, považuje se předmět za prokalený, je-li v jeho středu struktura tvořena 50 % martenzitu. Důležitým podkladem pro volbu vhodné oceli pro daný účel i pro její tepelné zpracování jsou pásy prokalitelnosti. Pro chromvanadiovou ocel 15 230 je pás prokalitelnosti na obr. 2 /2, 5/.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	18

5.3.2. Ochlazovací účinnost kalicích prostředí

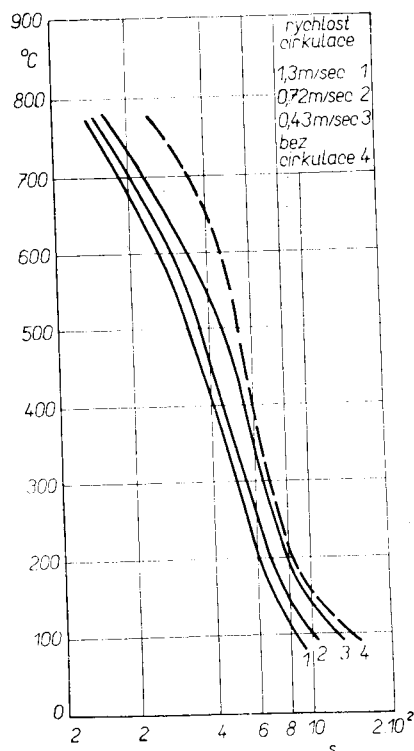
Průběh ochlazování při kalení, daný jednak velikostí kaleného kusu, jednak účinností použitého prostředí, je spolu s prokalitelností oceli rozhodujícím činitelem, který určuje mechanické vlastnosti po zušlechtění. Rychlost ochlazování při kalení nesmí být zbytečně velká, jinak vznikají v kalených kusech velké rozdíly teplot mezi jádrem a povrchovou vrstvou. Tyto teplotní rozdíly vyvolávají vznik velkých tepelných napětí, která spolu se strukturálními napětími způsobují snadno deformace kalených předmětů a mohou být i příčinou překročení meze pevnosti, takže kalená součást praskne. Nejpoužívanějšími kalicími prostředími při zušlechtování v kalírnách je voda, minerální oleje a vzduch.

Kalení do vodní lázně se používá při zušlechtování uhlíkových a nízkolegovaných ocelí proto, že průběh ochlazování ve vodě je velmi rychlý, takže lze snáze dosáhnout nadkritické rychlosti. Působení vody je však silně závislé na její teplotě a řadě dalších činitelů. Ochlazovací účinnost vody lze příznivě ovlivnit cirkulací lázně, jak ukazuje obr. 3.

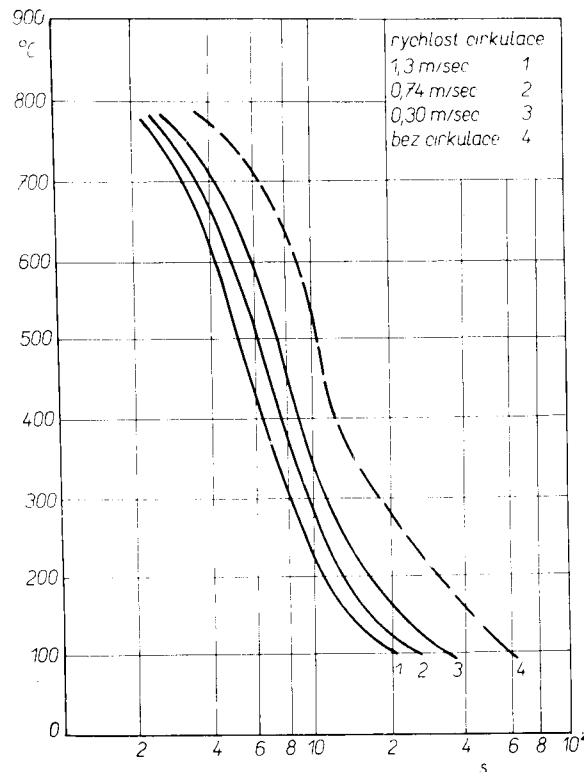
Při použití cirkulace vodní lázně platí ve zvýšené míře známé pravidlo: cirkulující prostředí musí mít co nejlepší přístup k celému povrchu kaleného kusu, aby nemohlo nastat místní ohřátí lázně v otvarech, koutech a prohlubních, které by se projevilo prudkým zmenšením průměrné rychlosti ochlazování příslušného místa povrchu a zhoršeným rozložením napětí na celém povrchu.

Kalení do oleje je mimořádně důležité, neboť do oleje se kalí největší množství ušlechtilých ocelí, zejména ocelí legovaných. Průběh ochlazování je velmi závislý na složení oleje zejména na jeho viskozitě a bodě vzplanutí. Jednou z nejdůležitějších charakteristik kalicích olejů je závislost jejich účinnosti na teplotě. Všeobecně je žádoucí, aby tato závislost byla co nejmenší, tj. aby se průběh

ochlazování s teplotou lázně měnil co nejméně.



Obr. 3. Vliv rychlosti cirkulace na ochlazovací účinnost vody



Obr. 4. Vliv rychlosti cirkulace na ochlazovací účinnost oleje

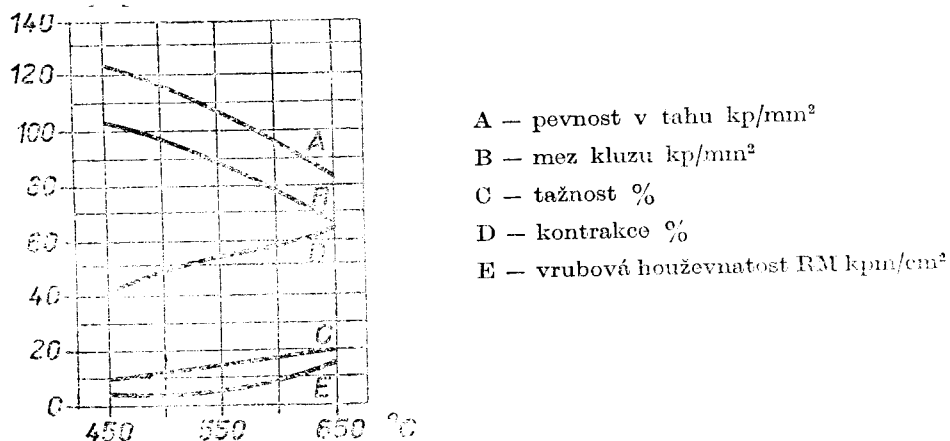
U olejů je situace v tomto směru dosti příznivá. Působí zde totiž dva činitelé, kteří mají na průběh ochlazování protichůdný vliv. Rostoucí teplota zmenšuje rozdíl mezi teplotou lázně a bodem varu, a podobně jako u vodních lázní působí prodloužení stability parního polštáře a tedy i zpomalení ochlazování v prvním období. Naproti tomu se s teplotou oleje rychle zmenšuje jeho viskozita, takže je usnadněn odchod parních bublin a to znamená vlastní cirkulace prostředí a průběh ochlazování je tak ovlivněn příznivě. Stejně jako v ostatních prostředích je možno i při kalení do oleje průběh ochlazování zrychlit použitím cirkulace lázně (obr. 4) /4/.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	20

5.4. Popouštění

5.4.1. Popouštění konstrukčních ocelí

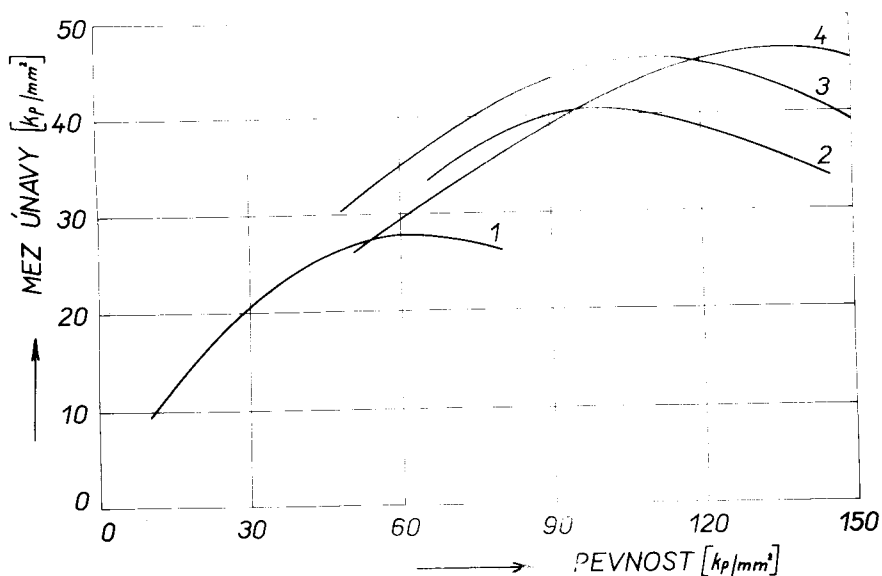
Mnohem důležitější než kalení je při tepelném zpracování konstrukčních ocelí popouštění, které je hlavní operací při zušlechťování. Požadované vlastnosti zušlechťované oceli závisí v největší míře na správném popouštění. Čím vyšší je popouštěcí teplota, tím více klesá mez průtažnosti, pevnost a stoupají ukazatele houževnatosti (obr.5). Zušlechťované strojní součásti jsou ponejvíce namáhány na únavu. Mez únavy je přibližně úměrná pevnosti, ale jen do určitých mezí. Závislost pevnosti na mezi únavy nám schematicky ukazuje obr. 6 podle Heroldových zkoušek.



Obr. 5. Vliv popouštěcích teplot na mechanické vlastnosti oceli 15 230

Mez únavy dosahuje určitého maxima a při vysokých pevnostech zase znenáhla klesá. Současně se zvětšuje citlivost na účinky vrubové. Zušlechtění na pevnost odpovídající maximu meze únavy je nejpříznivější pro danou ocel. Tato pevnost závisí však na velikosti průřezu a stupni prokalení. Objeví-li se u šlechtěných částí ocele vysoké

pevnosti únavové lomy, odpomůže mnohdy zušlechtění poněkud měkčí /2/.

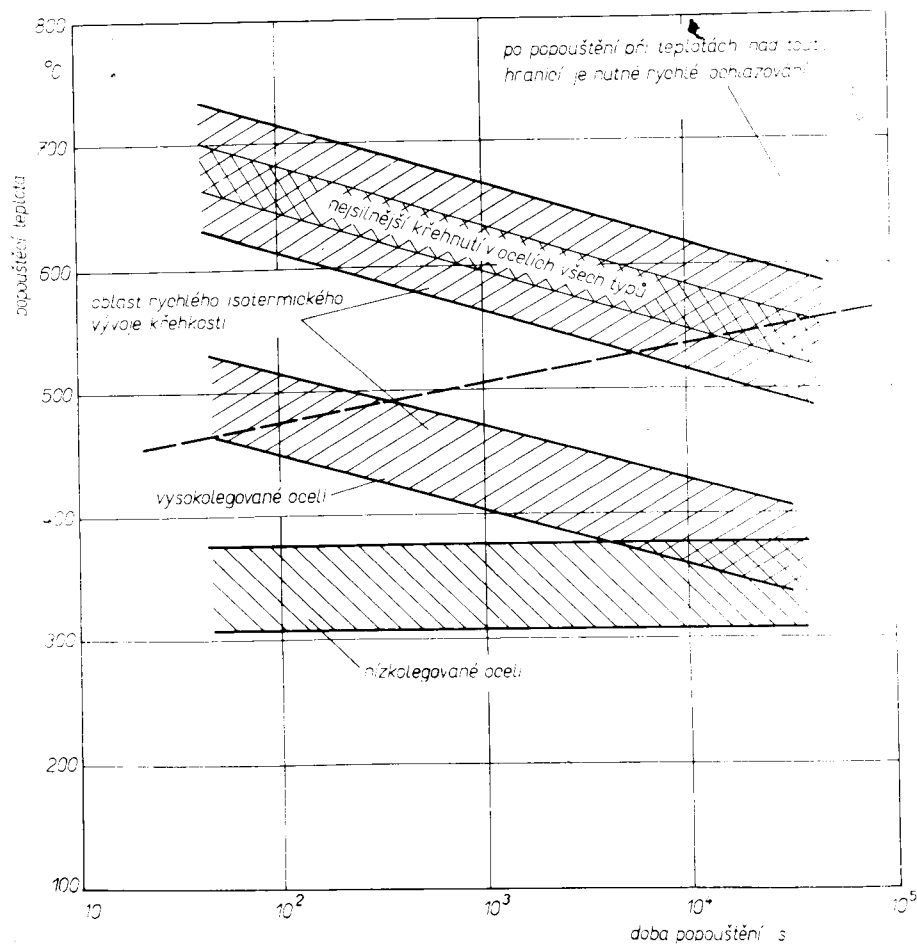


Obr. 6. Souvislost meze únavy s pevností: 1-ocel uhlíková, 2-ocel chromová, 3-chromniklová, 4-ocel manganová.

Při zušlechtování konstrukčních ocelí je možné volbou vhodné popouštěcí teploty účelně měnit mnohé vlastnosti, zejména pevnost a schopnost plastické deformace. S rostoucí teplotou popouštění se zmenšuje pevnost a vlastnosti, které charakterizují plasticitu se zlepšují. Zlepšení houževnatosti je však úměrné poklesu pevnosti jen při dostatečně vysoké teplotě, malé rychlosti zatěžování a jednoosém napětí (obr. 7a, čára 1). Snižuje-li se teplota, zvětšuje rychlost zatěžování nebo působí víceosá napjatost, stává se závislost houževnatosti na pevnosti složitější, až konečně při silném působení některého z uvedených činitelů ztrácí svůj monotonní průběh a více nebo méně se přibližuje tvaru znázorněnému na obr. 7a, čarou 2). Průběh čáry 2 naznačuje, že při popouštění probíhají ještě jiné změny než pouhá koagulace karbidických částic; tyto změny působí na houževnatost oceli v opačném smyslu a všeobecně se zahrnují pod pojem popouštěcí křehkost /4/.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	22

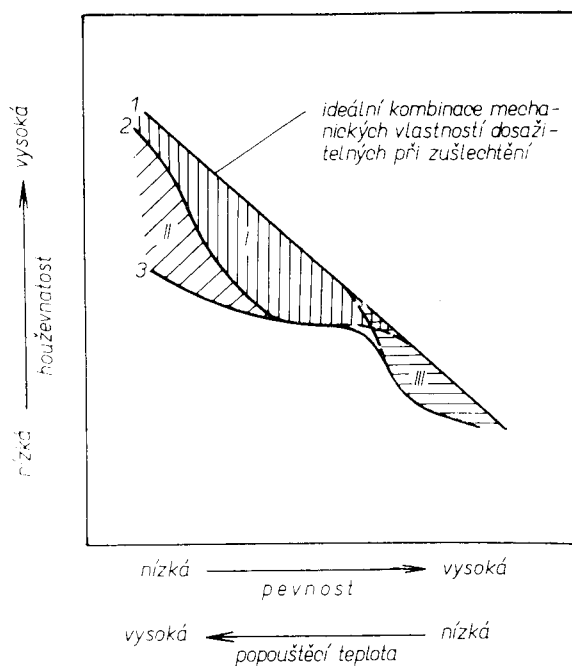
Výzkum kinetiky vývoje popouštěcí křehkosti ukázal, že je možné zřetelně rozlišit tři různé typy křehkosti, které se vyvíjejí za odlišných podmínek.



Obr. 7b. Přehled oblastí nejrychlejšího vývoje izotermické a anizotermické popouštěcí křehkosti

V průběhu prodlevy na popouštěcí teplotě tedy izotermicky se vyvíjí křehkost ve dvou oddělených oblastech: horní oblast (I - označena na obr. 7a svislým šrafováním) má maximum v okolí 550°C, dolní oblast (III - šrafovaná vodorovně) při 350 až 500°C podle stupně legování. Další složka křehkosti se více nebo méně vyvíjí během ochlazování z popouštěcí teploty, tedy anizotermicky (II. oblast - na obr. 7a šrafovaná šikmo). Vývoj všech tří typů křehkosti konstrukčních oceli je souhrnně znázorněn na obr. 7b.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	23

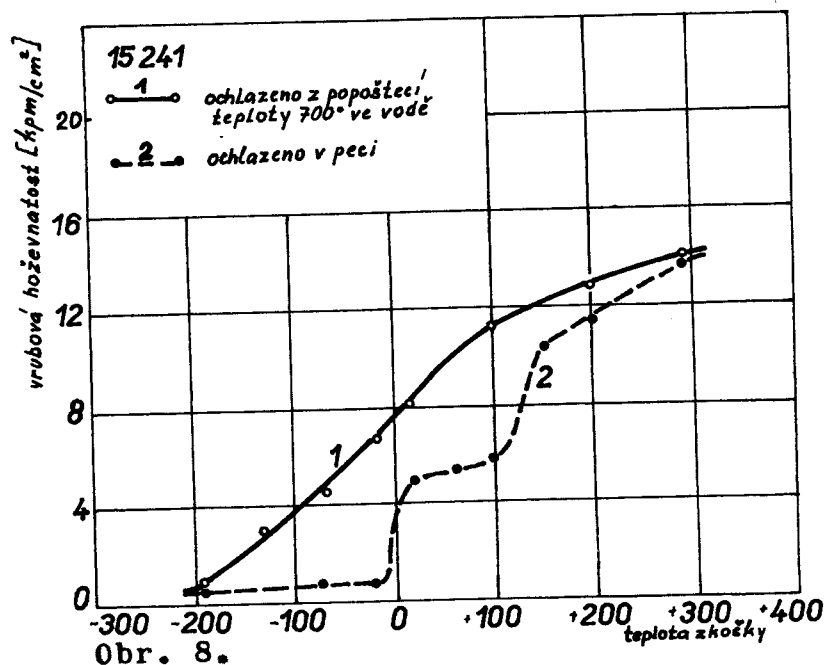


Obr. 7. Vliv vývoje popouštěcí křehkosti na houževnatost po zušlechtnění

Křehnutí oceli se nijak neprojevuje na mechanických hodnotách získaných zkouškou trhací ani na kontrakci, která je jinak citlivým měřítkem houževnatosti, teprve trhací zkoušky při extrémně nízkých teplotách ukáží rozdíly teplot křehnutí. Křehnutí se však velmi výrazně projevuje na vrubové zkoušce rázové /2/.

Změna houževnatosti způsobená vývojem popouštěcí křehkosti se při statickém zkoušení i vrubovaných tyčí projevuje až při velmi nízkých teplotách, proto se pro měření intenzity zkřehnutí používá zkoušky vrubové, rázové houževnatosti. Protože však je houževnatost ovlivňována řadou vnějších činitelů, nedává rázová zkouška na vrubové tyči provedená za normální teploty dosti správný obraz vlastností. Proto se provádí zkouška při různých podmínkách; obvykle se postupuje tak, že tvar vrubu a rychlost zatěžování zůstávají konstantní a mění se jen teplota zkouš-

ky. Za těchto podmínek lze pak z výsledků zkoušek sestrojít tzv. čáru přechodu ke křehkému lomu (obr. 8), která

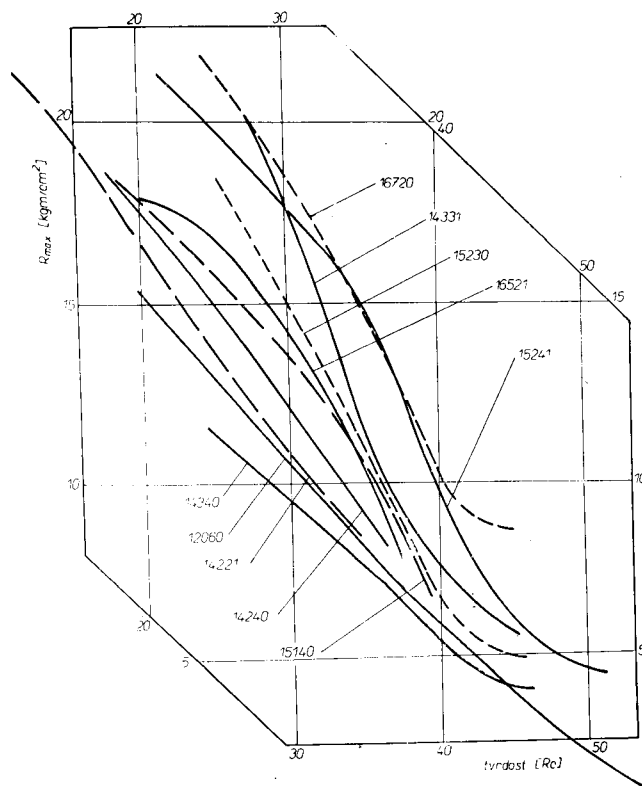


dobře charakterizuje houževnatost oceli. S vývojem popouštěcí křehkosti se přechodová čára posunuje k vyšším teplotám. Sestrojí-li se však celá čára v přechodu ke křehkému lomu a z ní se stanoví R_{max} , lze tuto hodnotu pro danou ocel jednoznačně přiřadit určité pevnosti (ve stavu zušlechtném). Příklady pokusně nalezených závislostí nám udává obr. 9. pro různé konstrukční ocele.

5.4.2. Popouštěcí křehkost

Tento jev popouštěcí křehkosti podrobně studoval Eminger, který prokázal, že pro náchylnost této křehkosti je rozhodující metalurgický proces, jímž byla ocel vyrobena. Křehnutí ocele se nejvíce objevuje u ocelí manga-

nových a chromových, jakož i u různých jejich kombinací s Ni.

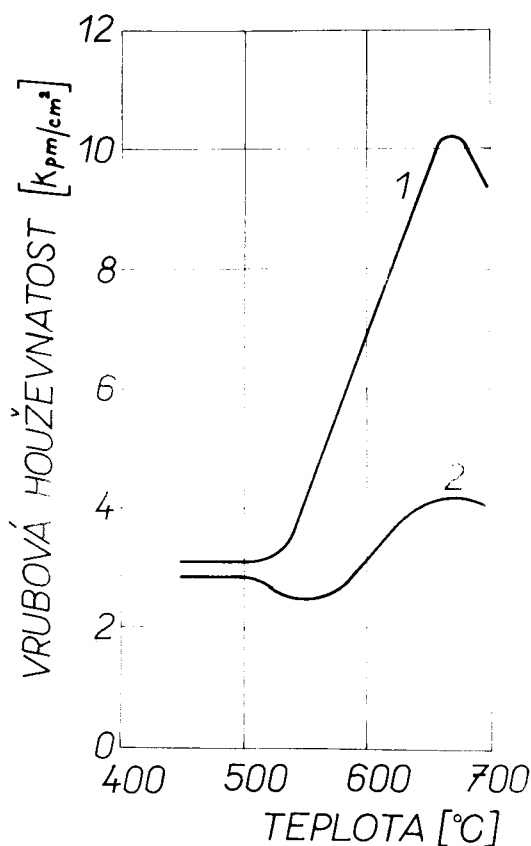


Obr. 9. Závislost R_{max} na tvrdosti v ocelích s různým obsahem slitinových přísad

Bezpečně bylo prokázáno, že nejdůležitější podmínkou pro vznik křehkosti je přítomnost fosforu. Ani ocele manganové nebo chromové nepodléhají popouštěcí křehkosti, leží-li obsah fosforu pod 0,005 %. S rostoucím množstvím náchylnost stoupá. Bylo z toho dedukováno, že jde o precipitaci nějakého fosfidu. Popouštěcí křehkost je velmi ovlivněna rychlostí ochlazování po popouštění. Zkřehnutí je největší, ochlazuje-li se v peci. Při větších rychlostech zchlazení se zmenšuje a zakalením do vody se zcela odstraní. S tímto vlivem rychlosti ochlazování na popouštěcí křehkost úzce souvisí vrubová houževnatost, která se při rychlém ochlazení do vody výrazně zvýší. Změnu vrubové

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1074/75	
Fakulta strojní		KTM	26

houževnatosti při vysokém popouštění nám názorně ukazuje obr. 10.



Obr. 10. Vliv popouštěcí teploty na vrubovou houževnatost chromikové oceli: 1-rychle ochlazené, 2-pomalou ochlazené.

Trvalou popouštěcí křehkost pozorujeme při popouštění v intervalu teplot druhého stádia rozpadu martenzitu. Dnes vysvětlujeme popouštěcí křehkost precipitací cementitu na hranicích bývalých austenitických zrn; tato precipitace je zřejmě nekoherentní a vzhledem k ϵ -karbidu strukturně nespojitá.

Vznik trvalé popouštěcí křehkosti je doprovázen poklesem vrubové houževnatosti a vzrůstem kritické teploty křehkosti a zvýšením mezikrystalického křehkého lomu. O souvislosti vzniku trvalé popouštěcí křehkosti s precipitací cementitu svědčí zjištěná hodnota aktivační energie pro

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	27

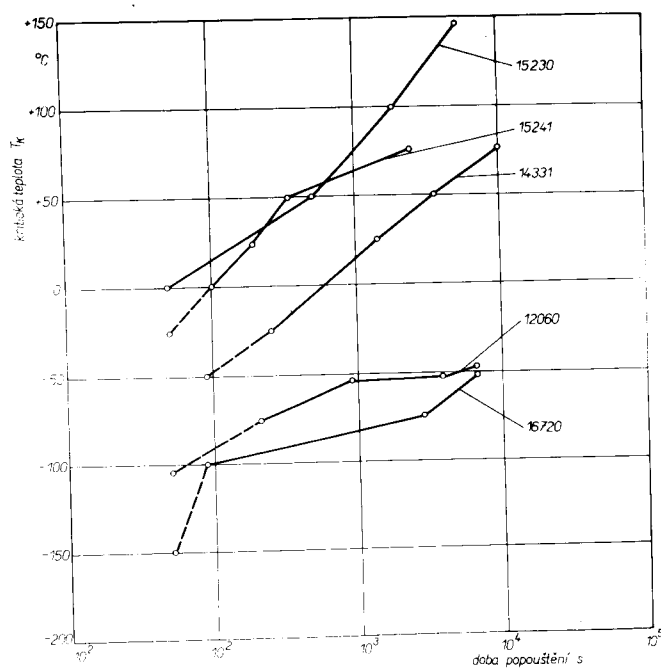
pro pokles vrubové houževnatosti nízkolegované oceli s nízkým obsahem uhlíku 20 000 cal/mol, což odpovídá objemové difuzi uhlíku v nízkouhlíkovém martenzitu nebo feritu. O řídicí úloze uhlíku a jeho precipitace svědčí též to, že legující prvky mají na kinetiku vzniku trvalé popouštěcí křehkosti stejný vliv jako na změny pevnostních vlastností, které jsou v tomto intervalu popouštěcích teplot v první řadě funkcí počtu a velikosti částic cementitu; zvláště výrazně působí křemík, jehož 1 % zvyšuje jak teplotní interval popouštěcí křehkosti, tak teplotu, při níž se dosahuje maximální meze kluzu o 100°C.

Často se uvádí, že oceli s nízkým obsahem uhlíku (pod 0,20 % C) nejsou příliš zatíženy trvalou popouštěcí křehkostí (množství cementitu je malé). Ve skutečnosti je trvalá popouštěcí křehkost výsledkem dvou faktorů: na jedné straně je určena oslabením soudržnosti hranic austenitu následkem precipitace cementitu a na druhé straně vlastní pevností austenických hranic (vyjádřenou povrchoвым napětím σ). Je proto možno hledat souvislost mezi náchylností oceli ke zbržděným lomům v zakaleném stavu a jejím sklonem k trvalé popouštěcí křehkosti. U nízkouhlíkové legované oceli, která v zakaleném stavu dávala výrazně zbržděné lomy při napětích hluboko pod krátkodobou pevností, se trvalá popouštěcí křehkost objevila již po precipitaci nepatrného množství cementitu (které odpovídalo množství uhlíku menšímu než 0,04 %). Zvýšení pevnosti hranic (např. hliníkem - přímo, zvýšením povrchového napětí za přítomnosti Al, nebo nepřímo snížením koncentrace kyslíku) vede ke zlepšení vlastností oceli jak v zakaleném a nepopuštěném stavu, tak po popuštění na 350°C /3/.

5.4.3. Vývoj izotermické a anizotermické složky křehkosti

Oblast nejsilnějšího vývoje I. typu křehkosti je u všech ocelí (při obvykle používaných dobách popouštění) mezi 550 až 600°C; III. typu se vyvíjí u oceli málo a středně legovaných nejsilněji v okolí 350°C, při vysokém obsahu slitinových prvků se maximum posouvá až nad 400°C.

Náchylnost různých druhů oceli k vývoji I. typu křehkosti je kvantitativně znázorněna na obr. 11. Čáry příslušné jednotlivým ocelím znázorňují změny teploty přechodu ke křehkému lomu v závislosti na době popouštění.



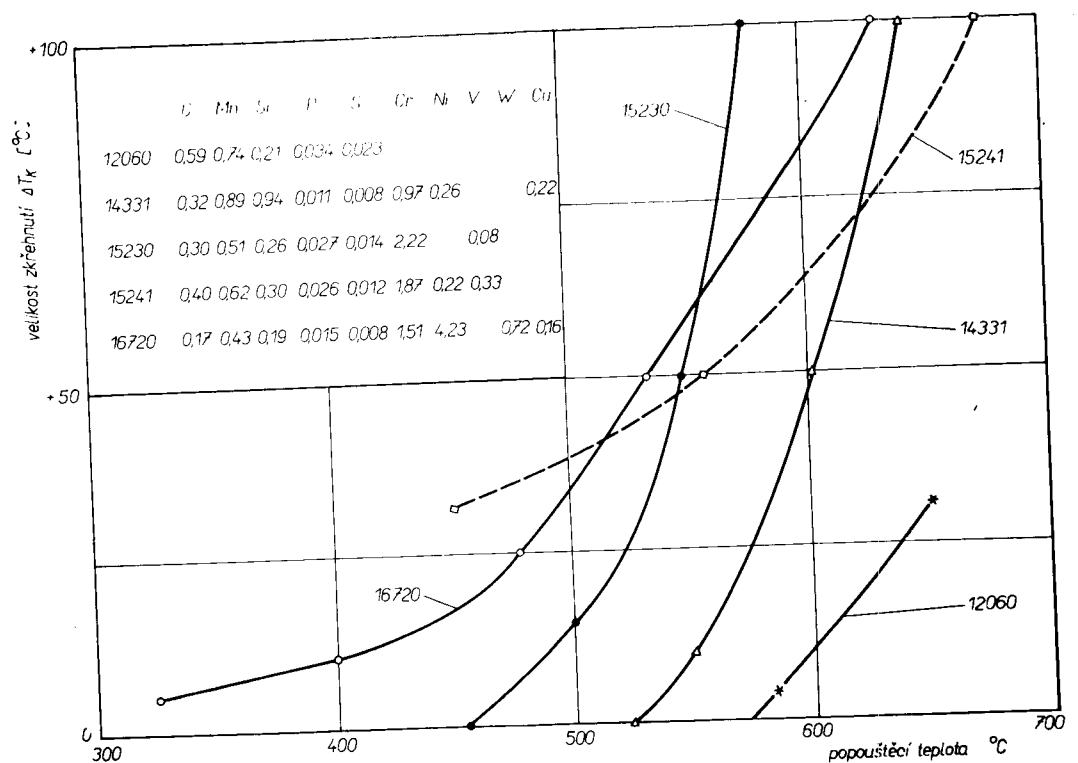
Obr. 11. Vývoj izotermické složky křehkosti (I. typu) v ocelích s různým obsahem slitinových přísad

Z polohy jednotlivých čar vyplývá, že náchylnost k vývoji izotermické vysokoteplotní křehkosti roste s rostoucím obsahem Cr a Mn a naopak zmenšuje se přidávkem Ni.

Anizotermická složka popouštěcí křehkosti se vyvíjí během ochlazování z popouštěcí teploty. Její velikost je dána složením oceli a použitou rychlostí ochlazování; čím

menší je rychlost ochlazování, tím větší je stupeň zkřehnutí. Absolutní velikost vývoje druhé složky křehkosti značně závisí na teplotě, z níž ochlazování probíhá. Pro každou ocel existuje určitá charakteristická teplota, která představuje dolní hranici, kde je ještě možný vývoj anizotermické složky.

Zkřehnutí při vývoji II. složky křehkosti je udáno veličinou ΔT_k , která představuje rozdíl mezi hodnotami T_k naměřenými při rychlém a pomalém ochlazování. S rostoucí rychlostí ochlazování se ΔT_k za dané popouštěcí křehkosti zmenšuje; kdyby bylo možné dosáhnout ochlazování nekonečně rychlého, bylo by jistě ΔT_k rovno nule. V praxi ovšem u řady ocelí $\Delta T_k = 0$ i při rychlostech běžně dosahovaných, takže většinou lze anizotermickou složku aspoň u méně rozměrných výrobků účinně potlačit. Skutečný pokusně stanovený vývoj II. typu křehkosti v několika ocelích je na obr. 12.



Obr. 12. Vývoj anizotermické složky popouštěcí křehkosti

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	30

Z obr. 12 je vidět, že opět projevuje nepříznivý vliv Cr a Mn a příznivější působení Ni.

Na obr. 7b str. 22 je souhrnně znázorněn vývoj všech tří typů popouštěcích křehkostí konstrukčních ocelí. Poloha obou oblastí, v nichž se izotermické plošky vyvíjejí při popouštění nejrychleji, je vyznačena šikmým šrafováním. Těmto oblastem je třeba se při popouštění vyhýbat a není-li to možné, tedy dobu popouštění zkrátit co nejvíce, jak to jen dovolí velikost zpracovávaných součástí. Dobu popouštění je ovšem účelné podle možností zkracovat při jakýchkoliv popouštěcích podmínkách, neboť zkrácením vždy přináší zlepšení houževnatosti. Po dosažení požadované pevnosti je při kratší době popouštění nutno volit vyšší popouštěcí teplotu. Jestliže se např. používá pro danou pevnost popouštění při teplotě T_1 pro dobu t_1 , pak pro zkrácenou dobu t_2 nutno použít teploty

$$T_2 = T_1 \frac{k + \log t_1}{k + \log t_2}$$

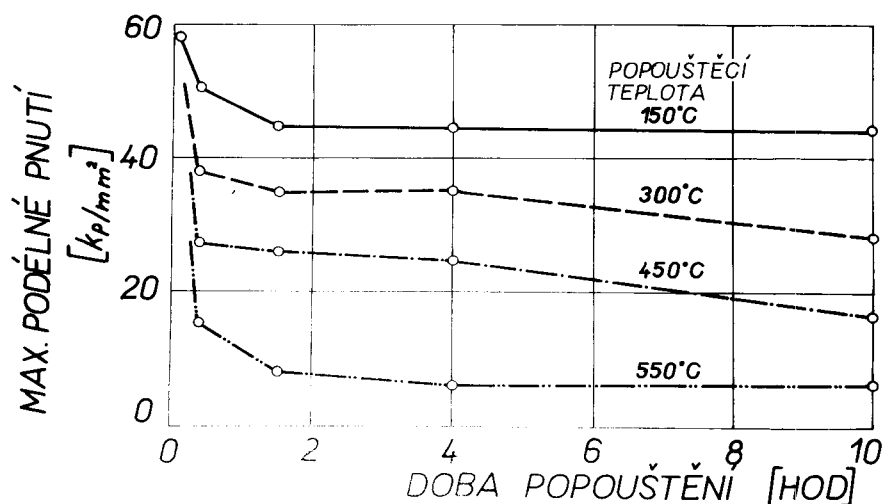
Pro dobu t ve vteřinách a teplotu T ve $^{\circ}\text{C}$ je hodnota součinitele k v průměru 20.

U všech ocelí ČSN 15 241, 15 230, 14 331, 16 720 a 12 060 lze pozorovat, že hranice zrn se leptají slabě již při velmi krátkodobém popouštění s následujícím rychlým ochlazením. S prodlužováním doby popouštění a zmenšováním rychlosti ochlazení se intenzita naleptávání výrazně zvětšuje, což je v souladu s výsledky mechanických zkoušek /4

5.4.4. Vliv popouštění na velikost vnitřních pnutí

Jedním z hlavních účelů popouštění je odstranit vnitřní pnutí, vzniklá ve struktuře zakalené oceli. Úplně odstranit toto vnitřní pnutí lze pouze popouštěním na vysoké teplo-

ty a to ne nižší než 500 až 600°C. Takové popouštění má ale mnohdy za následek velké snížení tvrdosti a pevnosti. Nejmenších vnitřních pnutí po popouštění na různé teploty se prakticky dosahuje několikahodinovou prodlevou na této teplotě. Popouštěné ocele na vysokou teplotu jsou mnohdy postiženy popouštěcí křehkostí, která se doporučuje odstranit rychlým ochlazením po popouštění. Tímto rychlým ochlazením mohou však vzniknout stejná pnutí jako při kalení. Toto vzniklé pnutí po rychlém ochlazení z popouštěcí teploty se dá odstranit opětným popouštěním na nižší teplotu kolem 300°C a hodnota tohoto pnutí se sníží téměř dvakrát. Konečné vnitřní pnutí není funkcí jen teploty popouštění, ale je závislé také na výdrži (prodlevě) na této teplotě, jak již bylo výše řečeno. Vliv délky prodlevy a teploty popouštění na pnutí v ocelovém válečku (s 0,3 % uhlíku) o průměru 50 mm dle Kontoroviče /7/ je zřejmé z obr. 13.



Obr. 13. Vliv popouštěcí teploty na velikost vnitřních pnutí

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	32

Při popouštění na teplotu 150°C se dosahuje rovnovážného stavu za 1,5 hodiny a vnitřní pnutí činí 75 % pnutí výchozího. Po popouštění na teplotu 550°C se dosahuje rovnovážného stavu za 4 hodiny a pnutí činí pouze 8 % počáteční hodnoty. Popouštěním na nízké teploty na 150 až 200°C, při němž se zachová vysoká tvrdost, se odstraňuje jen malá část vnitřních pnutí vznikajících při kalení. Nejmenší vnitřní pnutí po popouštění na vysoké teploty lze získat jen po pomalém ochlazení; takto lze zpracovat jen oceli, které nejsou náchylné k popouštěcí křehkosti, nebo výrobky, u nichž není požadována zvlášť vysoká houževnatost. Odstraní-li se pnutí v oceli, náchylné k popouštěcí křehkosti, které vzniká popouštěním na vysoké teploty a rychlým ochlazením, následujícím popouštěním na nízké teploty a pomalým ochlazením se přece jen do určité míry sníží vrubová houževnatost.

Nejmenších vnitřních pnutí při vysoké houževnatosti lze dosáhnout izotermickým zpracováním při teplotách, které zajišťují vznik disperzní feriticko-cementitické směsi. Izotermické zpracování může být však doporučeno místo kalení s popouštěním jen tehdy, dosáhne-li se oběma způsoby tepelného zpracování, stejných mechanických vlastností /7/.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	33

5.5. Povrchové kalení

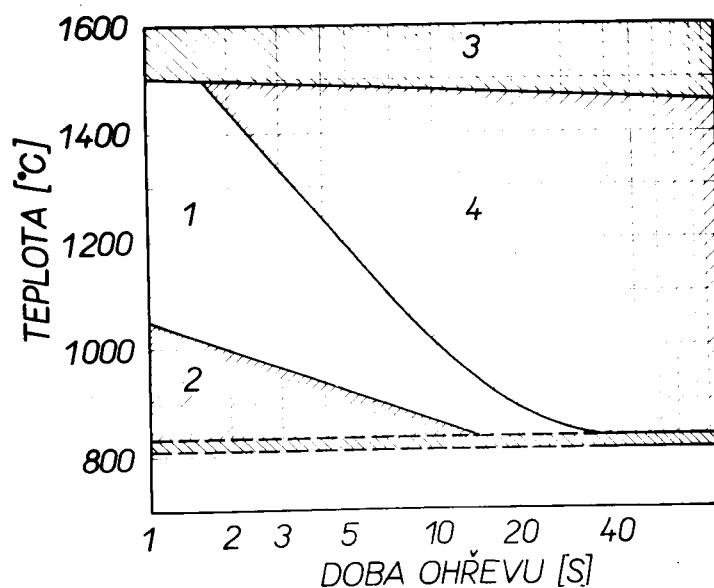
Strojní součásti vystavené opotřebení musí mít velkou povrchovou odolnost proti otěru. Odolnost proti otěru se u strojních součástí provádí obvykle těmito způsoby:

- a) cementováním
- b) nitridováním
- c) povrchovým kalením.

První dva způsoby úpravy povrchu jsou způsoby chemicko-tepelné s dlouhými technologickými časy a vysokými provozními náklady. Proto jsou nevhodné pro hromadnou a seriovou výrobu. Tyto nevýhody prvních dvou způsobů zvyšování odolnosti proti otěru strojních součástí odstraňuje povrchové kalení. Ekonomicky nejvýhodnější je způsob, při němž se při ohřevu povrchu strojní součásti použije indukční ohřev.

Ohřívá-li se povrch kaleného předmětu větší rychlostí, než jakou se přivedené teplo odvádí směrem dovnitř předmětu, vzniká v jeho povrchové vrstvě tepelný spád, který umožňuje dosáhnout kalicí teploty jen do určité hloubky pod povrchem /5/. Hloubka prohráté vrstvy je tím větší, čím větší je tepelná vodivost oceli a čím větší je tepelná kapacita oceli; to jasně ukazuje na zřejmý vliv chemického složení /7/.

Kalicí teplota musí být vzhledem k velkým rychlostem ohřevu a krátké výdrži na teplotě podstatně vyšší než při ohřevu v peci. Fázová přeměna ($\alpha \rightarrow \gamma$) rozpouštění karbidů a hlavně homogenizace austenitu závisí nejen na výšce teploty, ale i na rychlosti ohřevu a výdrži na této teplotě. Austenitické zrno, které při rychlém ohřevu vzniká mnohem pomaleji, se stoupající teplotou hrubne mnohem pomaleji a charakter přehřátí má struktura až po dosažení vysokých při obvyklém kalení nepoužitelných teplot. (obr. 14).



Obr. 14. Vliv rychlosti ohřevu na kalicí teplotu: 1 - oblast kalicích teplot, 2 - oblast podkalení, 3 - počátek tavení, 4 - oblast přehřátí

Nedostatečný ohřev (nízká teplota austenitizace pro danou rychlost ohřevu) má za následek nedostatečnou homogenizaci austenitu, což se projeví zvýšením kritické rychlosti ochlazování a výskytem troostitu martenzitické struktury kalené vrstvy. Velký pokles kalicí teploty má za následek neúplnou fázovou přeměnu, což se projeví výskytem zbytků feritu ve výsledné struktuře.

Překročení kalicí teploty vede ke zhrubnutí zrna výskytu zbytkového austenitu a tím i k poklesu tvrdosti. Čím rychlost ohřevu má vyšší hodnotu, tím později zrno zhrubne při největších rychlostech ohřevu je maximální kalicí teplota omezena natavováním a oxidací povrchu kalného předmětu /5/. Vznik austenitu při ohřevu byl studován méně podrobně než jeho rozpad při ochlazování. Je to dáno důležitostmi kalení, zušlechťování, normalizace a vůbec konečnými vlastnostmi oceli. Obecná představa o procesu

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	35

vzniku austenitu může být získána z rovnovážného diagramu Fe-Fe₃C. Při náhřevu oceli eutektodního složení (0,86 % uhlíku) se původní struktura (tvořená perlitem) prakticky nemění až do teploty $A_{c1} = 721^{\circ}\text{C}$. Při dosažení této teploty probíhá přeměna na austenit tak, že z cementitu (s 6,67% uhlíku) a feritu (s 0,04 % uhlíku) vzniká tuhý roztok austenitu s 0,86 % uhlíku. Je tedy transformace vázána na difuzi uhlíku. Při vzniku austenitu pod eutektoidní a nadeutektoidní oceli je proces komplikován přítomností další samostatné fáze a to buď feritu nebo cementitu. Při teplotě A_{c1} vzniká z perlitu austenit s eutektoidním obsahem uhlíku a při dalším zvyšování teploty postupně zbývající ferit transformuje na austenit; u nadeutektoidní oceli se pak postupně rozpouští volný cementit v austenit. Při postupném růstu teploty nastává v austenitu u podeutektoidní oceli snižování koncentrace uhlíku a nadeutektoidní oceli její zvyšování. Proces vzniku austenitu je vždy ukončen podél čáry G₀SE v závislosti na obsahu uhlíku v oceli tedy při teplotě A_{c3} resp. A_{cm} . Uvedené závislosti platí pro rovnovážné podmínky pomalého ohřevu; při rychlém ohřevu např. podeutektodní oceli vzniká směs austenitu se zbytky nerozpuštěného cementitu a po zakalení struktura martenzit s karbidy. Při rychlém náhřevu na teploty mezi A_{c1} a A_{c3} vzniknou závislosti na rychlosti ohřevu a konečné teplotě různé směsi austenitu, feritu a cementitu. Kalivoda /8/ uvádí, že podle Mirkina a Blantera vzniká austenit v perlitu procesem nukleace a růstu zrn v objemu jako každý jiný krystalografický transformační proces. Nukleace nastává na rozhraní ferit - cementit a zrno austenotu postupně obklopují částice rozpouštějícího se cementitu. Ke vzniku austenitu je nutné přeskupení uhlíku neboli fluktuace koncentrace uhlíku. Čím vyšší je teplota transformace, tím menší obsah uhlíku v zárodku austenitu je dostačující ke vzniku stabilního zárodku.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	36

Při plynulém ohřevu oceli má na strukturu velký vliv rychlost ohřevu. Podle Kalivody /8/, Huggins se spolupracovníky prováděl studium vlivu struktury na teploty A_{c1} a A_{c3} v rozmezí rychlosti ohřevu 2000 až 20000°C/sec. Zjistili, že rychlost ohřevu v uvedeném rozsahu nemá vliv na změnu polohy uvedených bodů. Původní struktura má však vliv na teplotu A_{c1} a A_{c3} a také na rychlost transformace. Pokud se týká vlivu rychlosti ohřevu oceli nebyl zjištěn její vliv na rychlost rozpouštění karbidů, zde je proces řízen difuzí uhlíku. V žádném případě však není možné ani maximální rychlostí ohřevu potlačit vznik austenitu nad teplotou 910°C. Všechny uvedené závěry však platí pro uhlíkové ocele, u legovaných ocelí může difuze přísad ve feritu a austenitu způsobit změny. Kalivoda /8/ také uvádí, že Tran a Ozborn zjistili, že karbidické částice se rozpouštějí mnohem rychleji, byla-li ocel ohřívána indukčně, než při ohřevu v peci. Tento jev byl přisouzen většímu elektrickému odporu karbidů ve srovnání s feritem; jiní autoři tento jev nepozorovali.

Rychlost přeměny a rozpouštění a rychlost zlepšení stejnorodosti oceli závisí při elektrickém ohřevu ještě ve větší míře než při ohřevu plamenem na typu výchozí mikrostruktury. Čím větší je disperzita struktury ohřívané oceli, čím jemnější je perlit, čím jemnější jsou cementitové vyloučeniny v globulárním oerlitu, tím rychleji probíhá přeměna a tím stejnorodější austenitové zrno se získá. Proto také může být ocel s jemnou strukturou ohřívána při kalení na nižší teplotu. Růst zrna a náchylnost k přehřátí závisí též do značné míry na prodlevě oceli v pásmu vysokých teplot. Veliká rychlost ohřevu při použití elektrického proudu a krátká prodleva na vysoké teplotě (i když tato bude vyšší než normální teplota ohřevu) nevede k přehřátí nebo k znatelnému rlstu zrna. Proto není možné zjistit přehřátí oceli podle mikrostruktury /7/.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	37

Rychlost přeměny austenitu, získaného elektrickým ohřevem, je při následujícím ochlazování značně velká, přičemž přeměna neprobíhá jen na hranicích zrn, jak se často stává, nýbrž i uvnitř zrn a nastává při vyšších teplotách než po obyčejném ohřevu. Proto nutno ohřátou ocel velmi rychle ochladit; ocel však nesmí být náchylná k tvoření trhlin; dosažená mikrostruktura je velmi jemná. Disperzita struktury po "elektrickém kalení závisí do značné míry na výchozí struktuře. Ocel se sorbitickou strukturou, ohřátá elektricky, má po kalení jemnější strukturu než stejným způsobem ohřátá ocel s diferencovanou feriticko-perlitickou strukturou, která vzniká obyčejně po předchozím žhání. Vysoká disperzita struktury dosažená po elektrickém ohřevu má příznivý vliv na mechanické vlastnosti, hlavně na tvárnost a houževnatost oceli. Při téměř tepelném zpracování má ocel po elektrickém ohřevu vyšší vrubovou houževnatost než při obyčejném ohřevu, nehledíc na to, že tvrdost po ohřívání je vyšší při značně nižších kalicích teplotách /7/.

5.5.1. Nová ochlazovací média s nižší chladicí schopností, určená pro použití ve sprchách při povrchovém kalení

V této kapitole je obsažen stručný výtah z práce Strachota /9/.

Při povrchovém kalení se nejčastěji jako chladicí médium používá voda; resp, vodní sprcha. Přitom se ukazuje, že v mnohých případech je vodní sprcha prostředkem, který ochlazuje příliš intenzivně a z tohoto důvodu dochází při povrchovém kalení ke vzniku trhlin. V povrchově zakalené vrstvě jsou tlaková pnutí, proto lze předpokládat vznik trhlinek ještě před proběhnutím martenzitické přeměny, nebo dle Malinkiny /10/ v oblastech těsně pod vrstvou, kde jsou ještě pnutí tahová a kde vlivem tvaru součásti se vytvoří stav napjatosti ztěžující plastickou deformaci a usnadňující tak vznik trhlin.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	38

Ke vzniku trhlin pak také přispívá přehřátí povrchu vznikající skoro vždy v těchto místech a dále i intenzivní jejich ochlazování. Zatímco prvému faktu lze těžko zabránit, je možno celkovým snížením chladicí účinnosti sprchy resp. použitého média ovlivnit průběh ochlazování i v nepříznivých místech. Rychlost ochlazování sprchy lze snižovat např. snížením výtokové rychlosti vody úpravou tvaru sprchy ohřevem vody nebo změnou některých fyzikálních vlastností vody přidávkem vhodných látek tvořících s vodou roztoky, směsi, emulze apod. V literatuře lze nalézt poměrně značný počet článků zabývajících se kalícími médii, většina z nich však pojednává o kalení do lázní. Poměry při kalení sprchou jsou však naprosto odlišné, neboť odpadá období stability parního poštáře, období varu probíhá ve velmi slabé vrstvě neustále přiváděného nového média a ochlazování vedení je velmi intenzivní.

Ve své práci Strachot /9/ použil pro zkoušky opakovaným kalením vzorky z oceli 12 050 a 15 260. Jako předpokládané iniciátory vzniku trhlin ve vzorcích použil otvory průměru 6 mm a drážky pro pero. Zkoušky provedl na stroji EKS-30 a jako chladicí médium použil 0,05 až 0,1 % roztok PVA, 1 až 2 % vodní emulzi špikovacího oleje RAM a emulgátoru MKS-6 a 1 až 2 % emulzi směsi oleje RAM a emulgátoru Slovafol 309 a ještě mnoho dalších látek. Tyto látky jsem uvedl proto, že je Strachot v závěru své práce doporučuje používat při povrchovém kalení pro snížení nebezpečí vzniku trhlin. Roztok PVA se připravuje ze zásobního 15,7 % roztoku PVA, který lze objednat v Chemických závodech Nováky, doporučuje do tohoto roztoku přidávat odpěňovač Lukosan A 311 a proti rezivění např. 0,5 % roztok triedhanolaminu nebo 1 % roztok sody, příp. 0,5 % roztok alkonu A. Emulze RAM a MKS 6 se připravuje smícháním potřebného množství obou látek a nalitím do vody. Špikovací olej RAM dodává Petrochema Dubová, emulgátor MKS 6 chemické závody Nová-

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	39

ky; stejně tak i emulgátor Slovafol 309. Ke zvýšení stability emulzí Strachot uvádí, že je možno poměr 5 : 1 zvýšit na 5 : 2 a dále ještě emulzi konzervovat přidáním 0,1 % Slovaprenu EP vyráběný Chemickými závody Nováky nebo jinými přísadami /9/.

5.5.2. Pnutí při povrchovém kalení

Rychlé prohrátí tenké povrchové vrstvy při indukčním kalením a stejně rychlé ochlazení vede k prudkým objemovým změnám a vyvolává značná vnitřní pnutí. Vznikající pnutí dosahují značně vysokých hodnot a závisí na hloubce zakalené vrstvy. Pnutí na povrchu jsou tím větší, čím větší je hloubka zakalené vrstvy a dosahují nejmenších hodnot tehdy, rovná-li se plocha příčného průřezu zakalené vrstvy přibližně ploše nezakaleného jádra. V povrchových vrstvách je pnutí v tlaku na rozhraní mezi zakalenou vrstvou a jádrem, kde přecházejí tato pnutí v pnutí v tahu; potom pnutí opět změni své znaménko a přibližně uprostřed tloušťky předmětu opět přechází opět na pnutí v tahu. Nebezpečná pnutí v tahu přechodovém nejméně pevném pásmu, které má nejnižší tvrdost, nejsou žádoucí, protože mohou vést ke vzniku trhlin a snížení životnosti výrobku následkem předčasné únavy nebo křehkého porušení /7, 10/.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	

E X P E R I M E N T Á L N Í Č Á S T

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	40

6. KLIKOVÝ HŘÍDEL MOTORU M 634

Klikový hřídel (příloha I, obr. 15) motoru M 634 je šestkrát zalomený, vyrobený z chromvanadiové oceli ČSN 15230 určené k zušlechťování.

Sériová výroba motoru M 634 byla zahájena v r. 1969 a od té doby vyrábí klikové hřídele (dále KH) tohoto motoru Strojárské a metalurgické závody Dubnica nad Váhom.

Klikový hřídel (obr. 15) je vyráběn z konstrukční oceli ČSN 15 230 určené k zušlechťování. Ocel je vyráběna v elektrické peci v SMZ Dubnica nad Váhom.



Obr. 15. Klikový hřídel motoru M 634

Ingoty odlévané z této oceli pro výrobu klikového hřídele jsou posílány do n.p. SONP Kladno, kde se válcují na daný rozměr, další výrobou se už zabývá pouze SMZ Dubnica nad Váhom. Kování se provádí na dva výronky a zápustky jsou předeřívány.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	41

Tepelné zpracování se provádí ve vozové peci, vytápěné metanem, kontrola teploty je prováděna pomocí šesti pyrometrů, z nichž dva jsou určeny pro měření teploty odcházejících plynů. KH jsou uloženy na čtyřech přípravných (roštech) po sedmi kusech na jednom roštu. Uložení v peci je pouze v jedné vrstvě. Tepelné zpracování se provádí dle následujícího tepelného režimu doporučeného na základě posledního pražského jednání komise pro stanovení příčin a způsobů odstranění praskání KH motoru M 634 ze dne 26.2.73.

Normalizace: Plynová pec vozová - vsázka 28 ks v jedné etáži. Založit do teploty do $880^{\circ}\text{C} \pm 10$, výdrž 2,5 hod., chladnutí vzduch.

Kalení: Pec vozová, vsázka 28 kusů, založit do teploty $850^{\circ}\text{C} \pm 10$, výdrž 2,5 hodiny, kalit do vody, 30 až 45°C teplé - 330 sec.

Popouštění: Pec a vsázka dtto.
Založit do 500°C , náhřev 2,5 hod. na teplotu 600°C , výdrž 6 hodin na teplotě $600^{\circ}\text{C} - 30^{\circ}\text{C}$, chladnutí vzduch.

Ochlazování po kalení se provádí po dvou roštech, tj. 14 kusech. Dále se po kalení provádí kontrola tvrdosti podle Brinella na třech místech KH. Po zušlechtění KH se provádí pískování, rovnání a pak následuje mechanické opracování KH a středofrekvenční kalení (dále SF). Mě

Mechanické opracování KH:

1. Frézování hlavních čepů, přesnost $\pm 0,1$ mm.
2. Frézování ojničních čepů - " -
3. Brhousení hlavních čepů, přesnost $\pm 0,02$ mm.
4. Broušení ojničních čepů, přesnost $\pm 0,02$ mm.
5. Broušení hlavních a ojničních čepů na hotovo, přesnost $\pm 0,02$ mm.
6. Vrtání otvorů a mazacích kanálů.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	42

Po operaci broušení hlavních a ojničních čepů je zařazeno středofrekvenční kalení hlavních a ojničních čepů.

Dříve bylo středofrekvenční kalení zařazeno po operaci frézování, ale na jednání komise o rovnání KH ve výrobě SMZ Dubnica nad Váhom dne 8.2.1973 měl zástupce SONP Kladno připomínku zařazení SF kalení po operaci frézování. Konstatoval, že podle jejich zkušeností (dříve vyráběli KH pro n.p. LIAZ Jablonec, SONP Kladno) povrch čepů před SF kalením má být vlastně opracovaný (broušený). Připomínka byla vzata v úvahu, protože jsme při návštěvě n.p. Dubnica nad Váhom v listopadu r. 1973 se zástupci n.p. LIAZ Jablonec zjistili, že SF kalení se provádí po operaci broušení s přesností $\pm 0,1$ mm pouze u ojničních čepů.

Středofrekvenční kalení

Povrchové kalení hlavních a ojničních čepů se provádí na kalicím stroji čs. výroby typu EKR-4 od firmy ZEZ n.p. Praha - Hloubětín. Je to jednocelový poloautomatický stroj (ruční ovládání možné) vhodný ke kalení KH (čepu KH) středních velikostí se zalomením 120° (90° , 180°) - středofrekvenční energie 3×380 V, výstupní frekvence 10 kHz.

Technická data stroje:

Max. délka KH	2300 mm
Min. délka KH	1000 mm
(kratší hřídele možné kalit pomocí vložky).	
Max. oběžný průměr při rotaci ojničních čepů	540 mm
Max. průměr čepu	150 mm
Max. šířka čepu	150 mm
Min. šířka čepu	58 mm
Min. vzdálenost od vedlejších čepů	60 mm
Max. váha KH	280 kg

(Možnost až 400 kg- pomžit olověné protizávaží)

Otáčky	60 ot/min
Zdroj SF energie	2 x 100 KM/10 kHz
Použité SF trafo	SFT 8/U

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	43

Přívod vody pro chlazení	100 l /min
Přívod vody pro sprchy	150 l /min
Příkon ohřevu SF zdroje	4 kW
Půdorys stroje	5148x2400 mm
Výška stroje	1800 mm
Váha	7000 kg

Technický popis:

Základní rám, vřeteno, vyvažovací hlavy, upínače KH, Hydraulický rozvod, rozvod vody a sprch, vozík pro pojezd SF tra-
fa a induktoru, aretace a aretační lišty, programová lišta,
přívod SF energie, síťový a ovládací rozvod.

Induktor.

Induktor je dvoudílný a jejich počet a velikost jsou dle daného KH. Pro M 634 jsou čtyři induktory, jeden pro kalení hlavního čepu (od řemenice) jeden pro kalení hlavních čepů, jeden pro kalení ojnicích čepů a jeden pro kalení hlavních čepů od spojky. Upínání je provedeno hydraulickým zámekem v držáku induktoru, čas ohřevu je regulovaný časovým relé.

Sprchy

Tvar podkovovitý se sprchovacími otvory, průměru 1,4 mm. Každý kalený čep má svoji sprchu umístěnou v podstavci stroje a do kalicí polohy ovládanou hydraulicky. Čas ochlazování je regulovaný časovým relé.

Cyklus kalení

Kalení čepů je jednorázové, za rotace, přičemž každý čep je ohříván a kalen zvlášť. Cyklus je nastavený tak, aby probíhalo samopopouštění vlastním teplem.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	44

Údaje o provozu a závadách KH motoru M 634

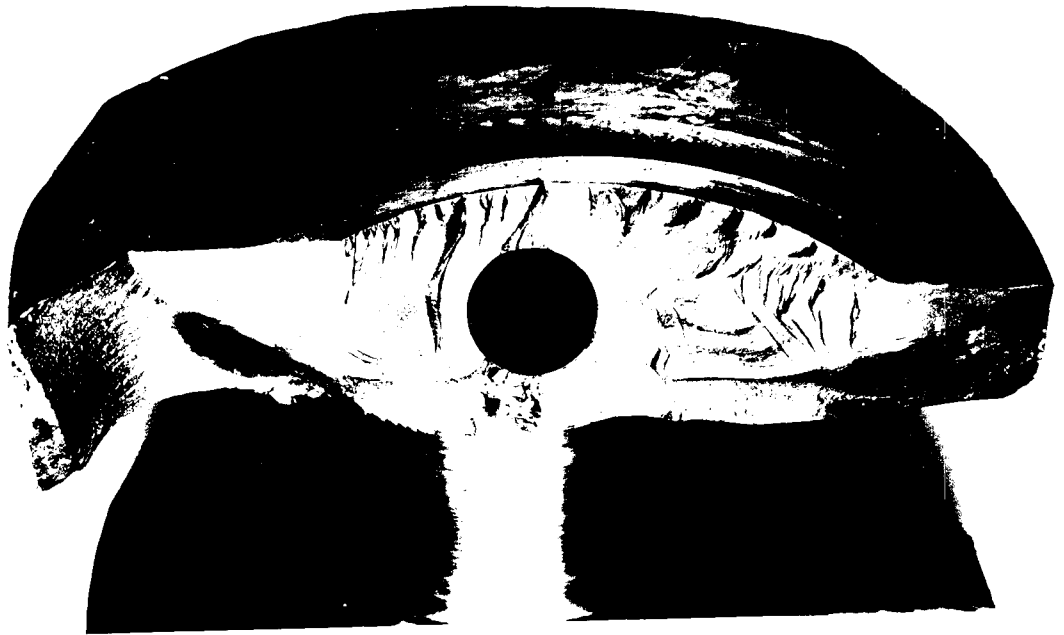
Motor M 634 se vyrábí v několika typech o různém výkonu. Stojaté provedení pro valníky a ležaté provedení pro autobusy má jmenovitý výkon 210 k. při otáčkách 2000ot/min. Kromě těchto typů se ještě vyrábí M 634 v různých modifikacích pro účelová zařízení s různě sníženým výkonem od 180 do 120 k.

První prasknutí KH bylo zaznamenáno v r. 1969 při dlouhodobé zkoušce prototypu vozidla. V r. 1970 byly zaznamenány další dva případy prasknutí KH při podnikových zkouškách vozů v n.p. LIAZ Jablonec. V r. 1971 je zaznamenáno už 11 případů reklamací z garančního období a při návštěvě metalurgů v n.p. LIAZ v SMZ bylo zjištěno razantní rovnání hřídelů v průběhu výroby. V r. 1972 dochází už k 12 případům prasknutí KH v garančním období a dochází již ke stížnostem na praskání hřídelů z tuzemska i ze zahraničí. Z opraven jsou hlášeny potíže s renovací KH, protože při renovaci se zjišťují trhlinky na hřídeli jak v rameni, tak v čepech a abnormální házivost hlavních čepů proti ose hřídelu. V n.p. LIAZ se při zkoušení motorů a při jejich brzdění projevvalo též přidírání hlavního ložiska. Do konce roku 1972 bylo zaznamenáno v n.p. LIAZ celkem 37 případů přidření kliky.

Nejčastějším případem prasknutí KH je lom v ramenu kliky (obr. 16). Lom má charakter únavový, přičemž vychází z přechodového rádiusu buď hlavního nebo ojničního čepu. Také jsou ale zjištěny únavové lomy při prasknutí KH v příčném směru kolmo na podélnou osu KH (obr. 16). Lom nastává v různých ramenech kliky nejčastěji však v druhé polovině hřídele směrem k setrvačníku a spíše s větší četností uprostřed hřídele.

Prasknutí hřídele dochází v období provozu zcela nepravidelně. Jsou případy prasknutí po 500 km, ale též po 180 tis. km provozu. K prasknutí dochází i u motorů s výkonem sníženým na 150 k, ale naproti tomu nenastaly případy prask-

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	45



Obr.16



Obr.17

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	46

nutí hřídelů u motorů přeplňovaných a tudíž se zvýšeným výkonem na 280 k, přestože mají některé vozy ujeto více než 180 tis. km. V opravně Plzeň bylo zjištěno 11 případů prasknutí v ramenu a 1 případ prasknutí v čepu.

Při prověrcce výrobního postupu v SMZ Dubnica nad Váhom bylo zjištěno přílišné rovnání KH. V průběhu mechanického opracování KH se provádí pětkrát rovnání klikových hřídelů. Při rovnání jest třeba hřídele přetlačovat na opačnou stranu až do stavu trvalé deformace s opačným znaménkem a potom se už dají špatně dorovnat. Toto platí pro všechna rovnání v průběhu celé výroby. Při pdstraňování deformací ve výrobě rovnáním se provádí rovnání tak intenzivně, že dochází až ke zlomení hřídele.

Shrnutí

V této části jsou uvedeny operace výroby KH, které mají vztah k tepelnému zpracování a středofrekvenčnímu kalení, a které mají vliv na praskání klikových hřídelů. Hodnoty o provozu a závadách jsou vzaty ze zpráv komise pro stanovení příčin a způsobů odstranění praskání KH motoru M 634 a ze zkušebních protokolů n.p. SMZ Dubnica nad Váhom a LIAZ Jablonec.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	47

7. KONTROLA TEPELNÉHO ZPRACOVÁNÍ KLIKOVÉHO HŘÍDELE

7.1. ZKOUMANÁ OCEL, VZORKY ZKOUŠEK A JEJICH OZNAČOVÁNÍ

Základní část zkoušek (makroskopické zkoušení měření tvrdosti a mikroskopická metalografie) byla provedena na havarovaných klikových hřídelích označených v následující tabulce:

Tabulka 1.

Hřídel č. č.	Výrobní číslo	Poznámka
1	4869	praskl v Albánii
2	bez čísla	-
3	7208	praskl v Albánii

Další část zkoušek (vrubová houževnatost, kontrola pevnosti a elektronová fraktografie) byla provedena na klikových hřídelích označených v tabulce 2.

Hřídel č.	Výrobní číslo	Stav
4	86506	zušlechťený
5	87430	výkovek

Chemická analýza:

Tabulka 3.

Hřídel č.	C	Mn	Si	Cr	V	P	S
1	0,32	0,47	0,27	2,38	0,20	0,012	0,017
2	0,30	0,52	0,28	2,49	0,19	0,011	0,019
3	0,33	0,57	0,22	2,48	0,10	0,016	0,018
4	0,32	0,50	0,37	2,34	0,20	0,019	0,012
5	0,33	0,55	0,36	2,35	0,18	0,020	0,014

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	48

Vzorky zkoušek a jejich označování

Vzorky zkoušek použitých pro makroskopické zkoušení a měření tvrdosti jsou označeny (označení místa odebrání z KH) v příloze 2.

První dvě písmena označení vzorků značí, z kterého čepu byl vzorek odebrán (OČ - ojniční čep, KČ - klikový čep). První číslo značí číslo čepu, kterého byl vzorek odebrán a poslední číslo značí pořadové číslo vzorku.

Příklad:

Vzorek č. 1, odebrán z 3. ojničního čepu bude označen OČ31.

Označení vzorků pro zkoušku vrubové houževnatosti zkoušky v tahu, elektronovou fraktografií a místo jejich odebrání je znázorněno v příloze 2.

7.2. Makroskopické zkoušení

Podélný řez ojničním čepem klikového hřídele č. 3 je znázorněn na obr. 18.

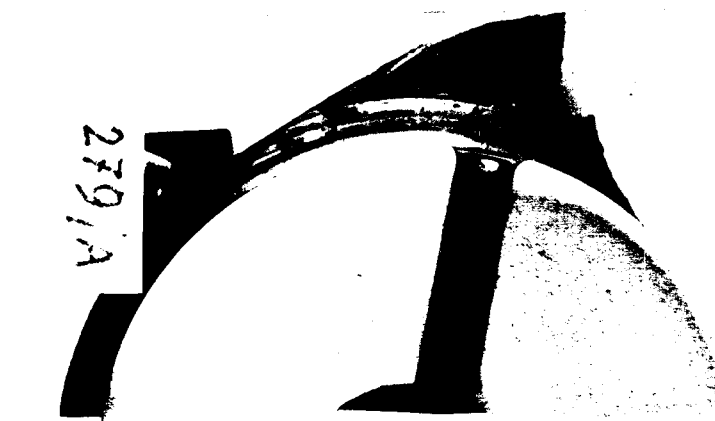


Obr. 18.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	49

Z obrázku je patrna povrchově kalená vrstva, která je charakteristická tím, že největší hloubka prokalení je přibližně uprostřed čepu. Na obě strany hloubka prokalení klesá, přičemž části poblíž přechodového rádiusu čepu do ramene nejsou prokaleny. Symetrie povrchově kalené vrstvy není zachována. Maximální hloubka prokalení činí 4 mm. Vzdálenost výběhu povrchově kalené vrstvy od nákrůžku není na obou stranách stejná. Od levého nákrůžku je to přibližně 6 mm a od pravého asi 2 mm.

Příčné řezy klikovým hřídelem č. 1 a č. 2, 4. ojničným čepem, resp. 2. ojničným čepem jsou znázorněny na obr. 19 resp. 20.

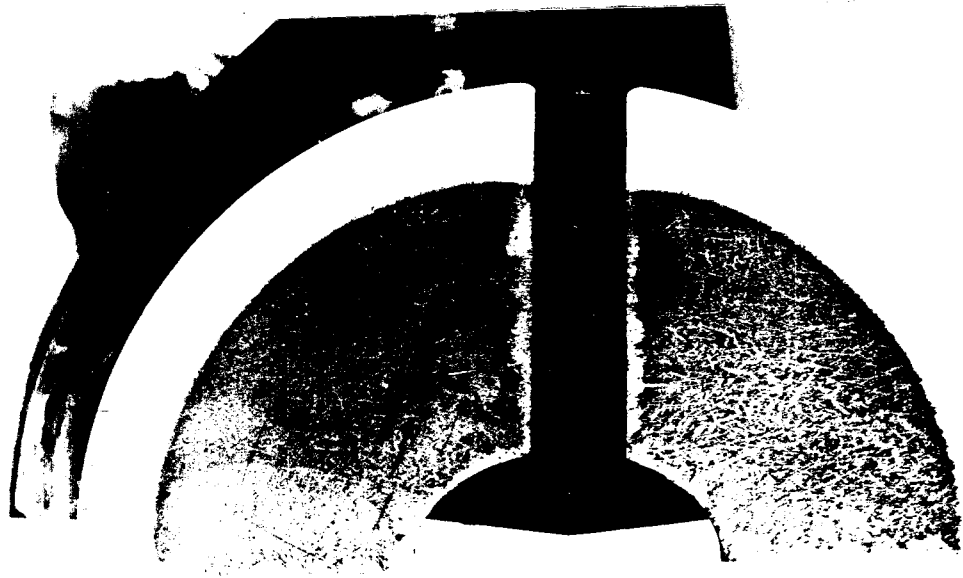


Obr. 19.

Z obr. 19 (řez proveden přibližně uprostřed čepu) je patrná nesymetrická hloubka prokalení po obvodu čepu, kterou lze vyjádřit hodnotou v místě x 6,5 mm a v místě y 2,5 mm.

Naproti tomu na obr. 20 je tloušťka povrchově kalené vrstvy vcelku rovnoměrná a v průměru je 7,8 mm (zvětšení neodpovídá skutečnosti, z obrázku nelze hloubku odměřit). Zdá se, že důvodem nerovnoměrného prokalení u obr. 19 je umístění a velikost mazacích otvorů.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP- ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	50



Obr.20

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	51

7.3. Měření tvrdosti a mikrotvrdosti

Měření tvrdosti bylo provedeno pomocí Vickersova tvrdoměru PMT 3 při zatížení 1 kp. Po ověření správnosti tvrdoměru destičkou bylo zjištěno, že se pohybujeme na horní hranici rozmezí tvrdosti. Měření tvrdosti bylo provedeno u vzorků OČ 31, OČ 32, OČ 64 a KČ 43. /příloha/ U vzorků byla proměřena zejména oblast v blízkosti povrchu a to jak v povrchově kalené vrstvě, tak kousek pod ní. Místa měření jsou znázorněna ve schématech měření. Výsledky měření tvrdosti a její průběh jsou znázorněny v následujících tabulkách a diagramech. Ve všech diagramech a schématech znázorňuje čárkovaná čára polohu přechodového pásma povrchově kalené vrstvy.

Diagram na obr. 21 a ukazuje měření tvrdosti HV 1 v podélném směru osy čepu u vzorku OČ 31 klikového hřídele č.1. Měření tvrdosti bylo provedeno ve vzdálenosti 0,3 mm od povrchu po 0,5 mm. V okolí přechodu z povrchově kalené vrstvy do jádra/v oblasti výběhu v rádiusu/ bylo provedeno měření po 0,2 mm /obr. 21b/.

Z průběhu tvrdosti je patrné, že v přechodovém rádiusu dochází ke změnám v průběhu tvrdosti, což se projevuje, změnou v místě přechodu do povrchově kalené vrstvy. Směrem do povrchově kalené vrstvy se tvrdost zvyšuje a ve vzdálenosti 3 mm je přibližně konstantní. Její hodnota je 575 HV 1. Směrem k rádiusu se tvrdost snižuje.

Diagram na obr. 22a znázorňuje průběh měření tvrdosti u vzorku OČ 31. Měření tvrdosti je provedeno kolmo na povrch čepu, po 0,5 mm, přibližně uprostřed čepu / obr. 22b /. Přes přechodové pásmo bylo měření provedeno po 0,2 mm.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	52

Průběh tvrdosti (obr. 22a) v povrchově kalené vrstvě ve směru od povrchu čepu směrem k přechodovému pásmu klesá. V přechodovém pásmu dochází k velkému poklesu tvrdosti a směrem do jádra čepu zůstává tvrdost přibližně konstantní a její hodnota činí v průměru 270 HV.

Měření tvrdosti u vzorku OČ 31 ve vzdálenosti 9 mm od povrchu čepu, po 0,5 mm, ve směru podélné osy čepu, je obsaženo v tab. 4. Měření je provedeno přibližně ve středu šířky čepu.

Střední velikost úhlopříčky (dílký)	274	261	281	249	250	259
Tvrdość HV 1	254	280	241	307	282	282

Měření tvrdosti u vzorku OČ 32 klikového hřídele č. 1

V této části byla proměřena tvrdost klikového hřídele č. 1 u vzorku OČ 32. Měření tvrdosti podél povrchu čepu směrem k rádiusu je znázorněno na obr. 23b a průběh tvrdosti na obr. 23a. Měření tvrdosti bylo provedeno ve vzdálenosti 0,2 mm od povrchu po 0,5 mm. V oblasti výběhu přechodového pásma povrchově kalené vrstvy do rádiusu byla tvrdost měřena po 0,2 mm. Hodnota tvrdosti v povrchově kalené vrstvě se pohybuje v rozmezí 500 až 575 HV1. Směrem k přechodovému pásmu se snižuje. V přechodovém pásmu nastává pokles tvrdosti až na hodnotu přibližně 290 HV1. Směrem k ramenu kliky v oblasti rádiusu je tvrdost skoro konstantní a její průměrná hodnota činí 287 HV1. Dále byla u tohoto vzorku OČ 32 proměřena tvrdost ve směru podélné osy čepu s povrchově kalené vrstvy do jádra čepu, ve vzdálenosti 3 mm od povrchu čepu, po 0,5 mm. Průběh tvrdosti (obr. 24a) je přibližně stejný jako u obr. 23a. Snižování hodnoty tvrdosti v povrchově kalené vrstvě je způsobeno větší vzdáleností měření od povrchu čepu. Hodnota tvrdosti směrem do ramene čepu je zhruba konstantní a činí 310 HV 1.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	53

Ještě bylo u tohoto vzorku OČ 32 provedeno měření tvrdosti podél lomu KH a v zušlechtěném jádře. Výsledky měření jsou v tabulkách 5 a 6.

Tabulka 5.

Střední velikost úhlopříčky (dítky)	246	245	252	254	254	247	253
Tvrđost HV 1	315	317	300	298	298	312	317

Tabulka 6.

Střední velikost úhlopříčky (dítky)	245	248	247	250	250	249	247
Tvrđost HV 1	317	310	312	305	305	307	312

Měření podél lomu bylo provedeno ve vzdálenosti 1 mm od lomu, po 0,5 mm.

Měření jádra bylo provedeno ve vzdálenosti 5 mm od nákrůžku, po 1 mm.

Měření tvrdosti vzorku KČ 43 klikového hřídele č. 2.

Měření tvrdosti u tohoto vzorku bylo provedeno v povrchově kalené vrstvě, kolmo na povrch čepu a v zušlechtěném jádře. Měření tvrdosti v povrchově kalené vrstvě bylo provedeno ve vzdálenosti 0,2 mm od povrchu přibližně uprostřed čepu KH. Měření bylo provedeno po 0,5 mm a hodnoty naměřené tvrdosti jsou uvedeny v tab. 7.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	54

Tabulka 7.

Střední velikost úhlopříčky (dítky)	220	218	210	222	210	212	210
Tvrдость HV 1	394	401	432	387	432	424	432

Průběh tvrdosti kolmo na povrch čepu je na obr. 25a. Měření tvrdosti bylo provedeno ve vzdálenosti 10 mm od výběhu přechodového pásma povrchově kalené vrstvy na povrch čepu (obr. 25b). První vtisk byl proveden 0,1 mm od povrchu a měření bylo provedeno po 0,2 mm.

Z diagramu obr. 25 a je názorně vidět, že čím menší je hloubka povrchově kalené vrstvy, tím menší je tvrdost této vrstvy, protože u tohoto vzorku KČ 43 byla zjištěna maximální hodnota povrchově kalené vrstvy 1 mm. Nemohu posoudit, čím to bylo způsobeno, protože jsem neměl možnost provést proměření průběhu hloubky povrchově kalené vrstvy po celém obvodu tohoto čepu. Z diagramu je také patrné, že hloubka povrchově kalené vrstvy má také vliv na strmý nebo pozvolný průběh tvrdosti v přechodovém pásmu povrchově kalené vrstvy a zušlechťeného jádra. Ve vzdálenosti 1,5 mm od povrchu směrem do jádra čepu zůstává tvrdost přibližně konstantní a její hodnota činí 270HV1.

Měření tvrdosti u vzorku OČ 64 klikového hřídele č. 3.

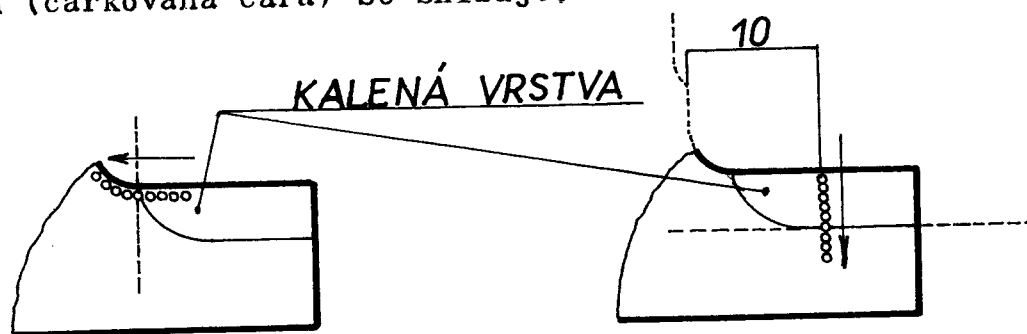
Měření tvrdosti bylo provedeno podél povrchu vzorku a kolmo na povrch čepu.

Měření tvrdosti podél povrchu a průběh tvrdosti je znázorněno na diagramu obr. 26a a měření bylo provedeno ve vzdálenosti 0,3 mm od povrchu po 0,5 mm. V oblasti přechodu, (označeno v diagramu i ve schématu svislou čárkovanou čarou) bylo měření provedeno po 0,2 mm (obr 26b).

Z diagramu obr. 26 a je patrné, že tvrdost podél povrchu v oblasti rádiusu má malý rozptyl a směrem k přecho-

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	55

du (čárkovaná čára) se snižuje.



SCHEMA MĚŘENÍ

OBR. 26 b.

OBR. 27 b.

Snížení tvrdosti je velmi ostré a ve směru zušlechtěného jádra (pravá polovina diagramu od čárkované čáry) je přibližně konstantní a má hodnotu asi 280 HV1. Obr. 27a a 27b nám ukazují průběh a schema měření tvrdosti u vzorku OČ 64 kolmo na povrch ojnicního čepu ve vzdálenosti 10 mm od nákržku čepu. První vtisk měření byl proveden ve vzdálenosti 0,2 mm od povrchu čepu. Měření bylo provedeno po 0,5 mm a přes přechod povrchově kalené vrstvy do zušlechtěného jádra po 0,2 mm. Tvrdost směrem k přechodovému pásmu (označeno čárkovanou čarou v diagramu i ve schematu) mírně klesá a v přechodovém pásmu má hodnotu nejnižší, a to 282 HV1. Směrem do zušlechtěného jádra se tvrdost mírně zvětšuje na hodnotu kolem 320 HV1 a pak už zůstává přibližně konstantní.

Měření mikrotvrdosti

Měření mikrotvrdosti bylo provedeno dle Vickerse pomocí mikrotvrdoměru PMT 3 při zatížení 100 p.

Průběh mikrotvrdosti měřené 3,5 mm od povrchu čepu rovnoběžně s podélnou osou čepu, po 0,1 mm je znázorněn na obr. 28a a schema měření na obr. 28b.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	56

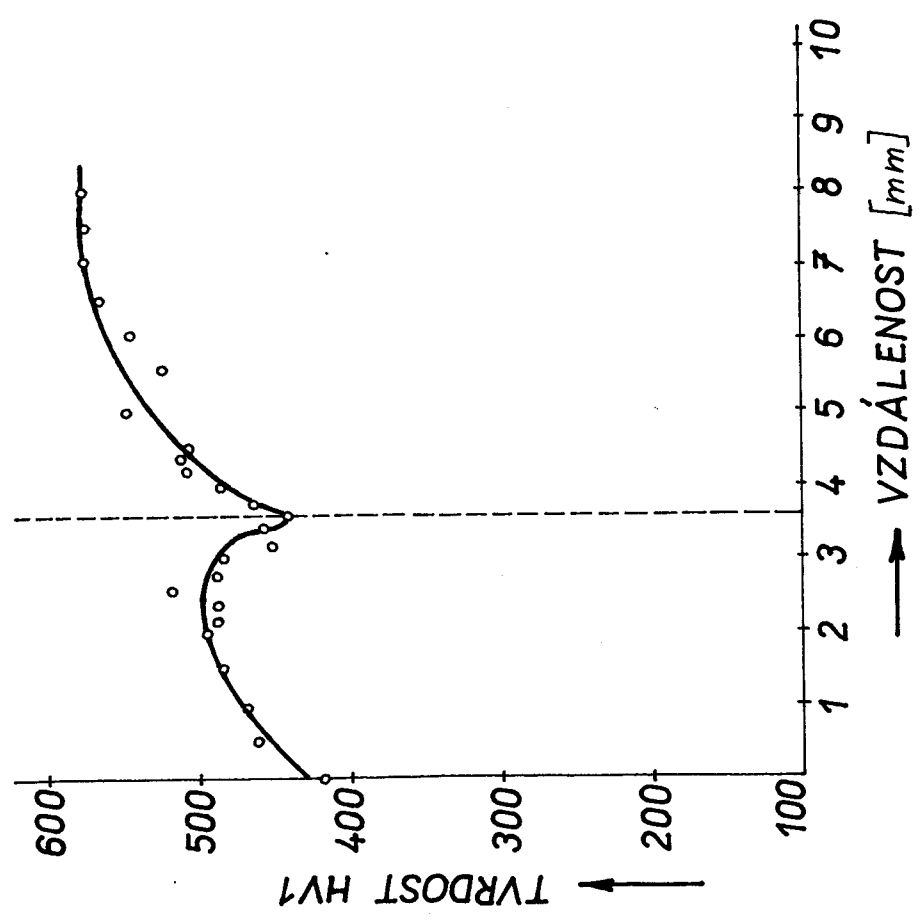
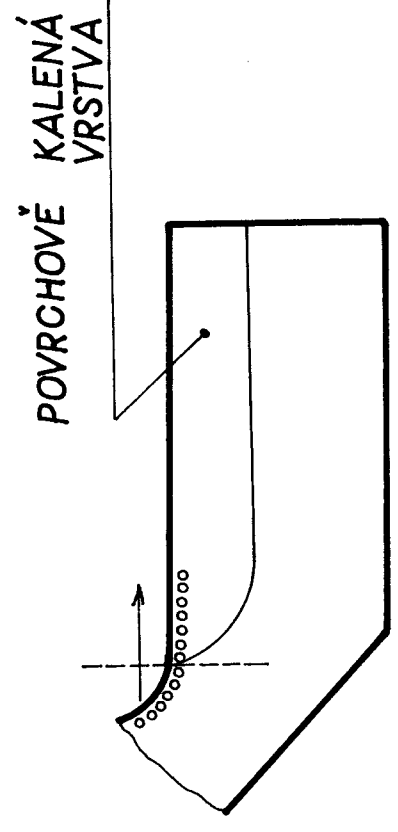
Průběh mikrotvrdomosti, měřené kolmo na povrch čepu je na obr. 29a. Měření bylo provedeno ve vzdálenosti 8 mm /obr. 29b/ od výběhu přechodu povrchově kalené vrstvy a zušlechtěného jádra na povrch čepu. Měření mikrotvrdomosti bylo provedeno po 0,1 mm. Přechod je opět označen jak v diagramu tak ve schématu měření čárkovanou čarou. Měření bylo provedeno u vzorku OČ 31.

Shrnutí

Tvrdomost povrchově kalené vrstvy a její průběh je velmi závislá na velikosti hloubky této vrstvy. Tvrdomost se, se zmenšující se velikostí povrchově kalené vrstvy, velmi snižuje a její průběh není v přechodu povrchově kalené vrstvy ostrý.

Diagramy a schéma měření tvrdosti.

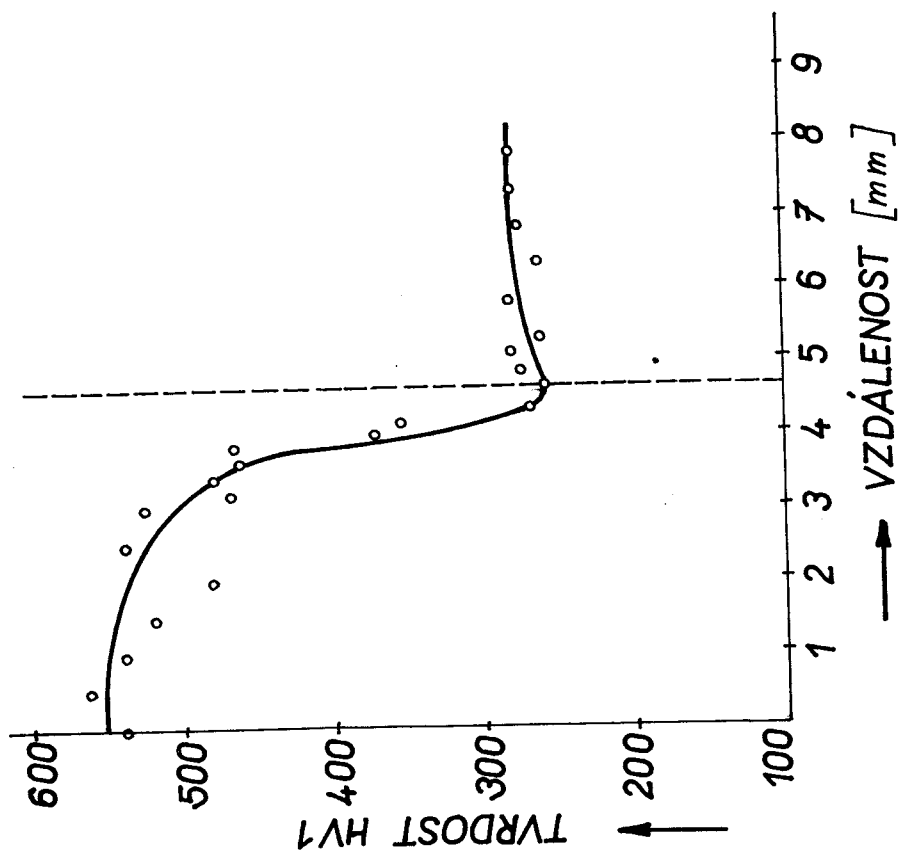
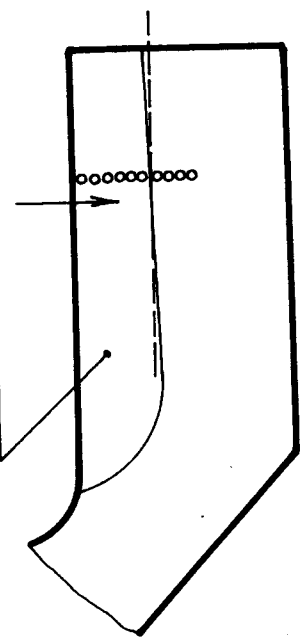
OBR.21b. SCHEMA MĚŘENÍ



OBR.21a

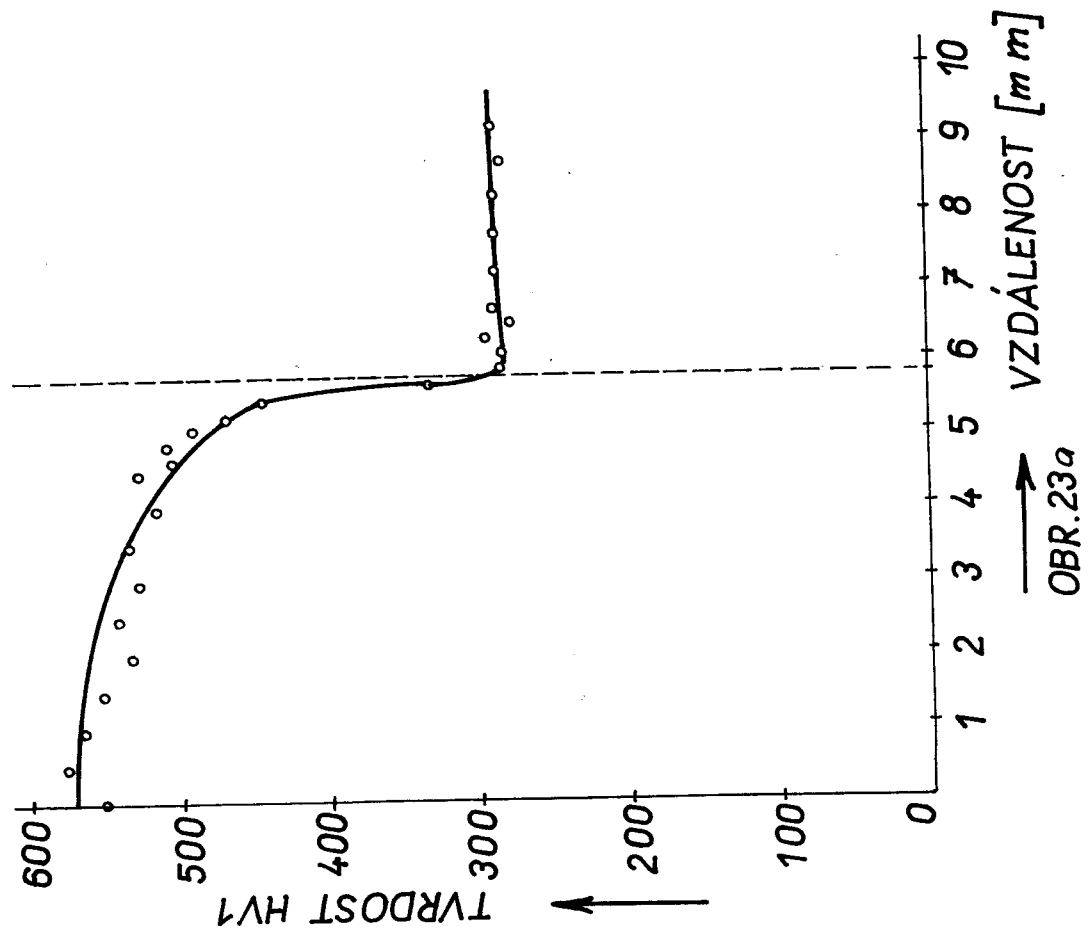
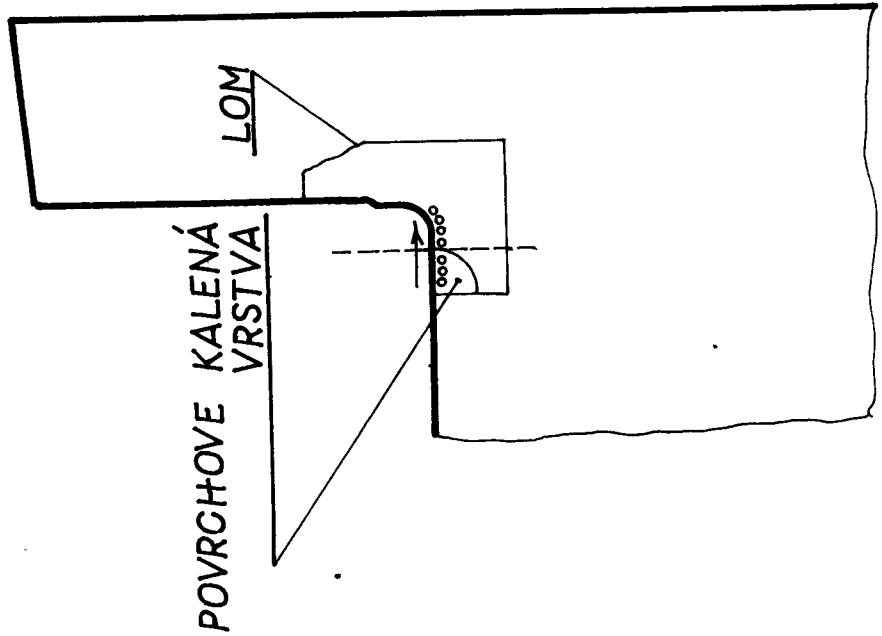
OBR.22 SCHEMA MĚŘENÍ

POVRCHOVĚ KALENÁ VRSTVA

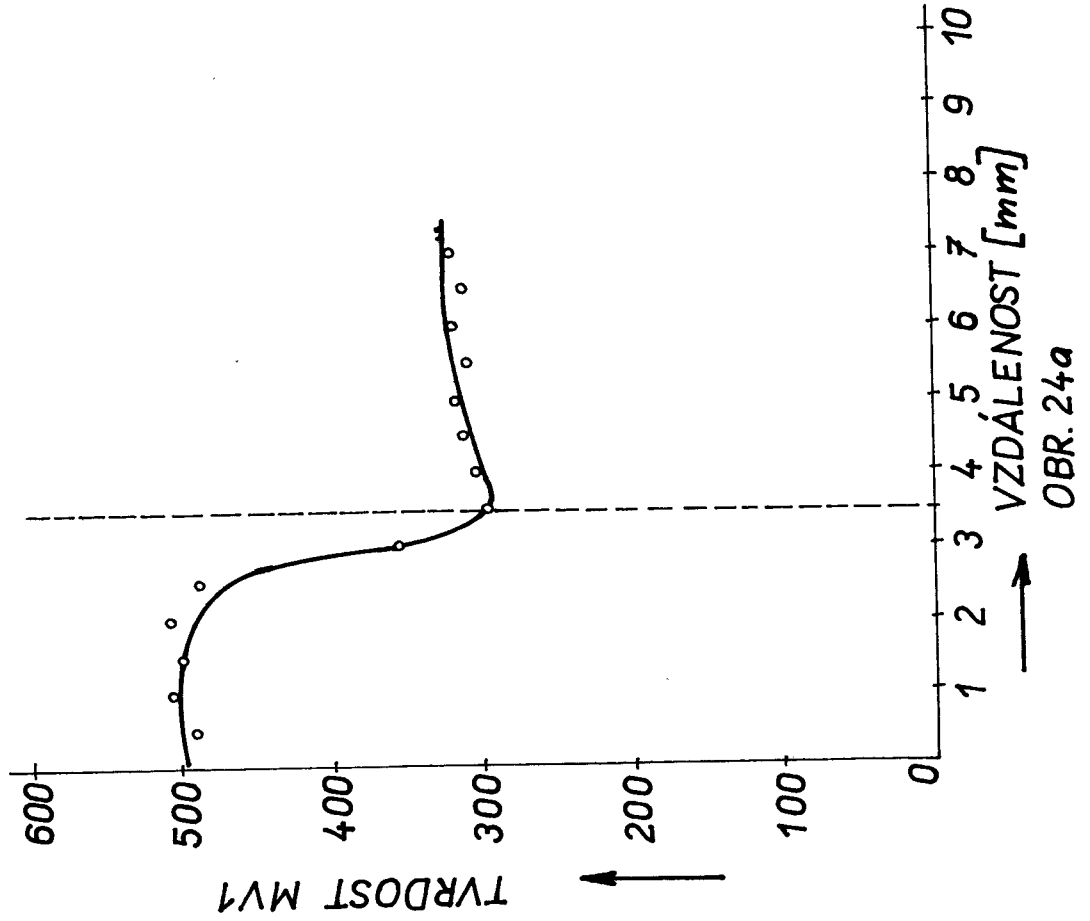
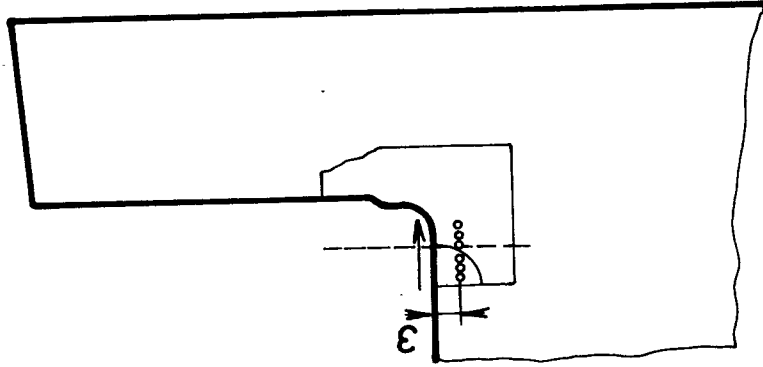


OBR.22

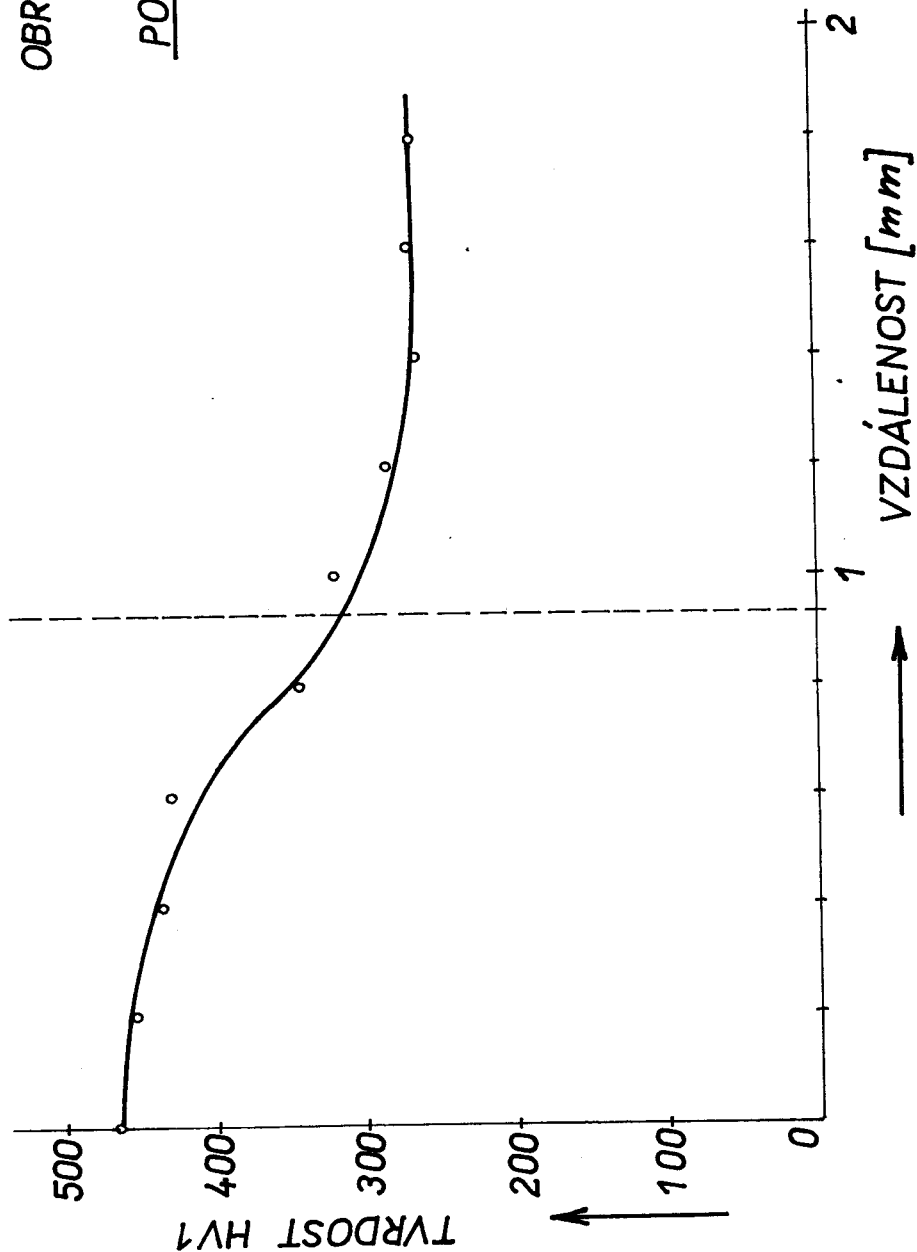
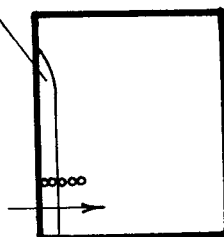
OBR.123b. SCHEMA MĚŘENÍ



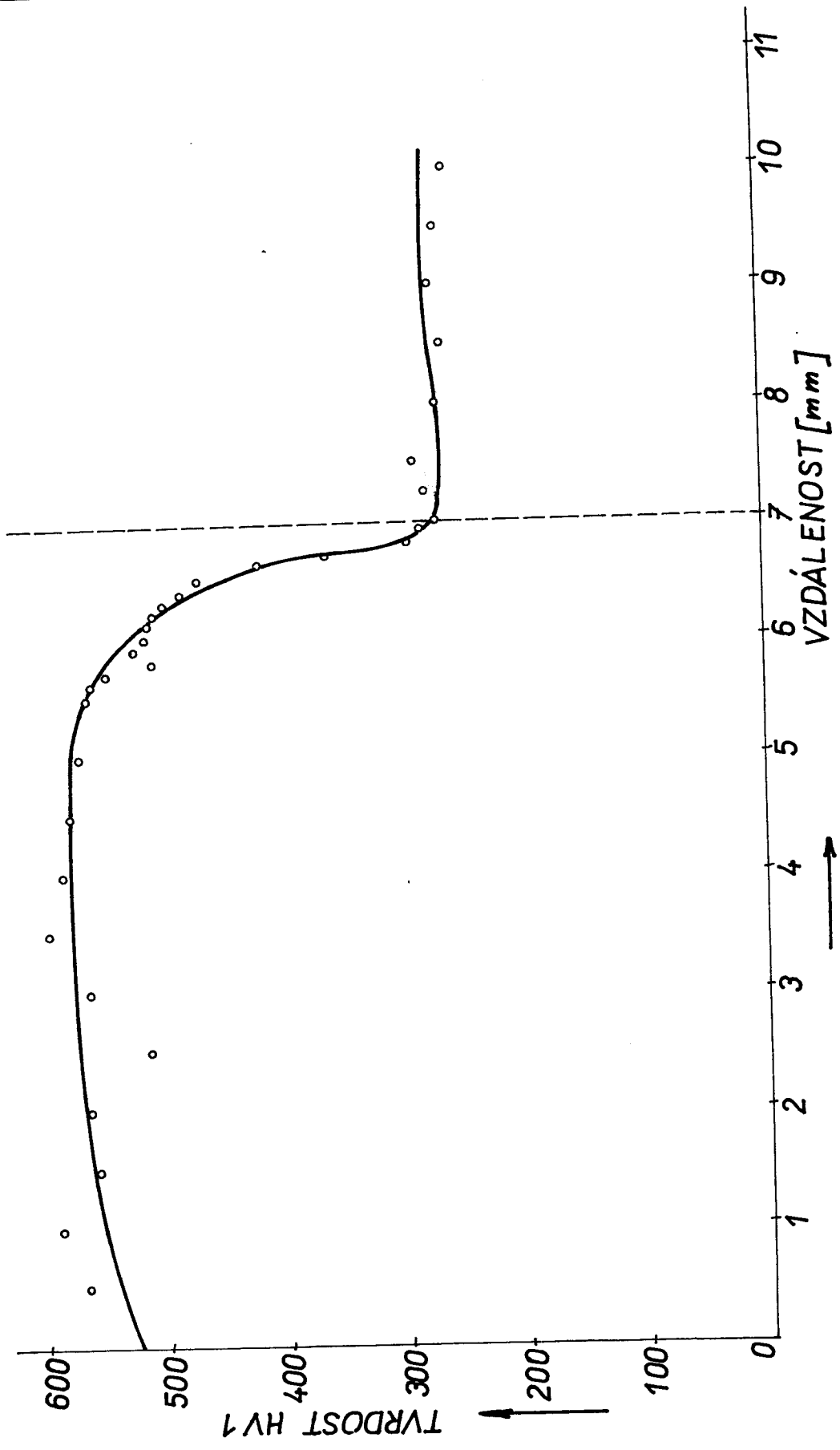
OBR.24b. SCHEMA MĚŘENÍ



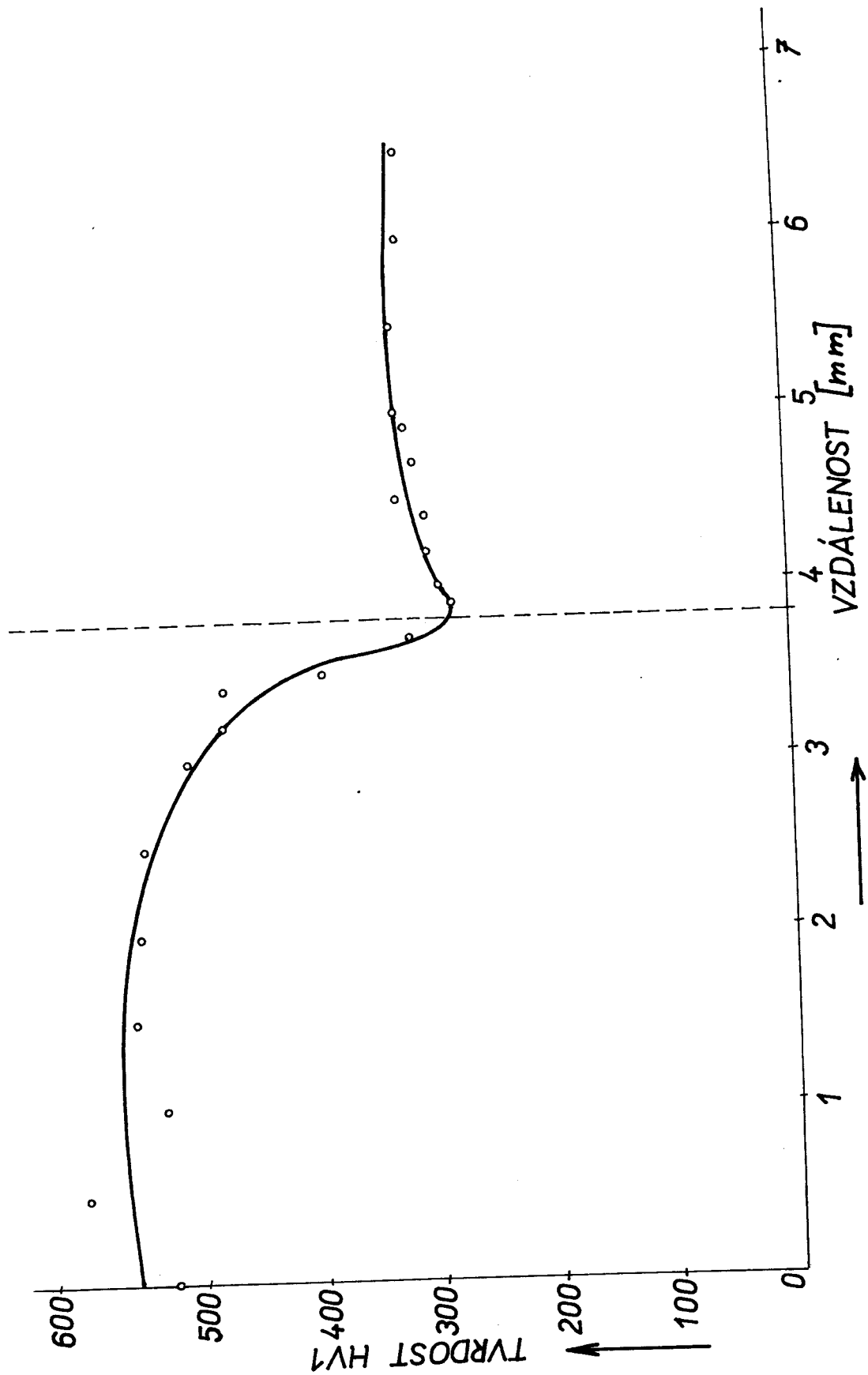
OBR.25b SCHEMA MĚŘENÍ

POVRCHOVĚ KALENÁ VRSTVA

OBR.25a



OBR.26a.



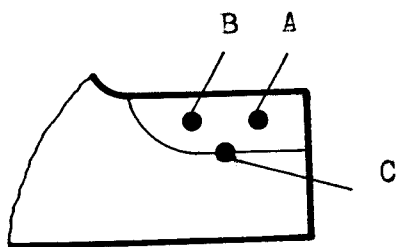
OBR. 27 a.

7.4. Optická metalografie

Metalografická studie provedena pomocí optického mikroskopu fy Zeiss Neophot 2. Jako fotografický materiál byl použit Repro 06 a skleněné desky ORWO WP 1.

Studie zkoumala struktury převážně povrchově kalené vrstvy, přechodového pásma a také jádra čepu KH v maximální vzdálenosti 10 mm od povrchu čepu. Výsledky studie jsou znázorněny na obrázcích 30 až 42.

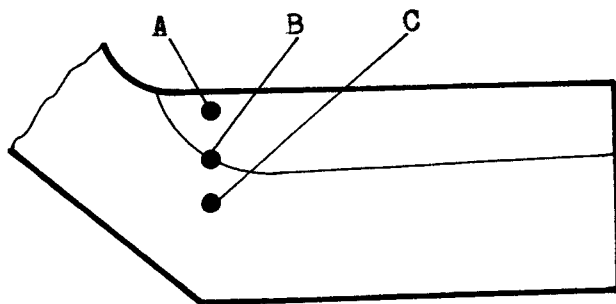
Snímky jednotlivých struktur jsou z míst znázorněných ve schemech. /obr. 43 až obr. 46/.



Mikrostruktury z míst jsou na obrázku:

- A: obr. 30 a 31
- B: obr. 35
- C: obr. 36

Obr. 43. Schema u vzorku OČ 64.



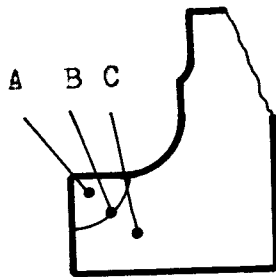
Mikrostruktury z míst jsou na obrázku:

- A: obr. 40
- B: obr. 41
- C: obr. 42

Obr. 44. Schema u vzorku OČ 31.

Mikrostruktury z míst
jsou na obrázku:

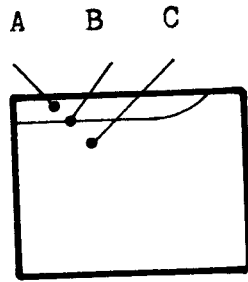
A: obr. 37
B: obr. 38
C: obr. 39



Obr. 45. Schema u vzorku OČ 32.

Mikrostruktury z míst
jsou na obrázku:

A: obr. 32
B: obr. 33
C: obr. 34



Obr. 46. Schema u vzorku KČ 43.

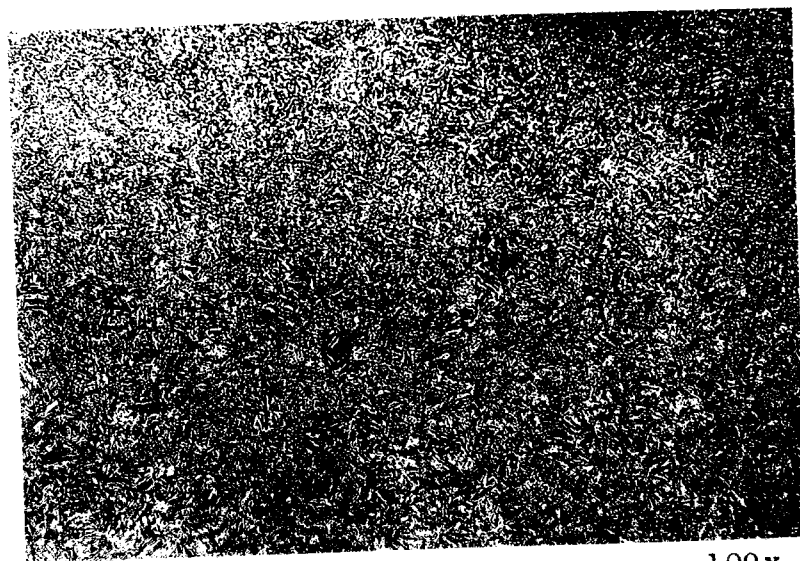


Nital 1 %

500 x

Obr. 30.

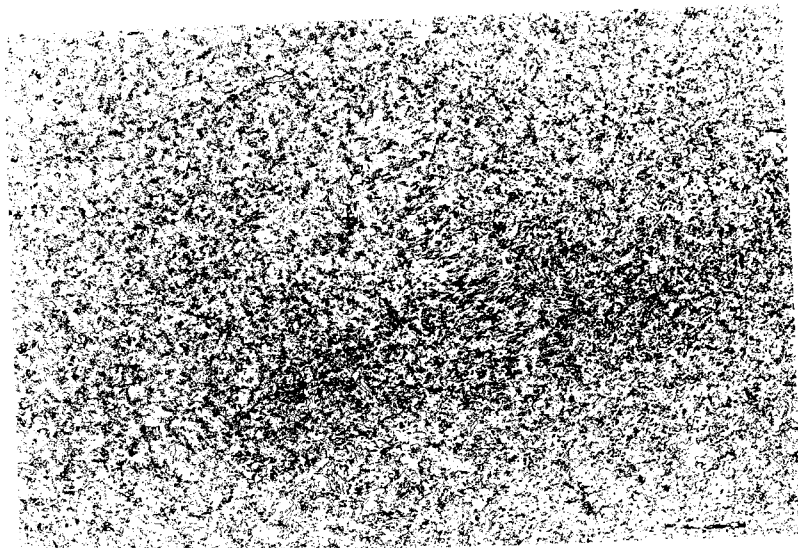
VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	66



Nital 1 %

100x

Obr. 31

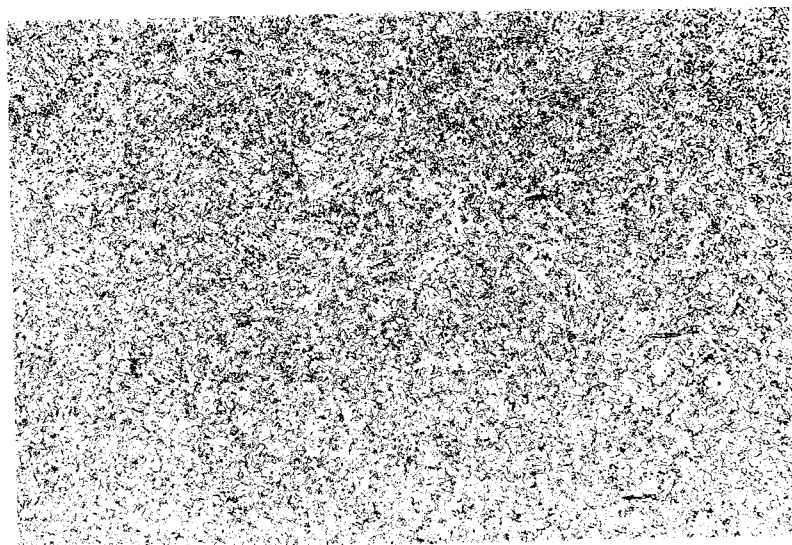


Nital 1 %

200x

Obr. 32.

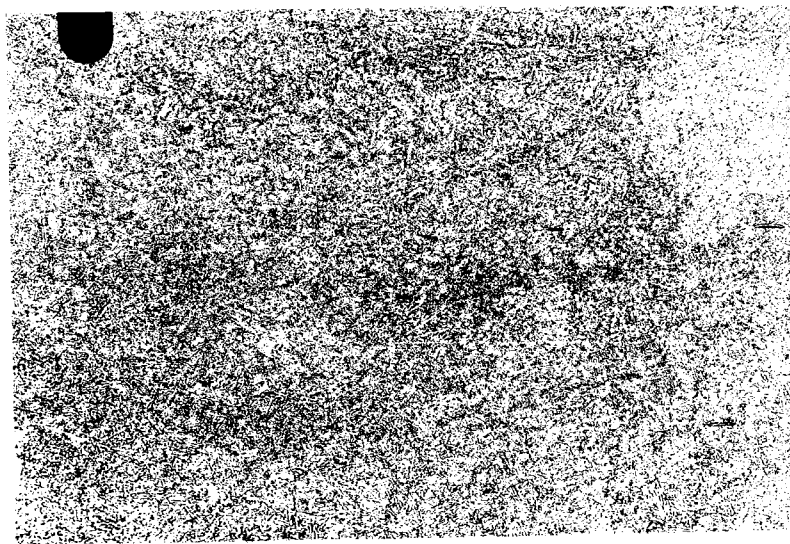
VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	67



Nital 1 %

200 x

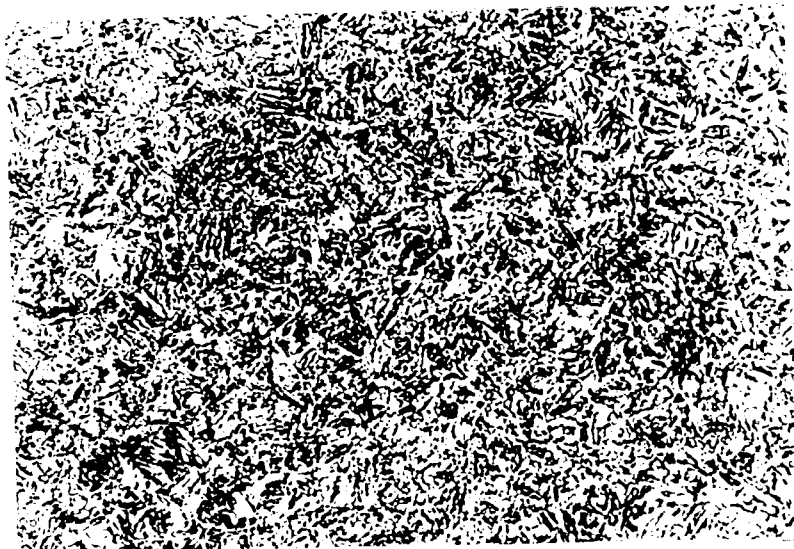
Obr. 33.



Nital 1 %

200 x

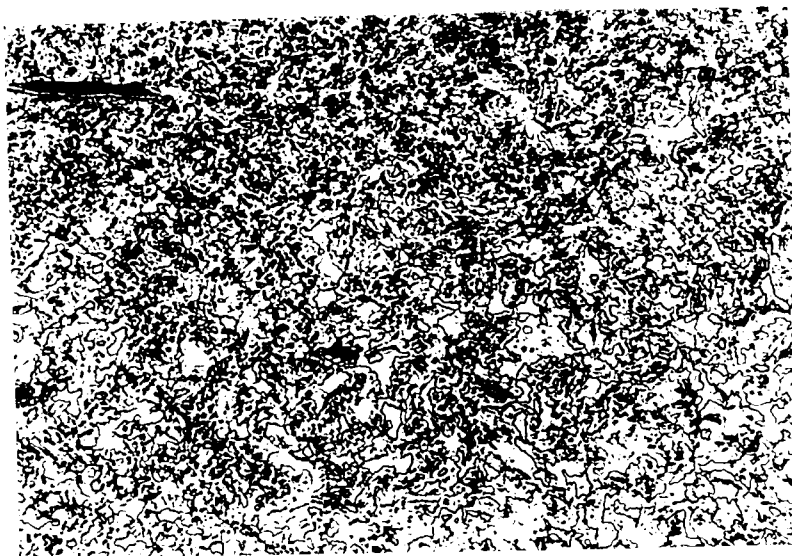
Obr. 34.



Nital 1 %

500 x

Obr. 35.

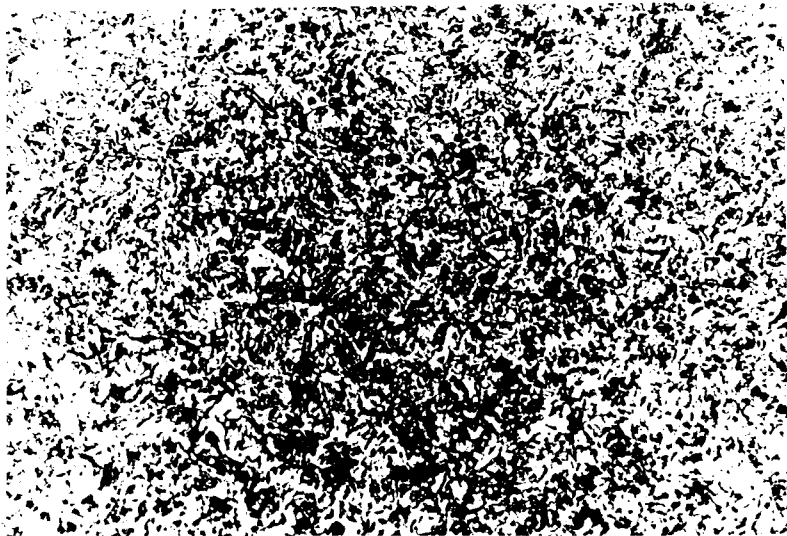


Nital 1 %

500 x

Obr. 36.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	69



↑ povrch

Nital 1 %

500x

Obr. 37

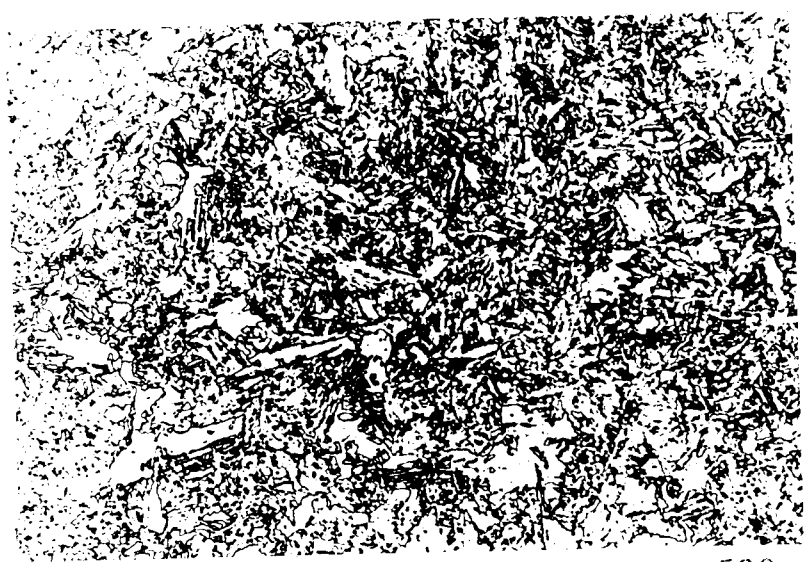


↑ povrch

Nital 1 %

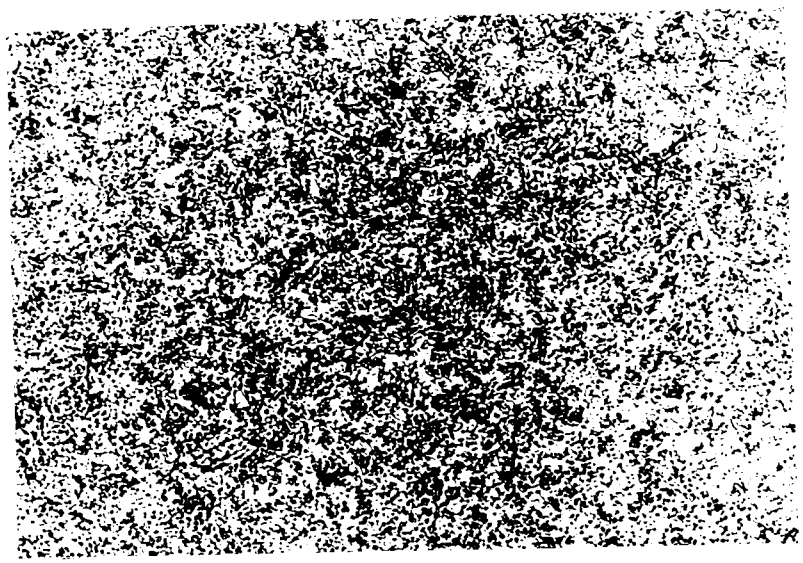
500 x

Obr. 38



Nital 1 % 500 x

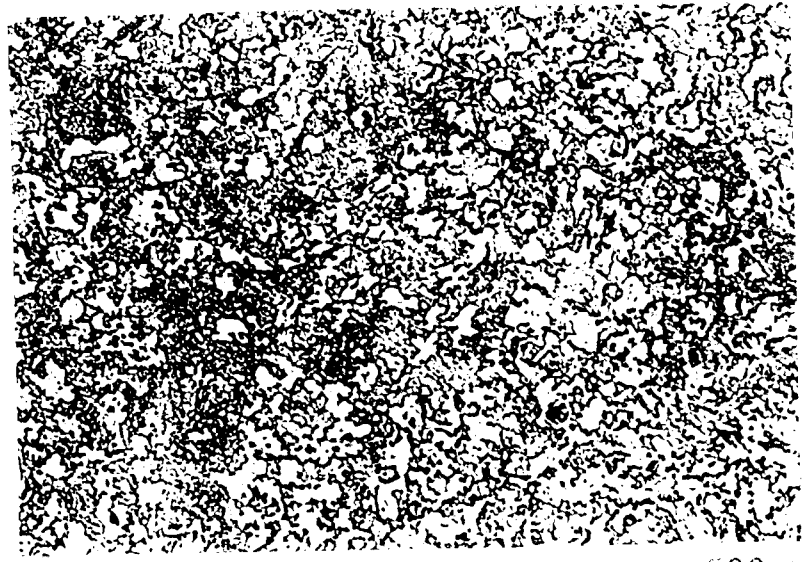
Obr. 39.



Nital 1 % 500 x

Obr. 40.

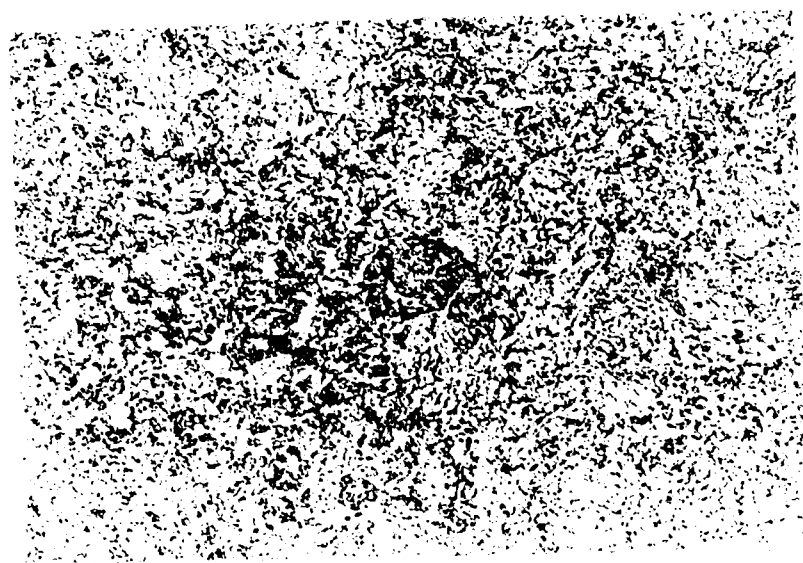
VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	71



Nital 1 %

500 x

Obr. 41



Nital 1 %

500 x

Obr. 42.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	72

Na obr. 30, 31 je struktura povrchově kalené vrstvy. Je to kalicí struktura převážně martenzitická. Nerovnoměrnost leptání obr. 31 je patrné, z toho lze usoudit, že se nejedná o rovnoměrnou strukturu a lze vyzorovat rozdíl ve směru k povrchu a ve směru k jádru. K povrchu je struktura rovnoměrnější.

Typy heterogenních struktur s převládajícím feritickou hmotou jsou na obr. 36, obr. 38, obr. 39, obr. 41 a obr. 42. Jsou to typické heterogenní struktury typické pro přechodovou strukturu vzniklou při povrchovém kalení.

Obr. 35, obr. 37, obr. 40 jsou také typické kalicí struktury.

Na obr. 32 je místo povrchově kalené vrstvy blízko povrchu. Toto ukazuje na povrchově zakalenou strukturu. Ojediněle se v této struktuře vyskytují velmi jemné útvary, které lze vzhledem k jejich tvaru považovat za velmi disperzní karbidy. Odlišnější charakter má struktura na obr. 33. Zdá se rovnoměrnější a je to opět kalicí struktura martenziticko-bainitická. Přítomnost samostatných karbidů je velmi ojedinělá. Obr. 33 znázorňuje strukturu pod povrchově kalenou vrstvou (obr. 46). Jde vcelku o rovnoměrnou přechodovou strukturu.

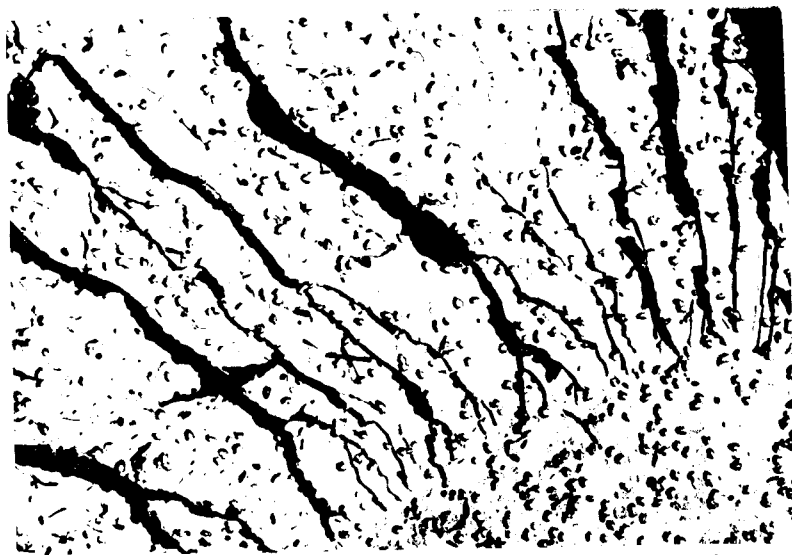
7.5. Elektronová fraktografie

Mikroskopické pozorování pomocí elektronového mikroskopu bylo provedeno na lomových plochách vzorků získaných zkouškou vrubové houževnatosti. Vzorky byly zkoumány pomocí stolního elektronového mikroskopu Tesla BS - 442D.

Příprava vzorků, které byly po přeražení dány do lihu, byla provedena v napařovačce vyvinuté ve vývojových dílnách VŠST. Napaření uhlíkem bylo provedeno při napětí

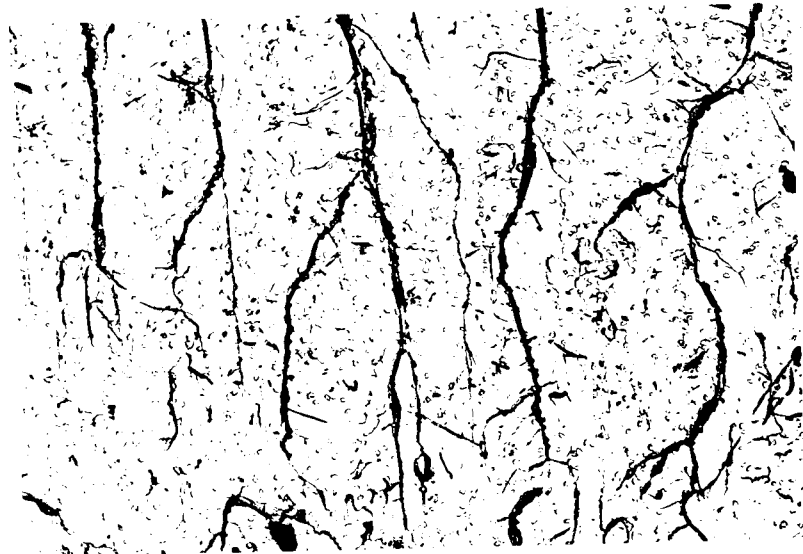
VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	73

20 V, 2 x po 0,5 s. Jedno napaření bylo provedeno pod úhlem 30° a druhé kolmo pod uhlíkem. Vakuum bylo 10^{-5} . Před napařením byly vzorky mírně naleptány. Sejmutí uhlíkové vrstvy bylo provedeno 55 % kyselinou octovou a 5 % kyselinou chloristou při napětí 30 V, čas 20 s. Výsledky elektronové mikroskopie jsou na obr. 47, obr. 48 a obr. 49 až 54.



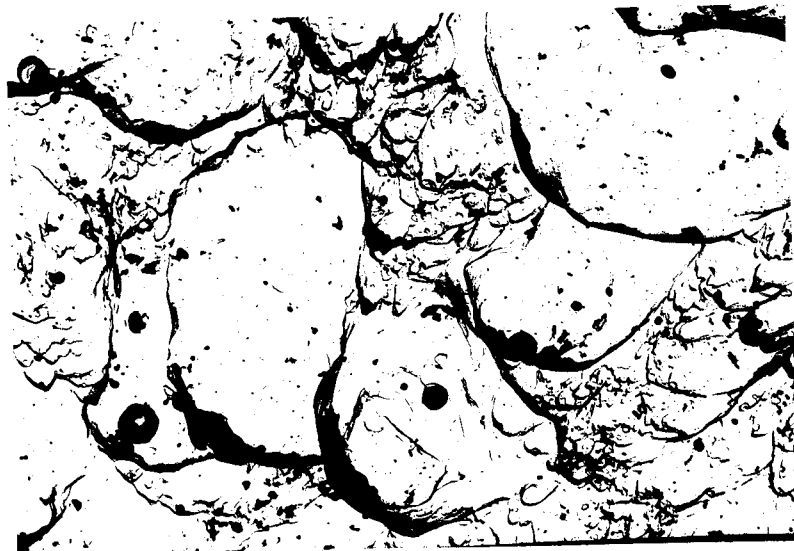
Obr.47

12 000x



Obr.48

12 000x



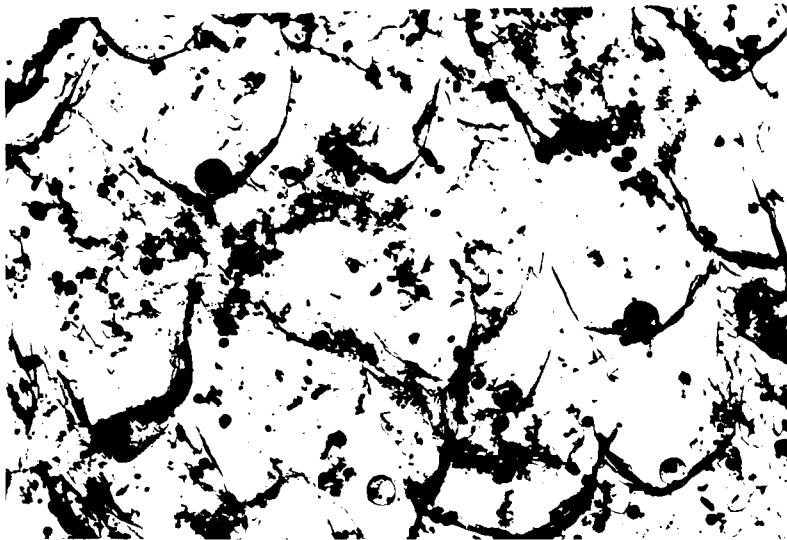
Obr.49

8 000x



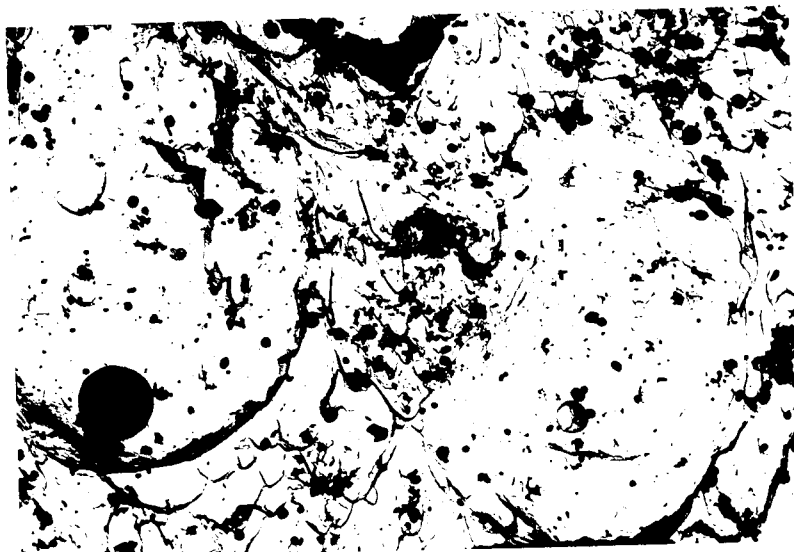
Obr. 50.

8 000x



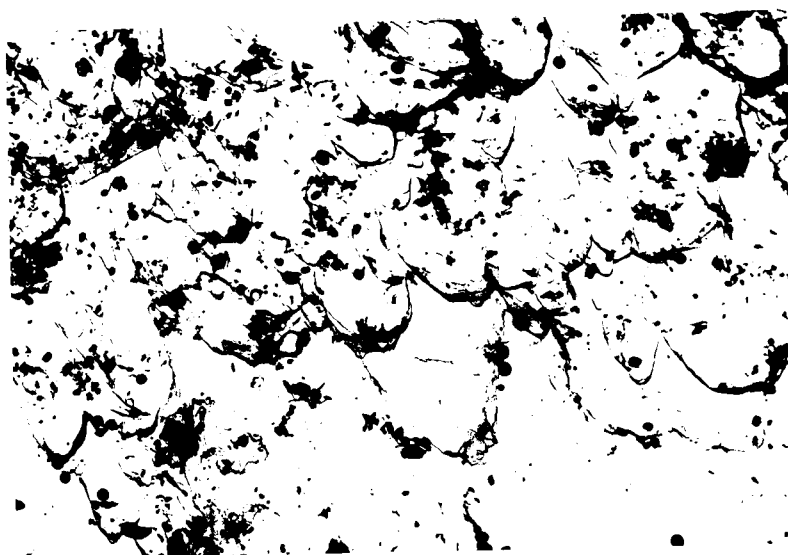
Obr. 51

8 000x



Obr. 52

8 000x



Obr. 53

8 000x

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	77

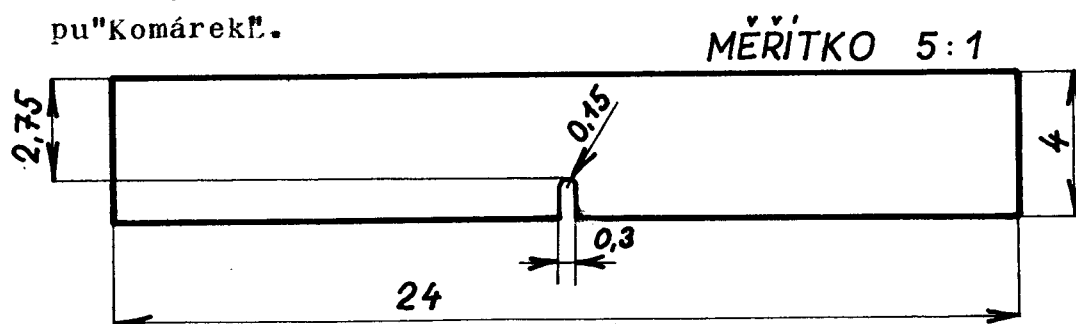
Shrnutí

Na obr. 47, 48 jsou znázorněny uhlíkové repliky zlomových ploch vzorků C1 a B1 - příloha 4, klikového hřídele č. 4. Z obrázku je vidět, že se jedná o typický křehký lom.

Na obr. 49 až obr. 54 jsou výsledky zkoušek zhotoveny z lomových ploch klikového hřídele č. 5. V původním stavu KH č. 5 se jednalo o výkovek. Tento výkovek byl dle navrženého tepelného zpracování tepelně zpracován. Zpracování bylo provedeno v n.p. LIAZ. Výkovek byl rozříznut na dvě části. Tepelně zpracován byl tak, že normalizace a kalení byla stejná jako u stávajícího způsobu tepelného zpracování (str. 41) používaného SMZ Dubnica nad Váhom. Změněná byla pouze výška popouštěcí teploty na horní mez používaných popouštěcích teplot u oceli 15 230 a to na 630°C a ochlazení po popouštění bylo provedeno ve vodě. Uhlíkové repliky na obr. 49, obr. 50 jsou provedeny ze vzorku B1 (příloha 4) a obrázky 51, 52, 53 znázorňují uhlíkovou repliku provedenou na lomové ploše vzorku C1. V obou těchto případech se jedná o typický houževnatý lom.

7.5.1. Vrubová houževnatost

Zkoušky vrubové houževnatosti byly provedeny ve SVÚM Praha ze vzorků odebraných z klikového hřídele (příl.3). Zkoušky byly provedeny na zkušebních tyčích (obr. 54) typu "Komárek".



OBR.54.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	78

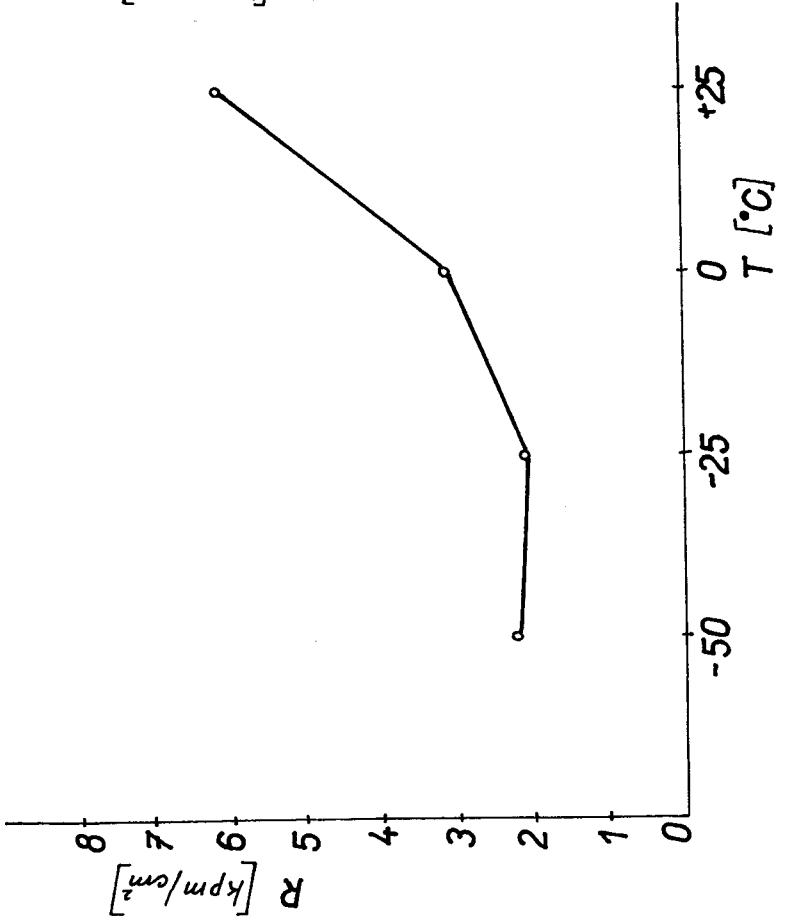
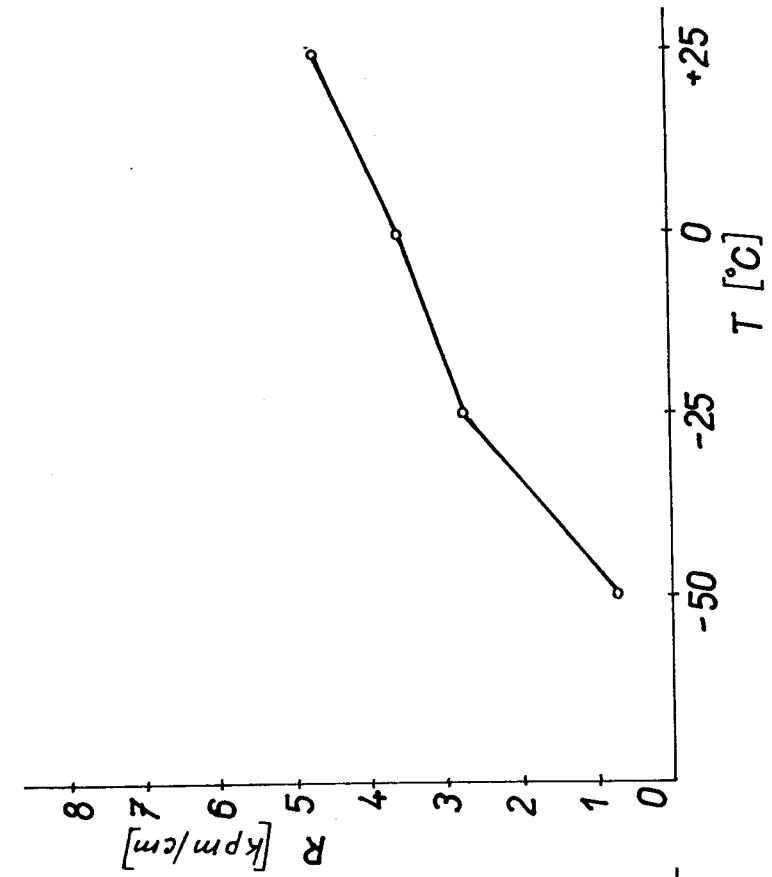
Zkouška byla provedena na kyvadlovém kladivu WPM VEB 500 kpcm v rozsahu stupnice do 150 kpcm. (pro tyto zkoušky přizpůsobeném - vzdálenost podpěr 16 mm). dle normy ČSN 42 0381. Při zkouškách za nízkých teplot byly dodrženy zásady dle normy ČSN 42 0382.

a) Zkouška u 15 ks (příloha 3) z klikového hřídele č. 4 je v tabulce 8.

Tabulka 8.

Označ. vzorku	T °C	Rozměry		RD 150 kpcm kpm/cm ²
		mm	mm	
B 1	+25	4,08	2,83	4,09
B 2	+25	4,10	2,78	5,08
B 3	+25	4,03	2,82	4,74
C 1	+25	4,03	2,82	6,58
C 2	+25	4,03	2,82	6,58
C 3	+25	4,14	2,74	5,40
P 1	+ 25	4,01	2,78	6,22
P 2	+25	4,03	2,80	5,13
P 3	+ 25	4,15	2,81	4,19
B 4	0	4,04	2,80	3,54
C 4	0	4,08	2,78	3,10
B 5	-25	4,06	2,78	2,74
C 5	-25	4,10	2,71	2,07
B 6	-50	4,07	2,73	0,72
C 6	-50	4,01	2,83	2,21

Průběh přechodové čáry sestrojený z výsledků uvedených v tab. 8 je na obr. 55a pro vzorky C a obr. 55b pro vzorky B.



VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DF-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	80

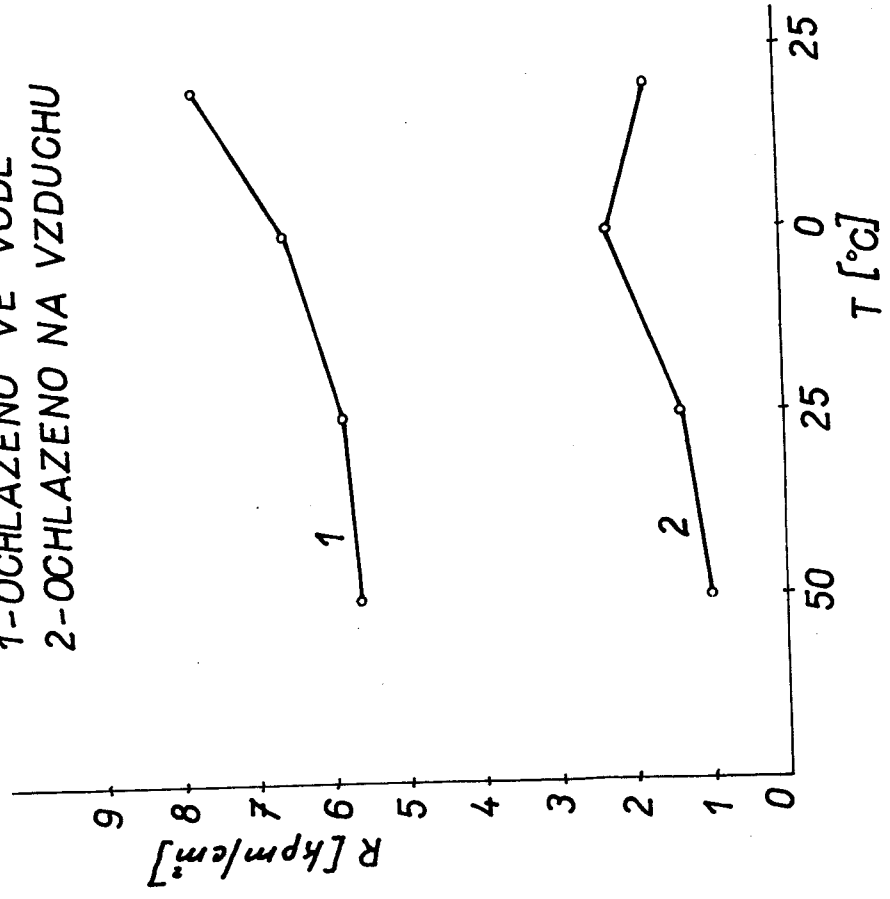
b) V tabulce 9 jsou uvedeny výsledky zkoušek vrubové houževnatosti 15 vzorků odebraných (příloha 3) z klikového hřídele č. 5, tepelně zpracovaného dle navrženého postupu. Normalizace a kalení stejné jako u stávajícího způsobu tepelného zpracování pouze byla změněna teplota popouštění na 630°C a ochlazení z popouštěcí teploty bylo provedeno na vzduchu.

Tabulka 9.

Óznačení vzorku	T° C	Rozměry		RD 150 kpcm kpm/cm ²
		mm	mm	
C 1	+20	4,00	2,90	2,03
C 2	0	4,02	2,85	2,44
C 3	-25	4,02	2,86	1,3
C 4	-25	4,01	2,88	1,56
C 5	-50	3,98	2,91	0,99
C 6	-50	4,07	2,83	1,43
B 1	+20	3,99	2,88	1,74
B 2	0	4,02	2,88	2,33
B 3	-25	4,03	2,82	1,14
B 4	-25	4,02	2,87	1,56
B 5	-50	4,00	2,88	1,04
B 6	-50	4,01	2,86	1,00
P 1	0	4,00	2,87	1,66
P 2	-25	4,02	2,83	1,05
P 3	-50	4,01	2,92	0,68

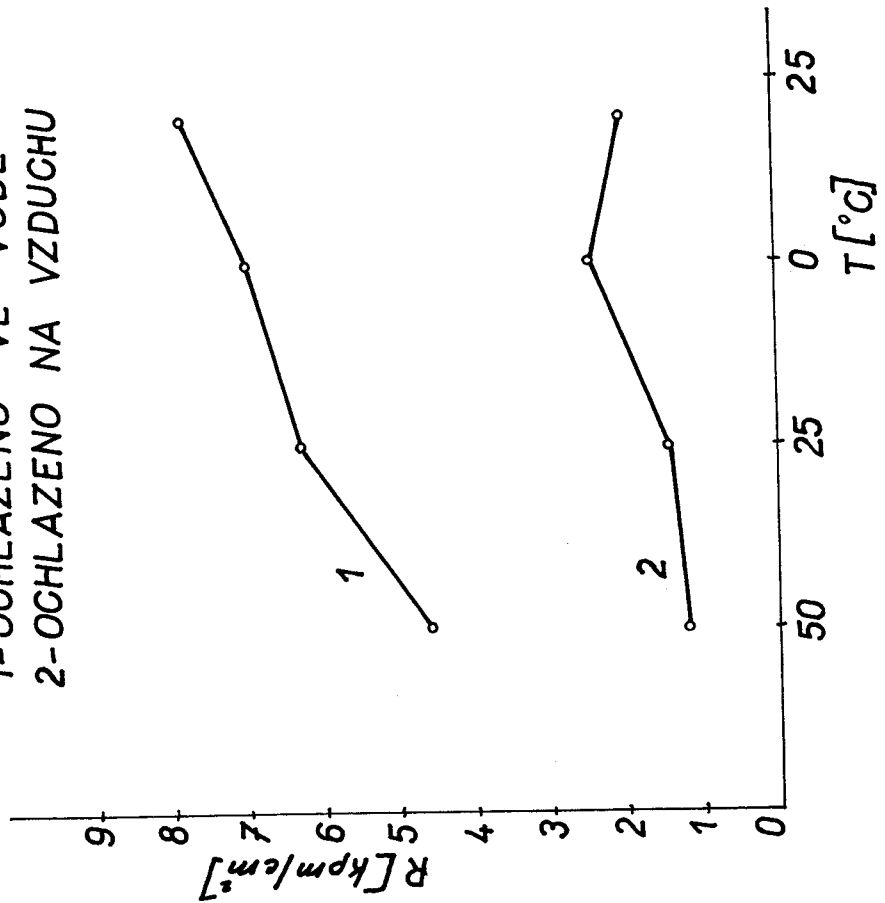
c) V tabulce 10 jsou obsaženy výsledky zkoušky vrubové houževnatosti 15 ks u hřídele č. 5 (velký díl), který byl tepelně zpracován dle navrženého tepelného režimu. Normalizace a kalení stejné jako u stávajícího způsobu tepelného zpracování pouze byla změněna teplota popouštění na 630°C a ochlazení bylo provedeno do vody.

1-OCHLAZENO VE VODĚ
2-OCHLAZENO NA VZDUCHU



OBR. 56 b.

1-OCHLAZENO VE VODĚ
2-OCHLAZENO NA VZDUCHU



OBR. 56 a.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	82

Tabulka č. 10

Označení vzorku	T °C	Rozměry mm		RD 150 kpcm kpm/cm ²
		mm	mm	
C 1	+20	4,01	2,71	7,82
C 2	0	3,98	2,80	7,00
C 3	-25	3,98	2,83	7,42
C 4	-25	3,98	2,70	5,21
C 5	-50	4,00	2,78	4,23
C 6	-50	4,01	2,71	4,97
B 1	+20	4,00	2,79	7,71
B 2	0	4,02	2,80	6,57
B 3	-25	3,98	2,67	5,83
B 4	-25	4,01	2,85	5,82
B 5	-50	3,98	2,82	5,08
B 6	-50	4,01	2,76	6,23
P 1	0	3,98	2,76	7,51
P 2	-25	3,98	2,72	4,89
P 3	-50	4,01	2,64	6,80

Přechodová čára při rychlém a pomalém ochlazení z popouštěcí teploty je znázorněna na obr. 56.a pro vzorky B.

Shrnutí

Hodnoty zkoušek vrubové houževnatosti se podstatně zvýšily u vzorků odebraných z dílu klukového hřídele č. 5, který byl z popouštěcí teploty ochlazen ve vodě.

7.6. Tahová zkouška

Pro tahovou zkoušku kontroly pevnosti byly použity tyče "mikrotahovky" podle Píška /15/ str. 78.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	83

Tahová zkouška u tyčinek B 1, C 1 a P 1 (příloha 4) byla provedena na trhacím stroji VPM, rozsah stupnice do 250 kp. Zkoušky byly provedeny u hřídele č. 5 tepelně zpracovaného dle navrženého tepelného režimu. Výsledky zkoušky jsou uvedeny v tab. 11 a 12.

Tabulka 11. obsahuje výsledky zkoušky tepelně zpracovaného hřídele č. 5 popořádaného na teplotu 630°C a ochlazení bylo provedeno na vzduchu.

Tabulka 11.

Vzorek	P max	σ pt
B 1	164,0	92,7
C 1	167,5	94,6
P 1	162	91,6

U zkoušky, jejíž výsledky jsou uvedeny v tab. 12 bylo provedeno ochlazení z popouštěcí teploty 630°C ve vodě.

Tabulka 12.

Vzorek	P max	σ pt
B 1	158	89,4
C 1	152	85,8
E 1	148	83,8

Shrnutí

Tepelné zpracování klikového hřídele při popouštění na teplotu 630°C, ochlazení ve vodě, jak je vidět z výsledků zkoušek nemá znatelný vliv na hodnotu pevnosti.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	84

8. DISKUSE DOSAŽENÝCH VÝSLEDKŮ A ZÁVĚR

1. Chemická analýza

U všech zkoušených vzorků provedená chemická analýza obsahu C, lequjících i hlavních doprovodných prvků je v souladu s normou ČSN 415230 pro ocel ČSN 15230. U všech případů se obsah C udržuje na horní hranici rozmezí uvedené v ČSN.

2. Tepelné zpracování KH

Dosažené výsledky zkoušek vrubové houževnatosti prokázaly, že způsob ochlazování po popouštění ukazuje na důležitost aktu ochlazování, Byla jednoznačně prokázána souvislost mezi hodnotami vrubové houževnatosti. Vrubová houževnatost při ochlazení po popouštění ve vodě stoupá až 3,5 x. Ochlazení ve vodě při zvýšené houževnatosti nemá podstatný vliv na hodnotu pevnosti, toto potvrdily zkoušky v tahu.

Stávající způsob tepelného zpracování po popouštění vede ke snížení / viz str. 79 / vrubové houževnatosti, což bylo jednoznačně dokázáno, i když tahová zkouška ukazuje nepatrný pokles pevnosti při ochlazení a popouštění ve vodě. Z výsledků zkoušek lze doporučit, aby bylo upraveno tepelné zpracování klikového hřídele tak, aby došlo k zamezení vývoje popouštěcí křehkosti a nebo alespoň k jejímu podstatnému snížení.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	85

Zavedení nového tepelného zpracování se zdá být velmi nutné, protože je známo, že ocel 15 230 je velmi postižena vývojem popouštěcí křehkosti a rychlým ochlazením z popouštěcí teploty se dá z velké části odstranit. Tato skutečnost může mít vliv na stávající procento praskavosti klikových hřídelů.

Tyto výsledky jasně prokazuje elektronová fraktografie, kde u hřídele tepelně zpracovaného stávajícím způsobem bylo prokázáno, že se jedná o typicky křehké lomy a výsledky zkoušek u hřídele, který byl ochlazený po popouštění ve vodě, vykazovaly že jde o typicky houževnaté lomy.

3. Povrchové kalení

Nerovnoměrnost z hlediska makrostruktury, posunutí hloubky prokalení je v souladu, tvrdostí a mikrotvrdostí se strukturou. V některých případech, kdy není dosažena hloubka prokalení, není dosažena požadovaná tvrdost na povrchu čepu. Přejímové struktury mohou mít vliv /mají nejnižší tvrdost/ na defekt v rádiusu. Tuto skutečnost mohou potvrdit nečistoty, které mohou vést také ke vzniku lomu. Stanovit vliv nečistot nebylo úkolem mé DP.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	86

Je nutné také upozornit konstrukčně /mazací otvory/ aby povrchově kalená vrstva byla přibližně stejná. Především upřesnit velikost a umístění mazacích otvorů. Na základě dosažených výsledků zjišťování nečistot v povrchové vrstvě uzpůsobit induktor tak, aby vrstva přechodové struktury vyvolané vlivem povrchového kalení byla posunuta do oblasti příznivějšího namáhání kliky.

U povrchového kalení je někdy zapomínáno na možnost použití nových ochlazovacích médií s nižší chladicí schopností /kapitola 5.5.1. této práce/. Při použití nejvhodnějšího prostředku s nižší chladicí schopností, bych doporučoval zkontrolovat hodnotu tvrdosti povrchově kalené vrstvy a především její průběh v přechodovém pásmu mezi povrchově kalenou vrstvou a zúšlechtěným jádrem.

Dále bych doporučoval zjistit nejvhodnější hloubku povrchově kalené vrstvy, protože hloubka povrchově kalené vrstvy má velký vliv na tvrdost a průběh tvrdosti v přechodovém pásmu.

V závěru DP bych chtěl poděkovat pracovníkům n.p.Liaz Jablonec, pracovníkům KTM za pomoc při plnění důležitých úkolů DP a především s. ing.Jánu Alaxinovi *Csc* za vzorné vedení DP.

VŠST Liberec	DIPLOMOVÁ PRÁCE	DP-ST 1075/74	
Fakulta strojní		KTM	

Seznam použité literatury

- / 1 / Pluhař-Koritta: Strojírenské materiály. SNTL Praha, 1966.
- / 2 / Jareš, V.: Metalografie oceli. NČSAV Praha, 1960.
- / 3 / Sedláček, V.-Králik, F.+Šejnoha, R.: Difuzní a precipitační procesy v kovových soustavách. ACADEMIA, Praha 1968.
- / 4 / Kraus, V.: Atlas diagramů pro zušlechťování konstrukčních ocelí. SNTL Praha, 1964.
- / 5 / Jech, J.: Tepelné zpracování oceli, SNTL Praha, 1969.
- / 6 / Engst, A.-Benák, A.: Indukční kalení traktorových zalomených hřídelů. Hutník, 1966, č. 4, str. 183.
- / 7 / Kontorovič, I.E.: Tepelné zpracování oceli a litiny. KHP Praha, 1952.
- / 8 / Kalivoda, A.: Kinetika strukturních změn při rychlém ohřevu ocelí. Konstrukční materiály, ich vlastnosti a tepelné zpracovanie. V. část. Bratislava 1972, str. 3 - 5.
- / 9 / Strachot, A.: Nová ochlazovací média s nižší bhladicí schopností, určená pro použití ve sprchách při povrchovém kalení. II. Čelostátné dni pracovníkov v tepelnom zpracovaní. Bratislava 1970.
- / 10 / Malinkina, E.I.: Vznik trhlin při tepelném zpracování oceli. SNTL Praha, 1961.
- / 11 / Ministr, Z.: Praktická metalografická mikroskopie. SNTL Praha, 1956.
- / 12 / Koutský, J.+Šmíd, J.: Makroskopické a mikroskopické zkoušení ocelí. SNTL Praha 1964.
- / 13 / Zkušební protokoly n.p. LIAZ a SMZ Dubnica nad Váhom.
- / 14 / ČSN 41 5230, ČSN 42 0003, ČSN 42 0004, ČSN 42 0374, ČSN 42 0375, ČSN 42 0381, ČSN 42 0382.
- / 15 / PÍŠEK, F.: Nauka o materiálu II. NČAV Praha, 1959. str. 78.

VŠST Liberec

DIPLOMOVÁ PRÁCE

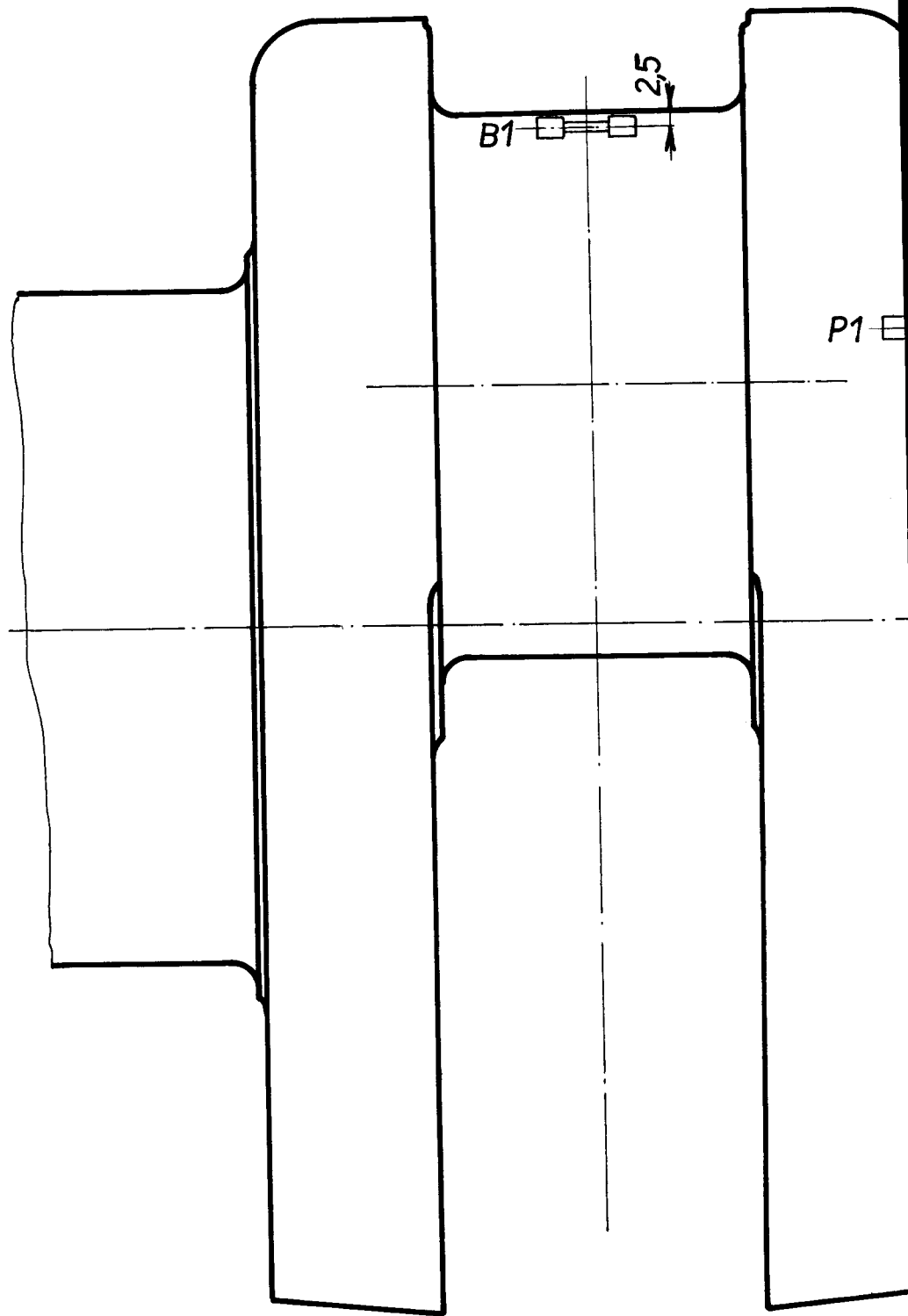
DP-ST 1075/74

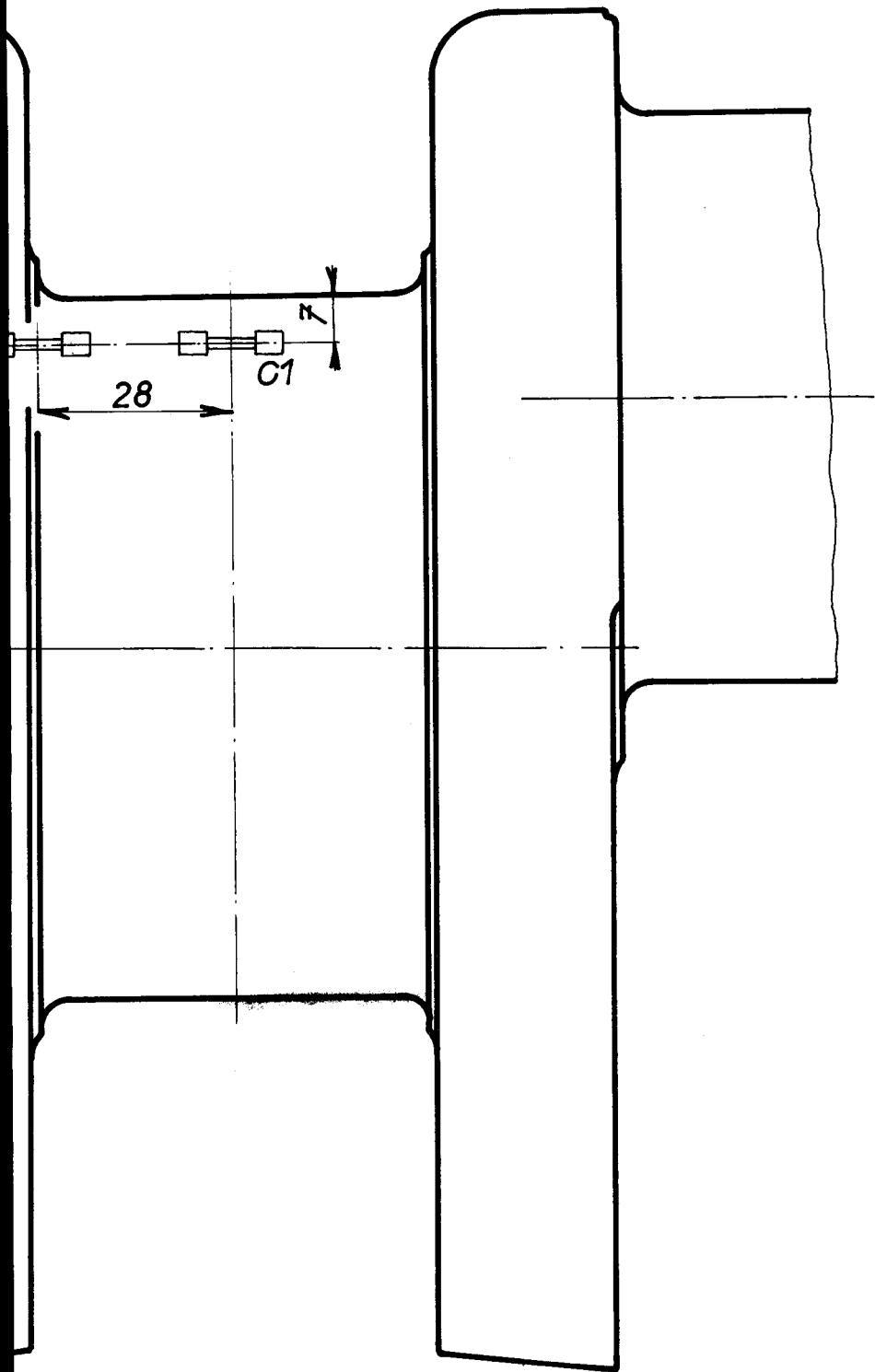
Fakulta strojní

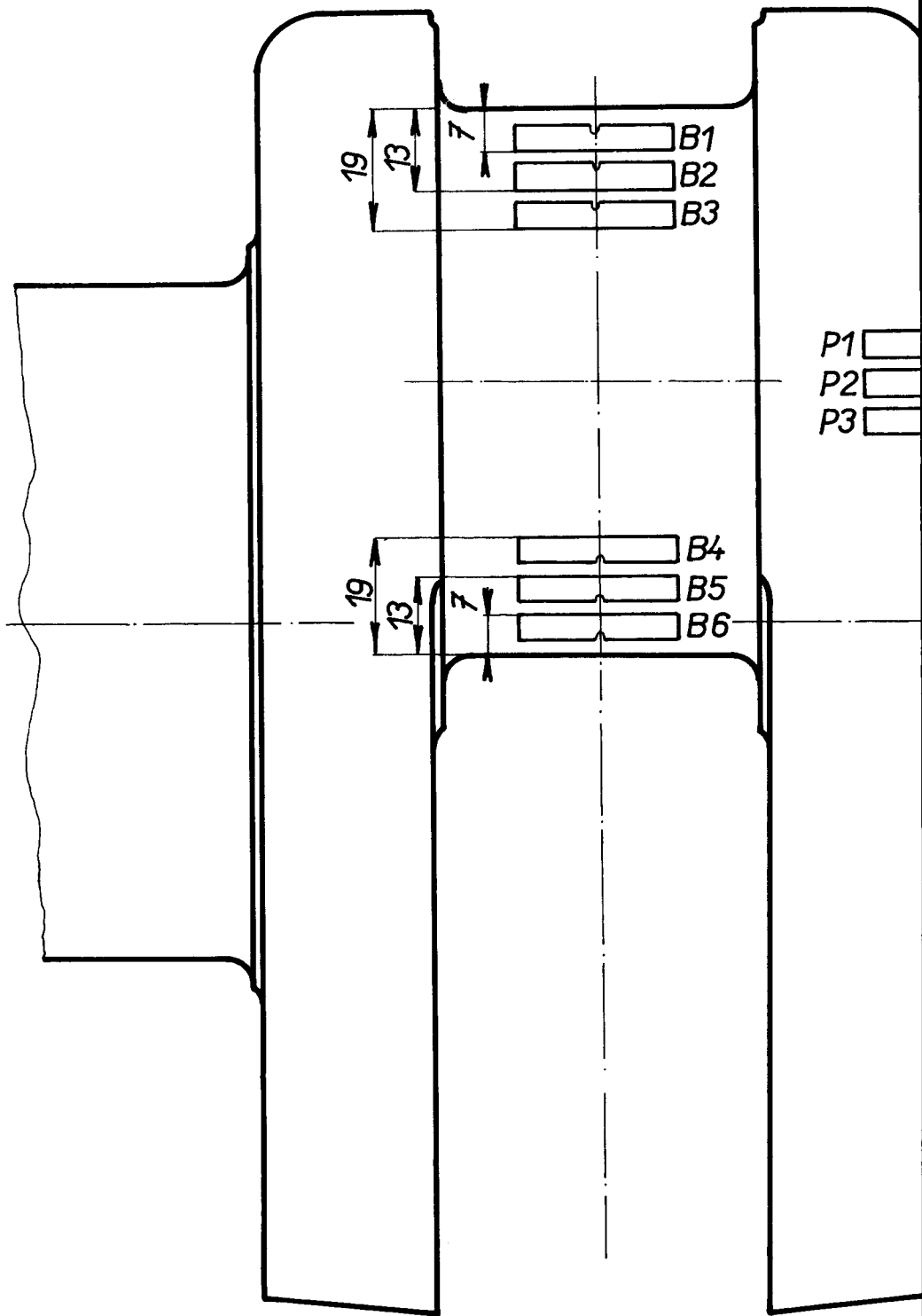
KTM

Seznam příloh.

- 1- Výkres klikového hřídele
- 2- Místa odebrání metalografických vzorků
- 3- Mikrovrubovky
- 4- Mikrotahovky







19
13
7
B1
B2
B3

P1
P2
P3

19
13
7
B4
B5
B6

