

Vysoká škola: strojní a textilní

Katedra: svařování a metalografie

Fakulta: strojní

Školní rok: 1966/67

DIPLOMNÍ ÚKOL DP/St 502/66

pro

s. Jana Maršálka

odbor

strojírenská technologie

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

Název tématu: V podniku Tona, záv. Jihlava stanovte minimální dobu ohřevu a prodlevy na kalici teplotě při kalení pilníků tloušťky 2-50 mm z oceli 19 255 a 19 420 a ověřte hustotu a teplotu kalicí vody se solí s ohledem na minimální křivost pilníků po kalení.

Pokyny pro vypracování:

- 1/ Shrnutí poznatků z literatury i praktických zkušeností o ohřevu, austenitizaci a kalení do slané vody nadeutektoidní oceli s ohledem na deformace po kalení
- 2/ Proveďte praktické zkoušky kalení vzorku těchto rozměrů do vody s různým obsahem vody a různé teplotě.
- 3/ Proveďte zkoušky stanovení minimální doby ohřevu a prodlevy na teplotě tím, že zakalíte do slané vody zvolené teploty a hustoty pilníky o tloušťkách asi 2, 10, 20, 50 mm, zjistíte jejich tvrďost /všech/, strukturu /některých/ a deformaci v závislosti na době ohřátí a prodlevě na teplotě, a deformaci příp. tvrďost vyneste do diagramu.
- 4/ Vyhodnoťte výsledky své práce technicky i ekonomicky a vypracujte technologický postup.

Autorské právo se řídí směrnicemi MŠK pro státní závěrečné zkoušky č. j. 31 727/62-III/2 ze dne 13 července 1962, Věstník MŠK XVIII, sešit 24 ze dne 31. 8. 1962 § 19 autorského zákona č. 115/53 Sb.

VYSOKÁ ŠKOLA STROJNÍ A TEXTILNÍ
Ústřední knihovna
LIBEREC 1, STUDENTSKÁ 5

Rozsah grafických laboratorních prací: Tabulky, diagramy, fotografie struktur,
příp. náčrtky
Rozsah průvodní zprávy: asi 40 stran

Seznam odborné literatury: Jareš: Metalografie oceli, ČSAV
Pattermann: Kalení oceli
Houdremond: Specialnyje stali
Spravočnik těrmista

Vedoucí diplomní práce: Prof. Ing. Josef Ditl C.Sc

Konsultanti: Ing. Olt, Tona n.p. Jihlava, Mlýnská 72

Datum zahájení diplomní práce: 26.9.1966

Datum odevzdání diplomní práce: 5.11.1966

L. S.

J. Ditl
Prof. Ing. Josef Ditl C.Sc .

Vedoucí katedry

M. Kořínek
Doc. Ing. Miroslav Kořínek C.Sc

Děkan

v Liberci

dne 14.7.

196

6

VŠST LIBEREC	O B S A H	DP list 1
		5. LISTOPADU 1966
		Maršálek Jan
 <u>Obsah</u> 		
1. Úvod		
2. Ohřev ocele		
2.1. Měkké žíhání ocele		
2.2. Austenitisace ocele		
3. Ochlazování ocele		
3.1. Rozpad austenitu		
3.2. Chladicí prostředí		
3.3. Napětí a deformace		
3.3.1. Mechanické závislosti		
3.3.2. Příčiny vzniku napětí a deformací		
3.3.3. Křivení pilníkových těles		
4. Popis zkoušek		
4.1. Kalení pilníků		
4.2. Měření rychlostí chladnutí		
4.3. Měření austenitisace		
5. Vyhodnocení		
5.1. Křivost pilníků		
5.2. Rychlost chladnutí		
5.3. Austenitisace pilníků		
5.4. Ekonomické a technické zhodnocení		
6. Závěr		
7. Seznam literatury		
8. Příloha - 6 záznamů měření		

1. Úvod

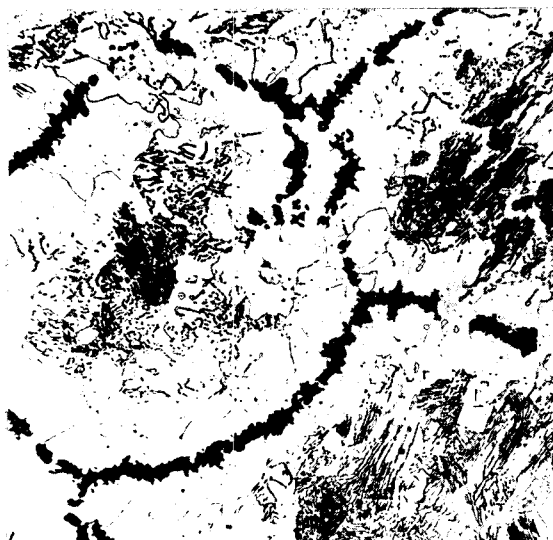
V zadání této diplomové práce jsou obsaženy prakticky veškeré problémy kalírny, které má závod již od svého vzniku roku 1921. V roce 1959 se výroba z nově zbudované pilníkárny v Havlíčkově Brodě převedla do Jihlavy a tím se zdejší závod stal monopolním dodavatelem pilníků. Pilníky jsou vyráběny nejen pro tuzemské odběratele ale jsou také vyváženy do celého světa, hlavně do Velké Británie a Brazílie. Jediné Švýcarsko neodebíralo zdejší výrobky. Přes tyto velké exportní zakázky je v závodě místy velmi zastaralá technologie. Vlivem této skutečnosti byly problémy závodu výzkumnými ústavy odmítány, neboť prý pozorování a měření v takových podmínkách nemusí vést k výsledkům. Tak se stalo, že v závodě nejsou žádné podklady ani výzkumné zprávy, vztahující se k tepelnému zpracování ocelí. Závod je nyní ve výstavbě a tak je vhodná doba k možným změnám technologie.

V pilníkářství máme dlouholetou tradici a značka AJAX má v zahraničí dobré jméno a byla by škoda, kdyby zaostáním za světovým vývojem a zanedbáním nejnutnějších výzkumů, jsme toto jméno ztratili.

2. Ohřev ocele

2.1. Měkké žíhání ocele

Účelem měkkého žíhání je dosažení největší možné měkkosti a houževnatosti ocele. Toho se docílí, převede-li se perlit lamelární ve formu zrnitou. V takovém stavu je perlit tvořen základní feritovou hmotou, ve které jsou rozptýleny částice cementitu. U ocelí více uhlíčných, nástrojových, je měkké žíhání zpravidla zařazováno před obrábění nebo tváření. Existují tři druhy provádění měkkého žíhání. Dlouhý ohřev pod A_{c1} (723°C), kratší ohřev nad A_{c1} a cyklický ohřev kolem A_{c1} . Při žíhání nastává nebezpečí grafitisace, obzvláště nadeutektoidních ocelí. Grafitisaci způsobuje vyšší obsah uhlíku, křemíku, hliníku, delší ohřev mezi A_{c1} a A_{cm} a pomalé chladnutí. Vyloučený grafit má menší rozpustnost v železe než cementit Fe_3C , a proto kolem vyloučeného grafitu je ferit, viz obr. 1.



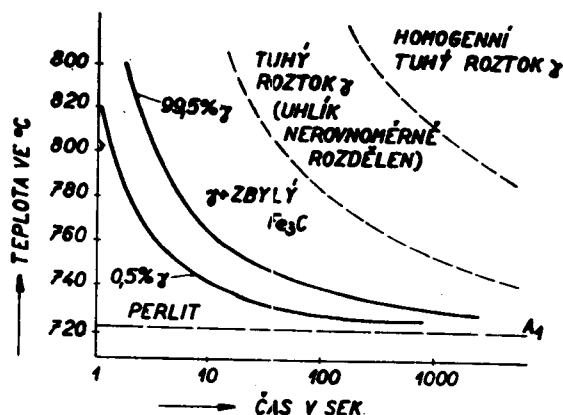
obr. 1

Grafitový uhlík vzniká rozpadem cementitu a difusí uhlíku z austenitu. Grafitisací se nástrojová ocel znehodnocuje.

2.2. Austenitisace ocele

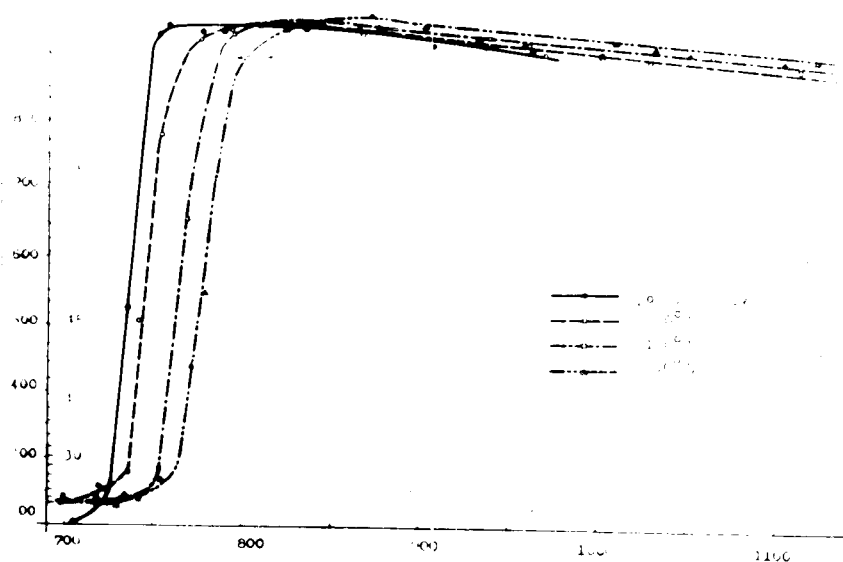
Austenitisací ocele rozumíme ohřev nad A_{c1} , kde se nám počne tvořit struktura austenitická, z původní struktury perliticko-cementitické, u nadeutektoidních ocelí. Jedná se tudíž o překrystalizaci. Při teplotě A_{c1} se začnou tvořit na zárodcích austenitická zrna, která postupně stravují okolní perlit. Při úplné austenitisaci nad A_{c1} bude struktura austenitu ještě obsahovat segreganční cementit, který by se rozpustil až dalším ohřevem nad A_{cm} , kde by již byla struktura pouze austenitická. Po překrystalizaci nebývá struktura zcela homogenní. V místech s přebytkem karbidů je austenit bohatší uhlíkem. Teprve za určitou dobu, po setrvání na teplotě austenitisace, se složení vlivem difuze vyrovná. Rychlost austenitisace je závislá na teplotě, viz obr. 2 dle Mehla, sestrojený pro

nadeutektoidní ocel a klesá s hrubostí původní struktury.



obr. 2

Je jasné, že za vyšší teploty proběhne austenitisace rychleji. Materiál bude rychleji prohřát a zvětšením volné energie krystalů a difusní rychlosti se překrystalizace urychlí. Charakter původní struktury (hrubozrňost, jemnozrňost) ovlivní velikost styčné plochy mezi feritem a cementitem v perlitu a ovlivní tak počet vznikajících austenitových jader a tím i rychlost austenitisace. Styčná plocha je největší u jemného perlitu lamelárního a nejmenší u hrubého perlitu globulárního. S rostoucí styčnou plochou roste i počet zárodků a tím i rychlost austenitisace. Se stoupající rychlostí ohřevu se teplota A_{c1} posouvá nahoru. Byl vypracován graf závislosti rychlosti ohřevu, teploty ohřevu a tvrdosti po kalení pro ocel 19 191, jež má chemické složení (0,95 % - 1,1 % C, 0,3 % Mn, Si) viz obr. 3.



obr. 3

VŠST
LIBEREC

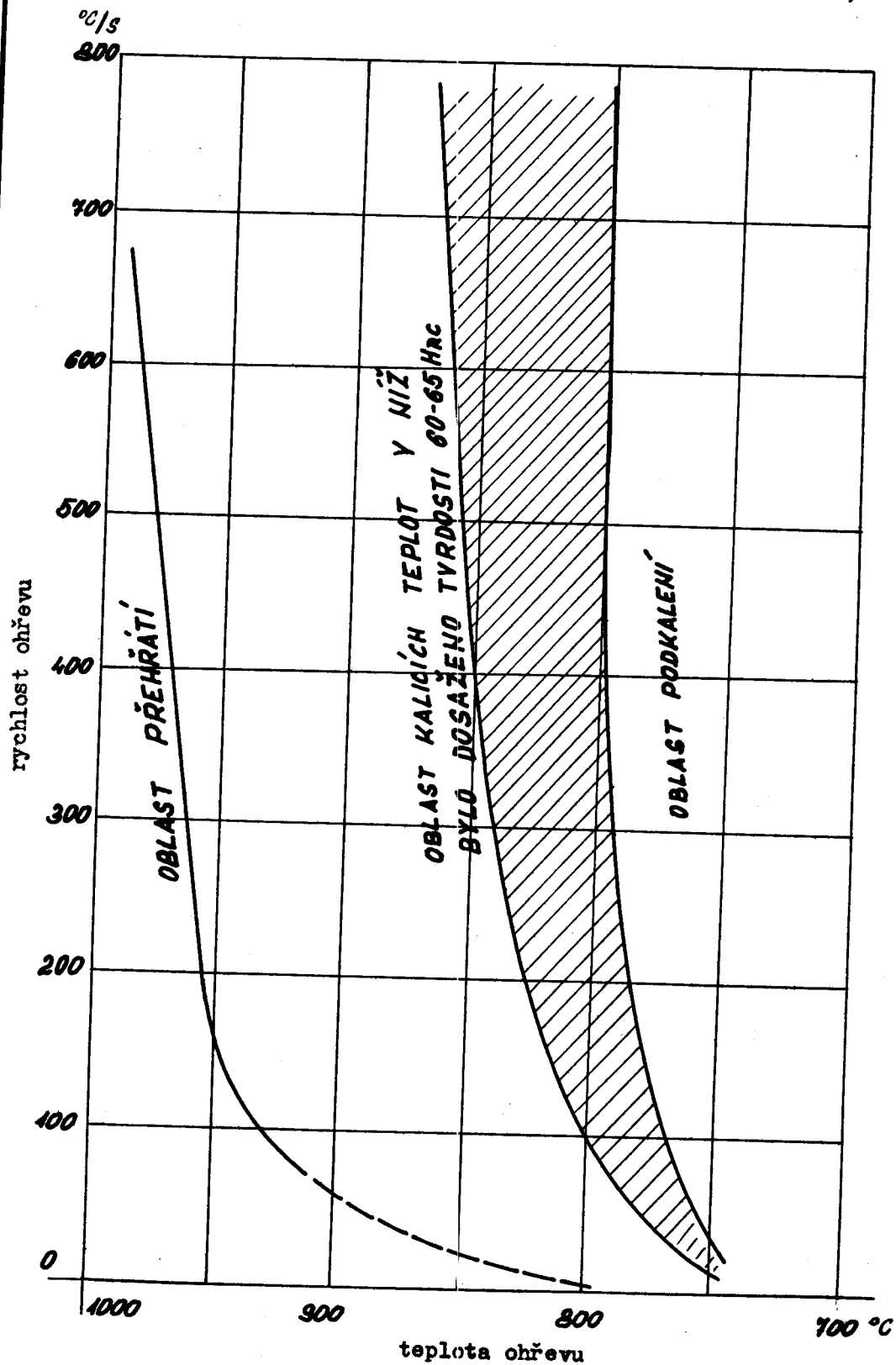
OHŘEV OCELE

DP list 5

5. LISTOPADU 1966

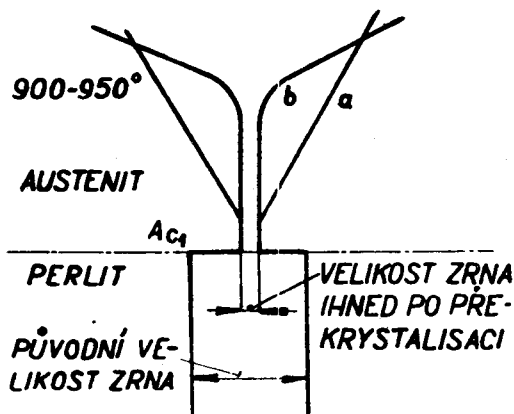
Maršálek Jan

Pro ocel 19 255 byla vypracována podobná závislost, viz
obr. 4



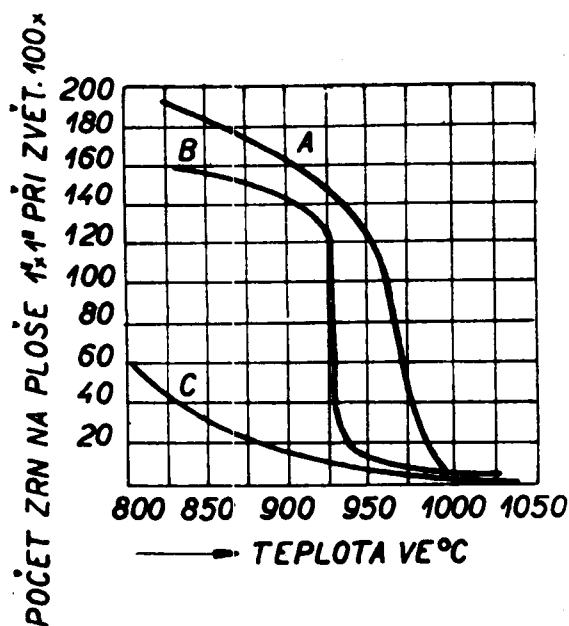
obr. 4

Podmínky austenitizace oceli musí být přesně dodržovány. Nízký nebo krátce trvající ohřev způsobí austenitizaci nedokonalou. Vysoký nebo dlouhotrvající ohřev zajistí dokonalou austenitizaci ale vzroste nebezpečí zhrubnutí zrna. Výška ohřevu má na růst zrna větší vliv, než dlouhá doba ohřevu. Hrubé zrno u ocele ve stavu vyžíhaném způsobí zvětšení obrobitelnosti, mez pružnosti a pevnosti se zvýší, prodloužení, vrubová houževnatost a tvrdost se zmenší. Ve stavu zakaleném a popuštěném se velmi zvětší prokalitelnost, vrubová houževnatost se sníží, sklon k deformacím a trhlinám se zvětší, vnitřní pnutí vzrostou. Z uvedeného je jasné, že hrubozrnná struktura, obzvláště u ocelí určených ke kalení je nežádoucí. Na zhrubnutí austenitového zrna má vliv výška teploty ohřevu a doba ohřevu, velikost zrna původní struktury a množství heterogenit. Teplota a doba ohřevu mají vliv na samodifusi a její rychlost. Růst zrna s rostoucí teplotou je závislý na jemnozrnnosti původní struktury. Na obr. 5, dle Gulajeva je schema růstu zrna eutekt. oceli jemnozrnné b a hrubozrnné a.



obr. 5

Na obr. 6 dle Teicherta, A a B značí průběh zhrubnutí jemnozrnných ocelí, C oceli hrubozrnné. Z uvedených grafů plyne, že růst zrna u hrubozrnných ocelí probíhá plynule, kdežto u jemnozrnných ocelí nastane zhrubnutí náhle, při kritických teplotách. Růst zrn probíhá tím způsobem, že zrna větší rostou na úkor menších. Celý tento proces je prováděn migrací zrn austenitu. Velikost zrn v oceli je také závislá na množství heterogenit, které mohou být v oceli úmyslně, jako desoxydovadlo, či neúmyslně, jako nečistoty. Dokončuje-li se desoxydace hliníkem, tuhne ocel jako jemnozrnná. Nepatrné vměstky nitridů a kyslíčků hliníku se usazují na hranicích zrn a brání jejich růstu. Jemnozrnnost je po takové desoxydaci vysvětlitelná také tak, že vměstky sloučenin hliníku tvoří krystalizační zárodky. Dokončuje-li se desoxydace křemíkem, vyplavou kyslíčnický křemík do strusky a jejich malé množství, které zůstalo v oceli, nebrání růstu zrn. Ocel je pak hrubozrnná.



obr. 6

Závěrem této stati je možno uvést, že teplota ohřevu se podle praktických zkušeností volí 50°C - 100°C nad rovnovážnou teplotou, přičemž je třeba brát ohled i na chemické složení ocele. Ohřev u pílňkových ocelí se doporučuje, viz tab. 1

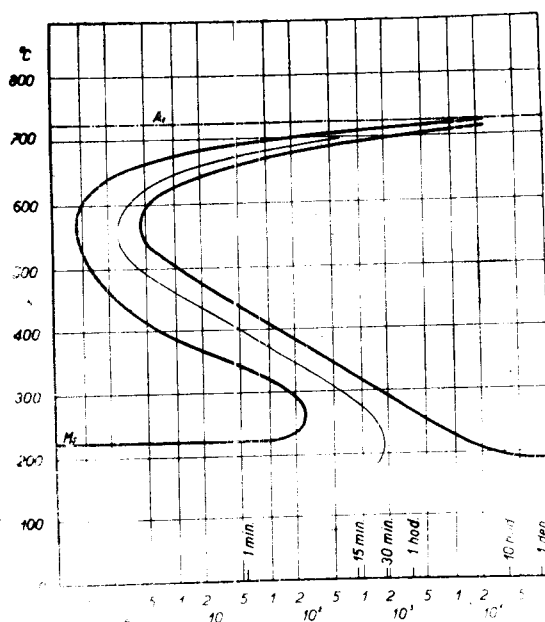
označení ČSN	hutní značka	kalicí teplota pro kalení ve vodě (°C)
19 215	K 2	740 - 780
19 255	K 1	740 - 780
19 275	K 0	740 - 780
19 133	T5P	750 - 800
19 063	T6P	780 - 800
19 420	RCR1	770 - 800

tab. 1

3. Ochlazování ocele

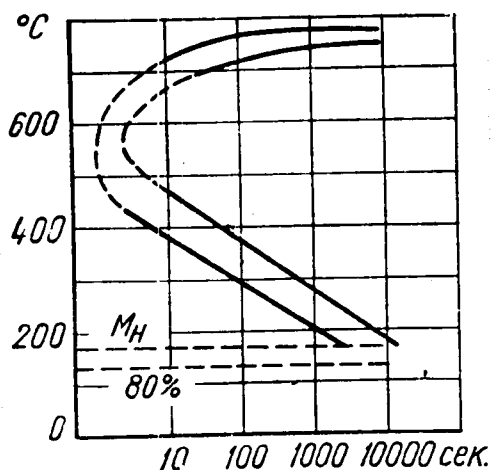
3.1. Rozpad austenitu

Austenit, t.j. tuhý roztok uhlíku v železe γ je při ochlazování stabilní až do teploty A_{r1} . Záleží tedy na rychlosti ochlazování a na chemickém složení, jaká bude konečná struktura. Rozpad austenitu v závislosti na teplotě rozpadu nebo na rychlosti ochlazování můžeme sledovat v diagramech IRA a ARA. Diagram na obr. 7 platí pro eutektoidní uhlíkovou ocel.



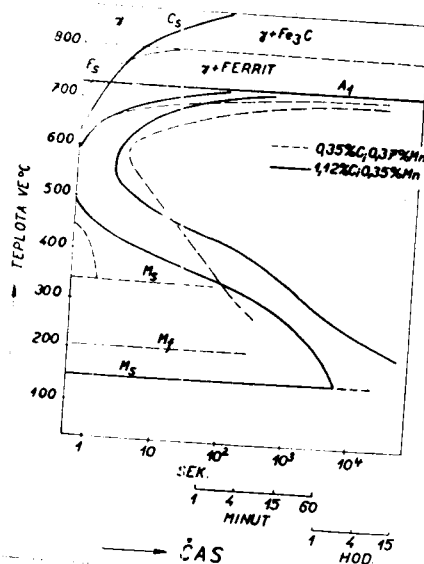
obr. 7

Na obr. 8, dle Bricka a Phillipse, jsou pro srovnání nakresleny dva IRA diagramy podutektoidní a nadeutektoidní oceli, která svým složením odpovídá oceli K 2.



obr. 9

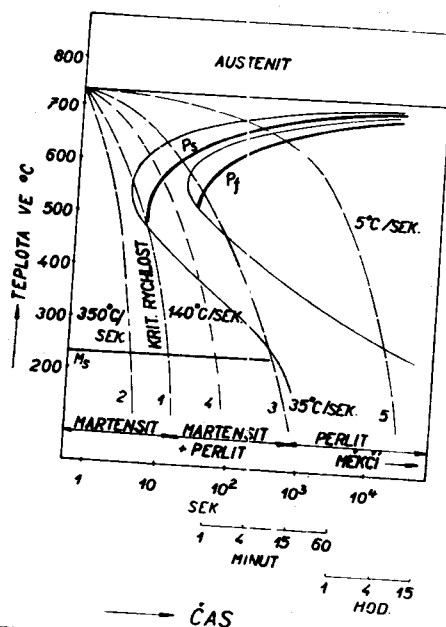
Na obr. 9 je znázorněn diagram pro nadeutektoidní ocel se složením (1,14 % C, 0,22 % Mn) dle J.A. Gellera.



obr. 8

Podle obr. 8 není tedy možné dosáhnout kritické rychlosti a struktura nebude čistě martensitická.

Srovnání diagramu IRA s diagramem ARA, který odpovídá běžným podmínkám ochlazování v praxi, je na obr. 10, dle Bricka a Phillipse. Silně vytažené čáry platí pro diagram ARA.



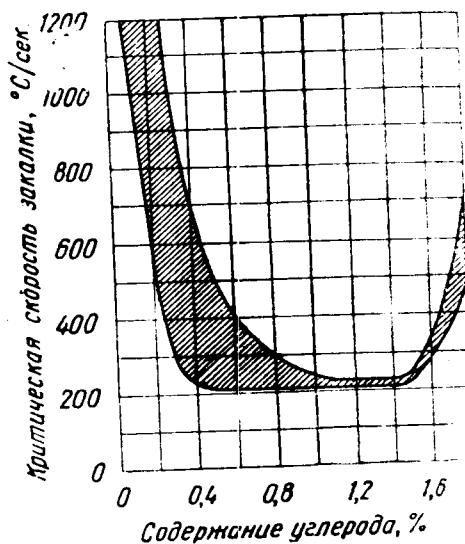
obr. 10

Poloha a tvar S křivek jsou ovlivněny velikostí austenitického zrna, množstvím karbidů a nečistot, množstvím a druhem přísad. Velikost zrna je jedou z příčin, proč se diagramy různých autorů od sebe liší. U jemnozrnných ocelí probíhá překrystalisace rychleji, než u ocelí hrubozrnných. Je to způsobeno větší plochou rozhraní zrn u jemnozrnných ocelí, která skýtá větší možnost pro zahájení překrystalisace. Podobný vliv jako jemné zrno mají v oceli karbidy a nečistoty. U hrubozrnných ocelí jsou S křivky oproti jemnozrnným posunuty doprava, což způsobuje větší prokalitelnost těchto ocelí. Velký vliv na polohu a tvar S křivek, mají přísady. Většina z nich zpomaluje rozpad austenitu, oddaluje od sebe nosy křivek přeměny perlitické a bainitické a posouvá S křivky doprava. Z uvedeného plyne, že se zvýšením teploty ohřevu a výdrží na ní se zvětšuje prokalitelnost a kritická rychlost kalení se zmenšuje. Je to způsobeno růstem zrn a rozpouštěním karbidů. Rozpuštěním karbidů se za prvé sníží počet krystalizačních zárodků a za druhé vzroste obsah uhlíku v austenitu. Jeho vliv na krit. rychlost; zřejmý z obr.11

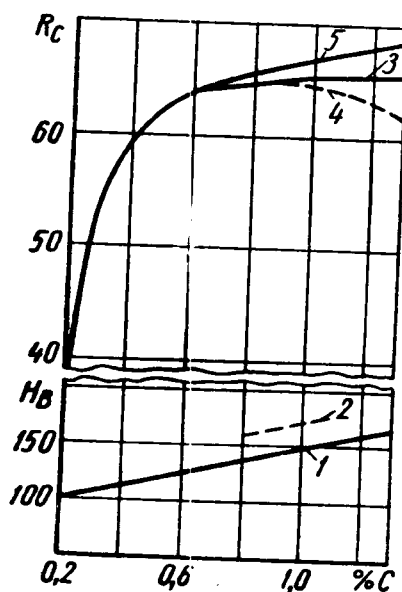
Při izotermickém rozpadu austenitu, mohou vzniknout zhruba tři druhy přeměn. Jsou to přeměny :

- 1/ perlitická
- 2/ bainitická
- 3/ martensitická

Perlitická přeměna probíhá až po nos křivky S (t. j. 550°C). Jemnost a tvrdost perlitu závisí na teplotě, při které rozpad probíhal. Při teplotách rozpadu austenitu málo pod A_{c1} se tvoří perlit hrubě lamelárním dosahující tvrdosti do 20 HRC. Perlit jemnozrnný, tvořící se kolem nosu křivky S, dosahuje tvrdosti 30 - 40 HRC. Tvoření perlitu probíhá za střídavého vylučování cementitu a feritu, viz obr. 12, dle Hultgrena.



obr. 11



obr. 16

2.2. Chladicí prostředí

Pro získání žádoucí struktury při kalení, je důležitý výběr chladicího prostředí. Rozdíl mezi kalícími prostředími není pouze ten, že chladí rychleji nebo pomaleji ale také ten, že odebírají různá množství tepla na různých teplotách chladnutí.

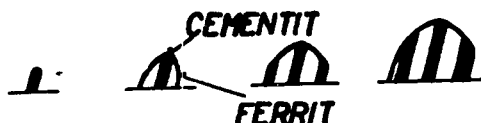
Chlazení se dá provádět v prostředích :

- 1/ se změnou skupenství (voda, vodné roztoky)
- 2/ beze změny skupenství (roztavené sole, kovy)

Průběh ochlazování povrchu železného vzorku ve vodě teple 20°C je znázorněn na obr. 17.

Stabilní parní polštář se vytvoří po ponoření kaleného předmětu do vody. Na povrchu předmětu se vytvoří pára, která kondenzuje na studené vodě a ohřívá ji. Další vznikající pára nemůže na vrstvě teplé vody kondenzovat a tak se vytváří parní polštář. Jeho stabilita vzrůstá s teplotou vzorku. Po dosažení jistých kritických teplot na povrchu materiálu, se polštář stává nestabilní. Projevuje se to jeho porušením a vývinem bublin. Chlazení v této fázi je nejrychlejší po klesnutí teploty povrchu pod bod varu, ukončí vývin bublin a ochlazování probíhá sdílením tepla mezi kaleným předmětem a chladicím prostředím. Rychlost chladnutí v této fázi je malá a je ovlivněna tepelným obsahem kaleného předmětu, hustotou, tepelnou vodivostí, množstvím a cirkulací chladicího prostředí a tepelným spádem mezi povrchem předmětu a kapalinou.

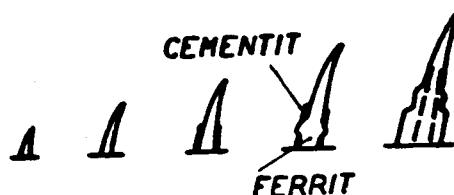
Nejčastějším kalícím prostředím je voda a vodné roztoky



obr. 12

Tvorba perlitu je způsobena difusí atomů uhlíku, mřížkou austenitu. Atomy uhlíku tvoří zárodky, které dále vyvolávají růst cementitu. Toto vyloučení cementitu má za následek ochuzení blízkého austenitu o uhlík. Na cementitu se počne vylučovat o uhlík ochuzený ferit, a zbytky jeho uhlíku difundují do austenitu, kde způsobují jeho přesycení uhlíkem. Tím je opět splněn předpoklad pro tvorbu dalšího cementitu.

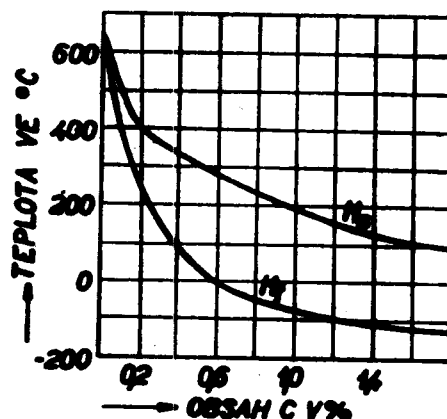
Bainitická přeměna probíhá pod nosem S křivky (t.j. pod 550°C). Tvorba bainitu počíná vylučováním feritu, viz obr. 13 dle Hultgrena.



obr. 13

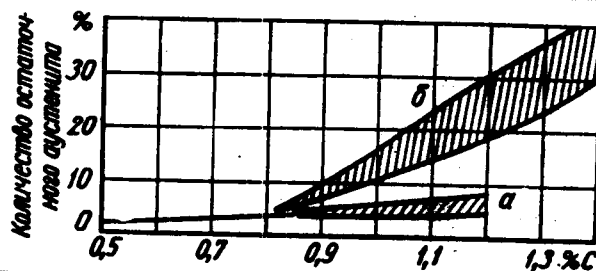
Difusní schopnost uhlíku je již příliš malá a proto cementit se tvoří přímo v jehlicích feritu. Podle velikosti ochlazení vzniká bainit horní (mezi 350°C - 550°C) a spodní (pod 350°C). Horní bainit dosahuje tvrdosti max. 45 HRC, spodní bainit dosahuje tvrdosti max. 50 - 60 HRC.

Martensitická přeměna na rozdíl od přeměny bainitické je vedena takovou rychlostí, že difuze uhlíku je již potlačena. Martensit je tudíž tuhý roztok uhlíku v železe α . Tvorba martensitu v jehlicích, probíhá na rozdíl od bainitu velice prudce. U ocelí eutektoidních a podutektoidních je martensitická struktura jasně jehlicová. U ocelí nadeutektoidních obzvláště nástrojových již jehlice martensitu nejsou pozorovatelné. Tato skutečnost je způsobena velkým množstvím karbidů, které brání narůst jehlicím martensitu do větších rozměrů. Taková struktura se nazývá hardenit. Počátek martensitické přeměny M_s a konec martensitické přeměny M_f je závislý na obsahu uhlíku v oceli, viz obr. 14 dle Guljajeva.



obr. 14

U výše uhlíčených ocelí klesá konec martensitické přeměny pod 0°C . Při zakalení se potom nepřemění všechny austenit na martensit, ale zůstává ve struktuře tak zvaný zbytkový austenit. Množství zbytkového austenitu závisí na obsahu uhlíku a výši ohřevu před kalením, viz obr. 15

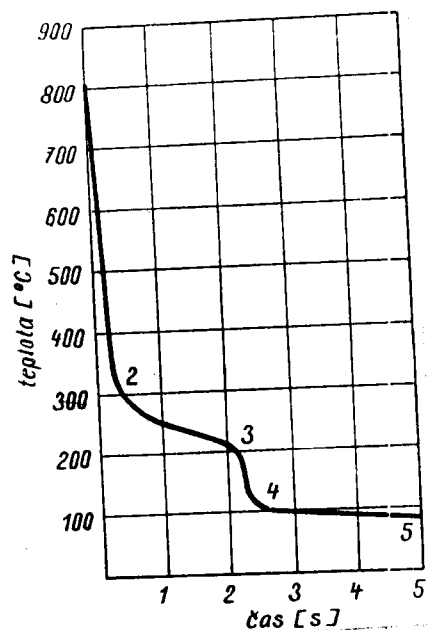


obr. 15

Ohřev na $A_{cm} + 30^{\circ}\text{C}$ (pásmo δ) způsobí rozpuštění veškerého cementitu a tím zvýší obsah uhlíku v austenitu. Pásmo α platí pro ohřev na 790°C . Zbytkový austenit je ve struktuře nežádoucí, neboť jeho rozpadem se snižuje tvrdost, viz obr. 16, křivka 4.

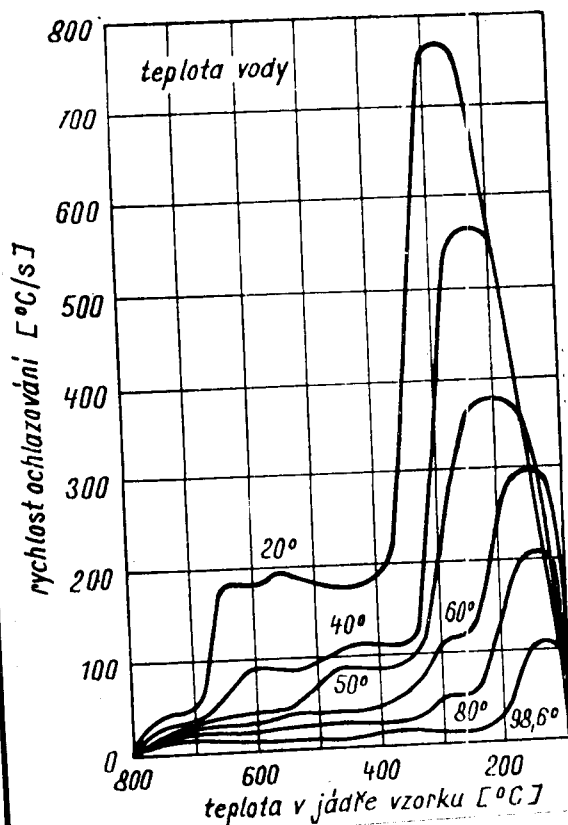
Ocel o tvrdosti dle křivky 3 byla kalena z teplot pod A_{cm} , 780°C . Na ní je patrné, že zvyšováním nad 0,6-0,7 % uhlíku v oceli nevede při kalení z teplot pod A_{cm} ke zvýšení tvrdosti. Křivky 4 a 5 patří ocelím kaleným z teplot $A_{cm} + 30^{\circ}\text{C}$. Křivka 4 znázorňuje snižující se tvrdost, po dodatečném rozpadu zbytkového austenitu. Křivka 5 platí pro tutéž ocel, zpracovanou ale zmrazením, což způsobí přeměnu zbytkového austenitu na martensit a vzrůst tvrdosti.

solí. Chladicí účinek vody závisí na její teplotě, na cirkulaci a na druhu a množství přísad. S rostoucí teplotou kalící lázně, klesá chladicí rychlost, viz obr. 18 a obr. 19.

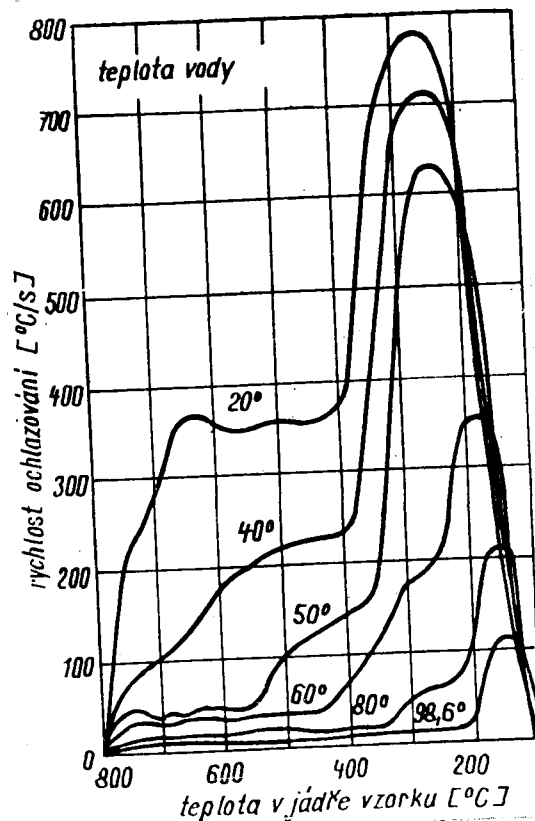


obr. 17

- 1-2 spotřeba tepla na vytvoření parního polštáře
- 2-3 chladnutí v stabilním parním polštáři
- 3-4 chladnutí vypařováním
- 4-5 výměna tepla prouděním

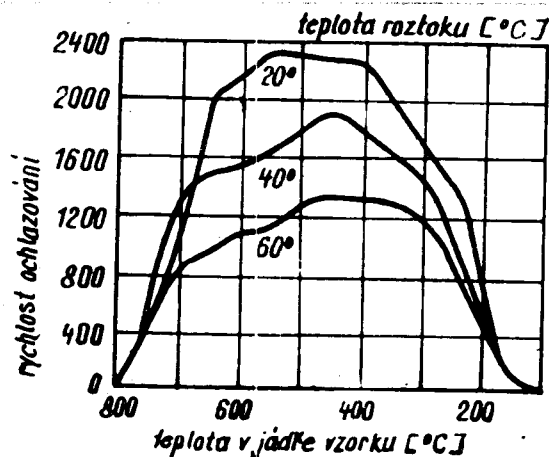


obr. 18

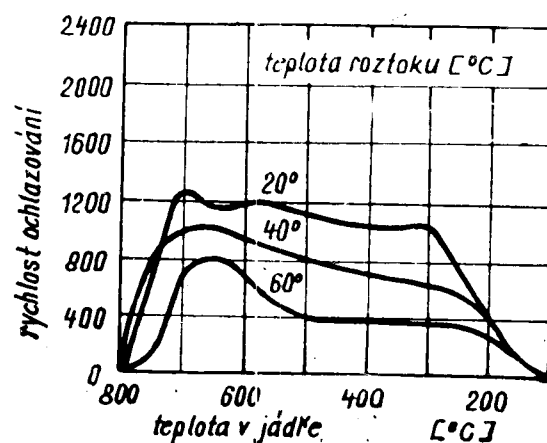


obr. 19

Obr. 18 znázorňuje ochlazovací účinnost klidné vody a obr. 19 ochlazovací účinnost cirkulující vody. Oba grafy byly pořízeny na stříbrném vzorku $\varnothing 20$ mm, tvaru koule. Pro snížení stability parního polštáře se přidávají sole, louhy a kyseliny. Tyto přísady posunují kritické body k vyšším teplotám. To má za následek zvýšení ochlazovacích rychlostí viz obr. 20 a obr. 21.



obr. 20



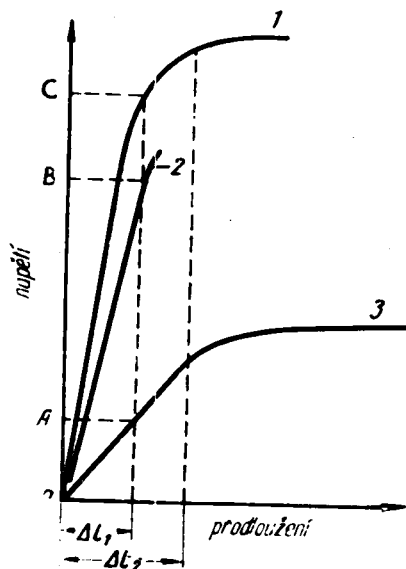
obr. 21

Obr. 20 platí pro 10 %-ní a obr. 21 pro 20 %-ní vodný roztok NaCl, měřeno na stříbrném vzorku $\varnothing 20$; tvar koule. Z obr. 20 a obr. 21 je patrné, že velké koncentrace kolem 20 % mají nižší ochlazovací schopnost, než koncentrace kolem 10 %. Maximální ochlazovací schopnosti dosahují roztoky NaCl kolem 15 % koncentrace. Výhody vodných roztoků soli tedy jsou zvýšení chladicí rychlosti a zvýšení rovnoměrnosti chladnutí, což je způsobeno odstraněním parního polštáře a je příčinou menšího množství deformací.

2.3. Napětí a deformace

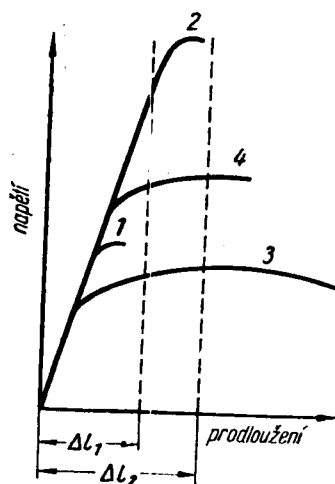
2.3.1. Mechanické závislosti

Velikost vnitřních pnutí je závislá na modulu pružnosti, mezi průtažnosti a plasticitě. Pro názornost uveďme příklad. Mějme kovy 1, 2, 3 s různou závislostí napětí na prodloužení, viz obr. 22.



obr. 22

Deformujeme-li kov 1, 2, 3 o stejné prodloužení, vzniknou v nich různá napětí. Po dosažení meze kluzu se deformace zvětšuje ale napětí roste nepatrně, viz kov 3, při deformaci Δl_2 . Čím má kov menší mez kluzu, tím menší v něm mohou vzniknout napětí. Možnost vzniku trhlin je vysvětlována překročením deformačních schopností kovů. Při deformaci Δl_1 je pravděpodobnost porušení kovu č. 2 větší než u kovu č. 3.



obr. 23

- 1 - přehřátě kalená ocel
- 2 - normálně kalená ocel
- 3 - žíhaná ocel
- 4 - normalizačně žíhaná ocel

Tepelné zpracování ovlivní značně přetvářený odpor a plastičnost. Modul pružnosti se ale mění nepatrně. Na obr. 23 jsou znázorněny trhací diagramy, různé tepelně zpracovaných materiálů.

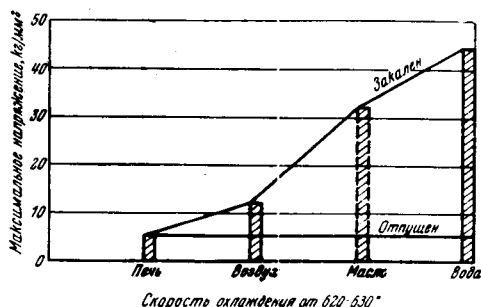
2.3.2. Příčiny vzniku napětí a deformací

Při a po kalení vznikají značná napětí, jak makroskopická, tak mikroskopická a submikroskopická. Napětí jsou podmíněna :

- 1/ Nerovnoměrností plastických deformací při ochlazování a ohřívání ocelového výrobku.
- 2/ Změnami objemu při změnách fáze.
- 3/ Nepravidelnostmi v atomové mřížce.

kl/ Tato napětí a deformace jsou způsobeny tepelnou roztažností. Mohou vzniknout jak při ochlazování, tak i při ohřevu. Při praktickém zpracování není možné, aby teplota výrobku na povrchu a v jádře byla shodná. Tento teplotní rozdíl způsobuje napětí mezi povrchem a jádrem a záleží na mezi kluzu a plasticitě materiálu, projeví-li se napětí nějakou deformací.

Uvedeme příklad pro ochlazení ocelového výrobku. Probíhá-li chlazení pomalu, má materiál možnost udržet malý teplotní spád a tím se zamezí prnutím a deformacím. V jiném případě, když se povrch zakalí a smrští, záleží v jakém stavu je jádro. Je-li jádro ve stavu austenitickém, t.j. kujném, začne povrch působit na jádro tlakem. Jádro se spěchuje a po vychlazení a smrštění zaujme menší rozměr než povrch. Potom je jádro namáháno tahem. Není-li již jádro ve stavu austenitickém, je možnost spěchování omezena. Napětí rostou s klesající tepelnou vodivostí, s rostoucí tepelnou roztažností, s nerovnoměrností rozložení struktury, se vzrůstajícím ochlazováním, viz obr. 24 (měřeno pro ocel 0,8 % C) dle Stäbleina.



K2/ Pnutí vyvolaná fázovými změnami jsou nejmarkantnější u martensitické přeměny. Martensit s mřížkou krychlovou tělesně středěnou, zaujímá větší objem než austenit s mřížkou krychlovou, plošně středěnou. Rozdíl ve specifických objemech činí vůči perlitu 1 % a je patrný i u martensitu v povrchové vrstvě a jádře. Pnutí je tím větší, čím ostřejší je přechod mezi zakalenou a nezakalenou vrstvou. Nepříznivé je též působení zbytkového austenitu, který se ve struktuře rozpadá za růstu objemu. Nedokonalá austenitisace pak způsobí zvětšení nestejnorodosti struktury po kalení.

K3/ Pnutí vznikající nepravidelnostmi v mřížce vzniká při martensitické přeměně. Příčinou těchto pnutí je zadrženy uhlík v mřížce α . Pnutí rostou s množstvím takto zadržného uhlíku. V makroskopickém měřítku však tato pnutí nedávají žádnou výslednici.

Vnitřní pnutí při kalení závisí na :

- a) Druhu a vlastnostech oceli
Pnutí je větší u ocelí s malou tepelnou vodivostí, velkou tepelnou roztažností, malou prokalitelností, malou tvárností, hrubým zrnem a většími objemovými změnami při vzniku martensitu.
- b) Austenitisaci
Nedokonalá austenitisace, nestejněměrné prohřátí a oduhličení, to vše vede ke zvýšení pnutí.
- c) Podmínkách kalení
Vnitřní pnutí roste s rozdílem teplot mezi kalenou ocelí a kalícím prostředím, s rychlostí ochlazování, při špatném pohybu v lázni, při nesprávné lázni, při nečistém povrchu předmětu.
- d) Velikosti a tvaru
Pnutí roste s velikostí a tvarovou složitostí výrobku.

2.3.3. Křivení pilníkových těles

Měření křivosti pilníků po kalení bylo již prováděno v NSR a také bylo zveřejněno. K pokusům bylo použito oceli 1633/C 130-W 2, která odpovídá naší K 1. Velikost zkušebních těles byla 210 x 20 x 5. Ohřev byl prováděn v solné lázni na 780°C a kalení prováděno do vodného roztoku soli NaCl o specifické váze $\rho = 1,18 - 1,27$ to odpovídá (20-30)°B, při 30°C a 70°C. Použilo se čtyř způsobů ponoření.

- A - ponoření pomalu a kolmo následujícím pohybem oběma směry
- B - ponoření pomalu a šikmo pod úhlem 45° s následujícím pohybem oběma směry
- C - ponoření kolmo ve spirále, $\varnothing$ spirály 100 mm
- D - ponoření kolmo a rychle s následujícím pohybem oběma směry.

Prohnutí bylo měřeno uprostřed pilníku na tušírovací desce, pomocí indikátorových hodin.

Pilníková tělesa bez seku

a) Kalicí lázeň 30°C $\gamma = 1,18 \text{ g/cm}^3$

způsob ponoření	A	B	C	D
prům. křivost(mm)	0,685	0,67	0,25	0,795

b) Kalicí lázeň 70°C $\gamma = 1,18 \text{ g/cm}^3$

způsob ponoření	A	B	C	D
prům. křivost(mm)	0,185	0,334	0,259	0,214

Pilníková tělesa se sekem

a) Kalicí lázeň 30°C $\gamma = 1,27 \text{ g/cm}^3$

Jeden sek dvoustranný

způsob ponoření	A	B	C	D
prům. křivost(mm)	-0,2	0,16	1,18	-0,25

Křížový sek jednostranný

způsob ponoření	A	B	C	D
prům. křivost(mm)	-0,92	-0,04	0,11	-1,76

Křížový sek dvoustranný

způsob ponoření	A	B	C	D
prům. křivost(mm)	0,25	0,01	0,07	0,43

b) Kalicí lázeň 70°C $\gamma = 1,18 \text{ g/cm}^3$

Jeden dvoustranný sek

způsob ponoření	A	B	C	D
prům. křivost(mm)	-0,3	-0,25	-0,19	-0,3

Křížový sek jednostranný

způsob ponoření	A	B	C	D
prům. křivost(mm)	1,48	1,17	1,65	0,84

Křížový sek dvoustranný

způsob ponoření	A	B	C	D
prům. křivost (mm)	0,03	0,07	-0,45	-0,11

Pokusy bylo dále zjištěno, že způsob žíhání na velikost prohnutí nemá vliv.

Stočení pilníků při jednostranném seku je větší než u dvoustranného seku. U křížově sekaných pilníků je stočení minimální.

4. Popis zkoušek

4.1. Kalení pilníků

Tyto zkoušky byly provedeny pro ověření lázní o různých hustotách a teplotách v závislosti na výsledné tvrdosti a křivosti pilníků po kalení. K pokusům bylo použito pilníků PLO 200/2, neboť tento druh při kalení dosahoval maximálních křivostí. Bylo náhodně vybráno 200 vyžíhaných nasekaných pilníků. Byly rozděleny do 9 skupin po 20 kusech a každý pilník orážen číslem skupiny (1-9) a číslem pilníku (1-20). Před kalením byla u každého změřena křivost indikátorovými hodinkami a činila v průměru 0,077 mm (max. = 0,32 mm).

Ohřev byl prováděn v solné lázni teplé 760°C po dobu 2 minut. Pohled na pec a kalicí lázeň na obr. 25. U několika pilníků došlo k velikému zkřivení již při ohřevu, 2,35 mm; 3,07 mm; 4,16 mm. Bylo to patrně způsobeno zadrhnutím o opěrnou mřížku v peci, při tepelné dilataci.

Rozdělení skupin

Skupina č. 1 (vzorek I.) byla kalena v lázni 32B, 23°C
skupina č. 2 (vzorek II.) byla kalena v lázni 32B, 46°C
skupina č. 3 (vzorek III.) byla kalena v lázni 31B, 60°C
skupina č. 4 (vzorek IV.) byla kalena v lázni 19B, 26°C
skupina č. 5 (vzorek V.) byla kalena v lázni 21B, 45°C
skupina č. 6 (vzorek VI.) byla kalena v lázni 20B, 61°C
skupina č. 7 (vzorek VII.) byla kalena v lázni 10B, 25°C
skupina č. 8 (vzorek VIII.) byla kalena v lázni 11B, 45°C
skupina č. 9 (vzorek IX.) byla kalena v lázni 11B, 60°C

Kalení bylo prováděno kolmým, rychlým ponořením s následujícím pohybem. Po kalení byly naměřeny křivosti, viz tabulky list 46, 47, 48 a vyneseny závislosti křivosti před kalením na křivosti po kalení, viz list 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44. Dále byly změřeny tvrdosti v průřezu pilníků viz listy 44, 49, 50 a vyneseny do grafů, viz listy 25, 26, 27, 28, 29.

Byly také provedeny pokusy na 10 pilnících PLO 200/2 nasekaných z jedné strany a na 10 PLO 200/2 pilnících z jedné strany nasekaných a z druhé nařezaných. Při sekání na jedné straně se pilníky ohnuly, zuby vně oblouku o průměrnou hodnotu 1,639 mm. Pilníky byly před kalením vyrovnány na hodnotu $0 \pm 0,002$ mm. Ohřev byl proveden na 760°C po dobu 2 minut a kalilo se v lázni 31B, 44°C.

4.2. Měření rychlosti chladnutí

K měření rychlosti chladnutí jádra bylo použito válcových vzorků $\varnothing$ 20, délka 100 mm, navrtaných na $\varnothing$ 5,3 mm do hloubky 50 mm, z oceli K 1, viz obr. 26. Měření teploty vnějšího prostředí se provádělo pomocí trubky $\varnothing$ 10, na jednom konci zavařeně. Termočlánky (chromel, alumeľ) byly vedeny v keramických trubičkách a uvnitř vzorků kondesátorovou svářečkou přivařeny. Ohřev byl prováděn v muflové peci 45 minut (Spravočnik po mešínostrojiteľnym materiálam) v atmosféře argonu. Pohled na pracoviště, viz obr. 27. Měření bylo prováděno pomocí QTK můstku a registračního zařízení viz obr. 28. Před měřením bylo registrační zařízení pomocí QTK můstku ocejchováno. Bylo provedeno měření, viz tabulky na listě 45, 46 a grafy na listě 30, 31, 32, 33, 34, 35.

Způsob chlazení vzorků

Vzorek A byl kalen v lázni 29B, 20°C
vzorek B byl kalen v lázni 29B, 40°C
vzorek C byl kalen v lázni 29B, 65°C
vzorek D byl kalen v lázni 20B, 20°C
vzorek E byl kalen v lázni 20B, 40°C
vzorek F byl kalen v lázni 20B, 58°C
vzorek G byl kalen v lázni 11B, 20°C
vzorek H byl kalen v lázni 11B, 40°C
vzorek K byl kalen v lázni 11B, 60°C

Tato měření byla značně obtížná na obsluhu a tak se stalo, že při měření vzorků G, H, K se uvolnil termočlánek ve vzorku $\varnothing$ 20, při měření vypovědělo službu registrační zařízení pro snímání vnější teploty vzorků D, E, F a tak byl počátek kalení označován ručně, do registračního záznamu.

4.3. Měření austenitisace

Měření austenitisace bylo prováděno dvěma způsoby. U slabých pilníků PLO 200/2 byl prováděn ohřev na 760°C po 15 sec (15, 30, 45,), a následovalo kalení v lázni 30B, 20°C. Kalené vzorky se potom přerazily, vybrousily a v jejich jádře byla měřena tvrdost. Za minimální dobu austenitisace byla považována doba ohřevu, po které tvrdost na kaleném vzorku dosáhla 59 HRC. Tímto způsobem se měřilo na pilnících PLO 200/2, viz tabulka list 50 a graf list 36.

U silných pilníků se měřila teplota přímo termočlánkem zapojeným na milivoltmetr. Pro měření byl vybrán druh tlustého pilníku PUO 350/16 a 450/24. Z žíhaného a sekaného pilníku byla odříznuta 150 mm dlouhá část a v jádře vyvrtána díra $\varnothing$ 5,3 mm do hloubky 50 mm. Termočlánek byl veden keramickou trubičkou a ponořen v cínové kapce. Ohřev byl prováděn na teplotu 770°C.

Pilníky v závodě vyráběné jsou z oceli 19 255, t.j. K1, mající chem. složení (1,2 - 1,35) % C; 0,35 % Mn; 0,25 % Si; 0,04 % P a 0,035 % S.

5. Vyhodnocení

5.1. Křivost pilníků

Pokusy s křivením pilníků po kalení v různých lázních považují za největší přínos této práce pro závod TONA Jihlava. Při pokusech s 200 pilníky se již dá z výsledků usuzovat obecně. Z provedených měření vyplynulo, že křivost pilníků je nejvyšší při nízkých koncentracích a vysokých teplotách. Je tedy skutečností, že při stejné koncentraci a rostoucí teplotě roste i křivost. Při stejné teplotě a klesající koncentraci, roste také křivost, viz tabulka list 46, 47, 48, a obr. list 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44.

Křivení pilníků je hlavně způsobováno chladnutím v parním polštáři. V této fázi je chladnutí nejpomalejší. Po porušení tohoto parního polštáře nastane intenzivní chlazení s vývinem bublin, viz obr. list 30, 31, 32, 33, 34, 35.

Při pokusech na zjišťování rychlosti ochlazení se objevilo, že s rostoucí teplotou lázně se zvyšuje i stabilita parního polštáře. Při koncentraci lázně 29B a teplotě 20°C, 40°C a 65°C trvá chladnutí v parním polštáři 5; 6,5 a 8 sec. viz příloha. Delší trvání polštáře s sebou nese nebezpečí, že při pohybu lázní se polštář na jedné straně může narušit nebo strhnout a jedna strana se potom může chladit rychleji než druhá a tím vznikají deformace. Toto odstraňuje lázeň hustá a studená, ve které je parní polštář kratší dobu a tím je možnost jeho porušení menší. Dá se říci, že tímto pokusem se rozřešil dlouhotrvající spor mezi kaliči a závodními techniky. Výsledky daly plně za pravdu zkušenosti kaličů. U pilníků všech skupin byla měřena tvrdost, viz obr. list 25, 26, 27, 28, 29.

Z grafů plyne, že tvrdost klesá s rostoucí teplotou. U koncentrací lázně 30B a 20B jsou tvrdosti přibližně stejné. Výrazný pokles tvrdosti je ale při koncentraci 10B. Z obrázků je též patrné, že spád tvrdosti ke středu pilníku je malý. Je to způsobeno jeho malou tloušťkou. Podstatné rozdíly ve struktuře nejsou patrné. Na obr. 29 je snímek struktury vzorku skupiny 2, na obr. 30 je snímek struktury vzorku skupiny 5 a na obr. 31 je snímek struktury vzorku skupiny 8.

Struktury jsou tvořeny nejhlicovým martensitem (hardenitem) a zrný karbidů.

Po těchto pokusech bylo provedeno kalení pilníků sekaných na jedné straně. Zkřivení jednotlivých vzorků, viz tabulka list 49.

Průměrná hodnota zkřivení činila 0,629 mm. Pilníky byly všechny prohnuty v oblouku, zuby dovnitř. Naskýtala se otázka, zda prohnutí bylo způsobeno vlivem pnutí po sekání nebo zvětšenou plochou nasekané strany, která by pak byla intenzivněji chlazena nebo různou stabilitou parního polštáře. Za účelem vyřešení tohoto problému se pilníky na jedné straně nasekaly a na druhé straně nařezaly. Tím se částečně splnila geometrická podobnost mezi oběma stranami. Výsledné křivosti viz tabulka list 46. Průměrná křivost se zmenšila oproti pilníkům s jednou stranou sekanou a druhou hladkou na 0,405 mm. Zuby byly opět uvnitř oblouku zkřiveného pilníku.

Z těchto výsledků jsem usoudil, že křivost není způsobena různou rychlostí chladnutí vlivem nestejně velkých chladioucích ploch. Zkřivení by totiž muselo být opačné a to zuby vně. Domnívám se, že hlavní příčinou menšího zkřivení pilníků se sekem a řezem je vliv parního polštáře. Sek bývá prováděn hlouběji nežli řez. Parní polštář má proto větší stabilitu na sekané straně, nežli na řezané. V hlubší mezeře mezi zuby má možnost udržet se déle. Tomuto názoru odpovídají výsledky. Na hladké straně parní polštář spadl nejdříve, křivost největší. Na nařezané straně spadl polštář později, křivost menší. U pilníků se sekem na obou stranách bylo křivení v obou směrech ale také menší než v obou daných případech. Vliv pnutí po sekání na zkřivení se dosti dobře nedá určit ale dle dosažených výsledků se domnívám, že není značný. Předpokládáný průběh rychlosti chladnutí nasekané strany a hladké strany viz obr. list 37.

5.2. Rychlost chladnutí

Z výsledků měření, které byly zpracovány a jsou na grafech list 30, 31, 32, 33, 34, 35, je zřejmé, že s rostoucí teplotou chladicí lázně se snižuje rychlost chlazení a její maximum klesá k nižším teplotám. Neklesá pouze maximum rychlosti chladnutí ve fázi varu s vývinem bublin ale také ve fázi chladnutí v parním polštáři, viz graf vzorku A, B, C, list 30, 31, 32 a křivka chladnutí vzorku A, B, C, viz příloha 1, 2, 3.

5.3. Austenitisace pilníků

Měřením tvrdosti jádra pilníků PLO 200/2 různě dlouho ohříváných a kalených, se zjistila minimální doba na austenitisaci. Ke konci růstu tvrdosti dochází po ohřevu (1 min.) na 900 HV, což je asi 66 HRC. Déle trvajícím ohřevem tvrdost mírně klesá. Je možno tedy říci, že k austenitisaci pilníků PLO 200/2 při ohřevu 760°C v solné lázni, postačuje doba 1 - 1,25 minut. Viz tabulka list 50 a obr. list 36.

Pokles po delším ohřevu je způsoben hrubnutím zrna. Pro zkoušku doby austenitizace měřením teploty jádra byly vybrány pilníky PUO 350/16 a 450/20. Ohřevem v solné peci na 770°C dosáhl pilník PUO 350/16 za 3,25 min. 767°C. Sovětská literatura doporučuje 5 minut na austenitizaci u pilníkových ocelí, setrvání na teplotě 770°C. Výsledný čas na ohřev by pak byl 8,25 minut. V závodě doporučený čas je 6 - 8 minut. Uvážíme-li, že teploty Ac₁ se dosáhne dříve, je závodem doporučený čas odpovídající. Pilník PUO 450/20 dosáhl teploty 765°C za 3,75 minuty. Doba ohřevu tedy vychází 8,75 minuty. Doporučený je ohřev 8 - 10 minut. Měření se opět shoduje se závodní normou.

U pilníků PLO 200/2 je doporučený ohřev 1,5 - 2,5 minuty. V tomto případě by bylo možno vzhledem k dosaženým výsledkům ohřev poněkud zkrátit.

5.4. Ekonomické a technické zhodnocení.

Z provedených měření je jasné, že u pilníků PLO 200/2 je možná úspora jak při zkráceném ohřevu na 1 - 1,25 minutu, tak při správném kalení do lázně 30B 20°C. Úspora ve zkráceném ohřevu by byla minimální. Jednalo by se prakticky o necelou minutu. Tento čas by se projevil pouze v čase přípravy. Při velkých sériích, jaké jsou vyráběny, to nemá vliv, poněvadž ztráty času při různých pomocných úkonech jsou daleko větší. Musí se ovšem uvážit klesající tvrdost při ohřevu do 2 minut, viz list 36.

Výraznější úspory je možno docílit při kalení do správné lázně, aby byla možnost křivení snížena. Zde je perspektiva úspory, kterou finančně vyjádřit nelze, poněvadž nemohu určit, v jakém množství a o kolik procent se křivost sníží. Podobný výpočet by byl jen velmi málo pravděpodobný.

Zásadně měnit technologický postup nelze. Již 45 let se pilníky vyrábějí stejnou technologií. Je možno pouze některé věci opravit a navrhnout nové. Nevyhovující je měkké žíhání. Provádí se u velkých pilníků i u malých za stejných podmínek t.j. stejně velká teplota žíhání, stejně dlouhá doba žíhání a stejná velikost kelímků. U povrchu bývají pilníky přehřátý a v jádře nevyžíhány. Kontrola žíhací teploty je nedostatečná a provádí se příliš vysoko (760°C), někdy dosáhne až (780 - 800°C). Žíhání se provádí po dobu 34 hodin, přičemž pec je zapojena po 10 hodin. Následkem tohoto ohřevu nastává zhrubnutí a grafitizace struktury, viz obr. 35, 36.

V kalírně je třeba vybudovat lepší chlazení lázní. Trubkový chladič chlazený vodou byl časem zanesen vrstvou soli a teplota lázní někdy dosahovala až 80°C. Domnívám se, že nejlepší chlazení by bylo v bazénu umístěném mimo kalírnu a kaliči by si mohli sami ovládat přečerpávání a cirkulaci vody. Takový projekt není žádným problémem. Odtok by mohl být proveden samospádem a do kalicí lázně by byla voda čerpána elektrickým čerpadlem z bazénu. Tímto způsobem by bylo chlazení jistě dostatečné.

VŠST
LIBEREC

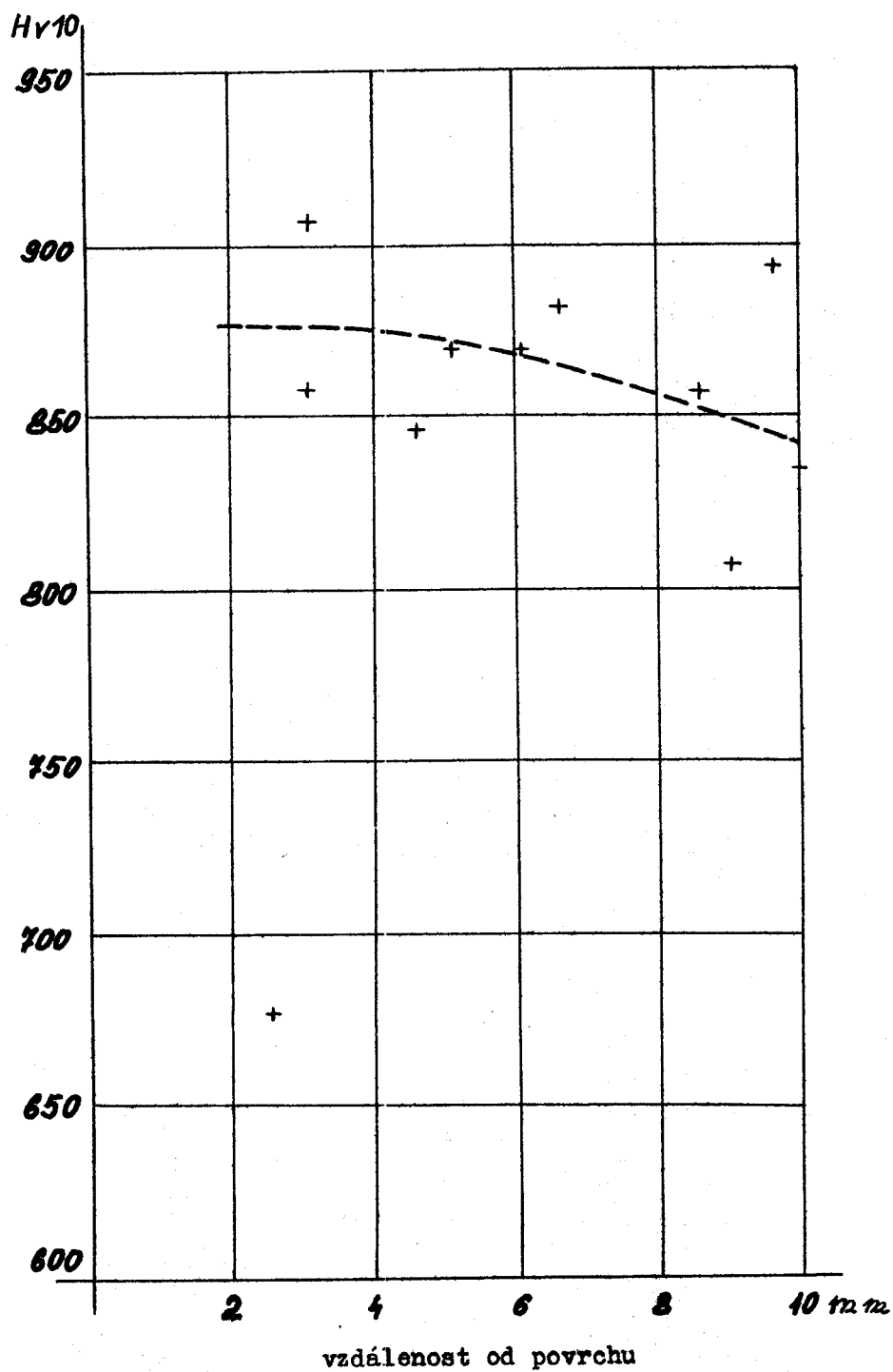
VYHODNOCENÍ

DP list 25

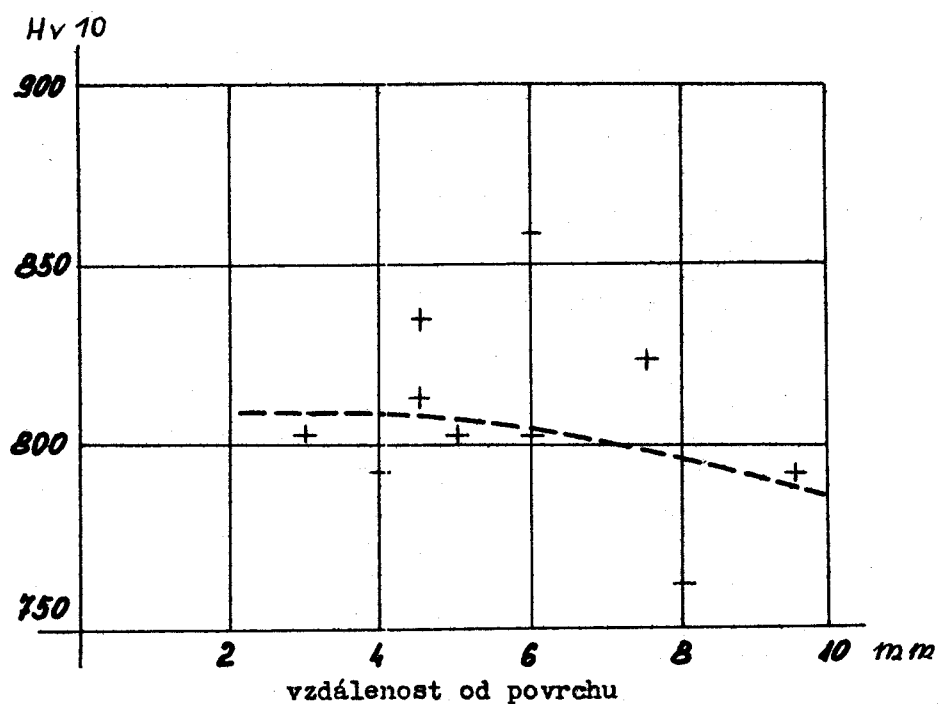
5. LISTOPADU 1966

Maršálek Jan

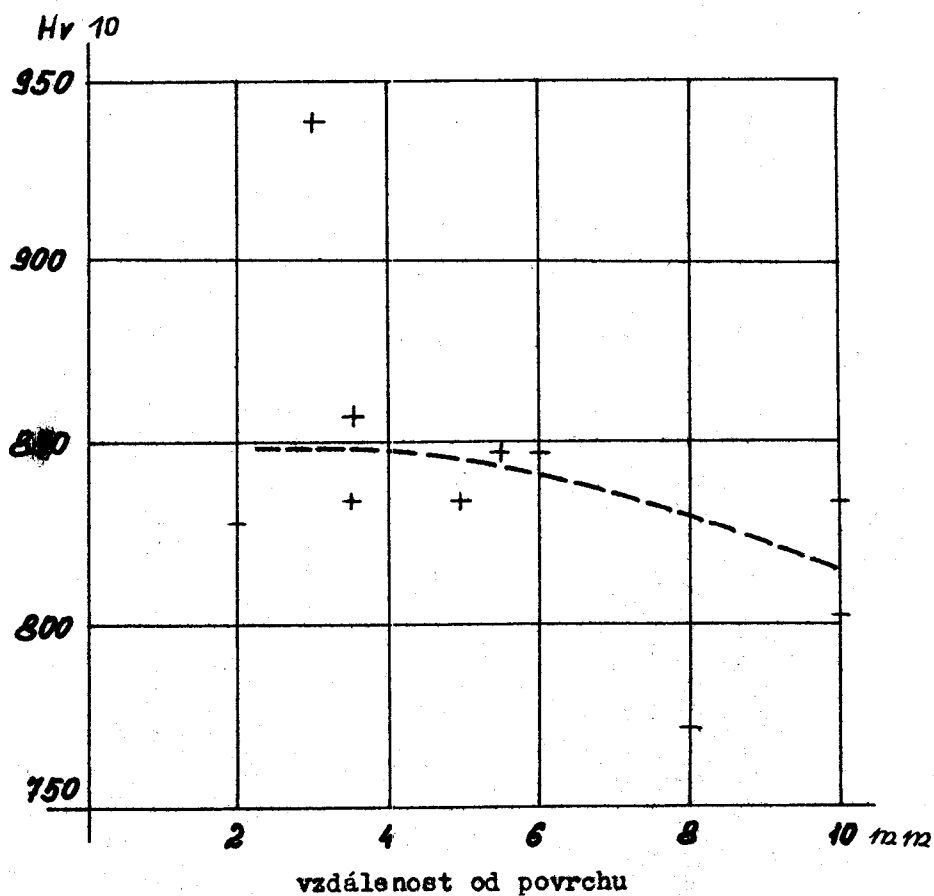
Vzorek I.



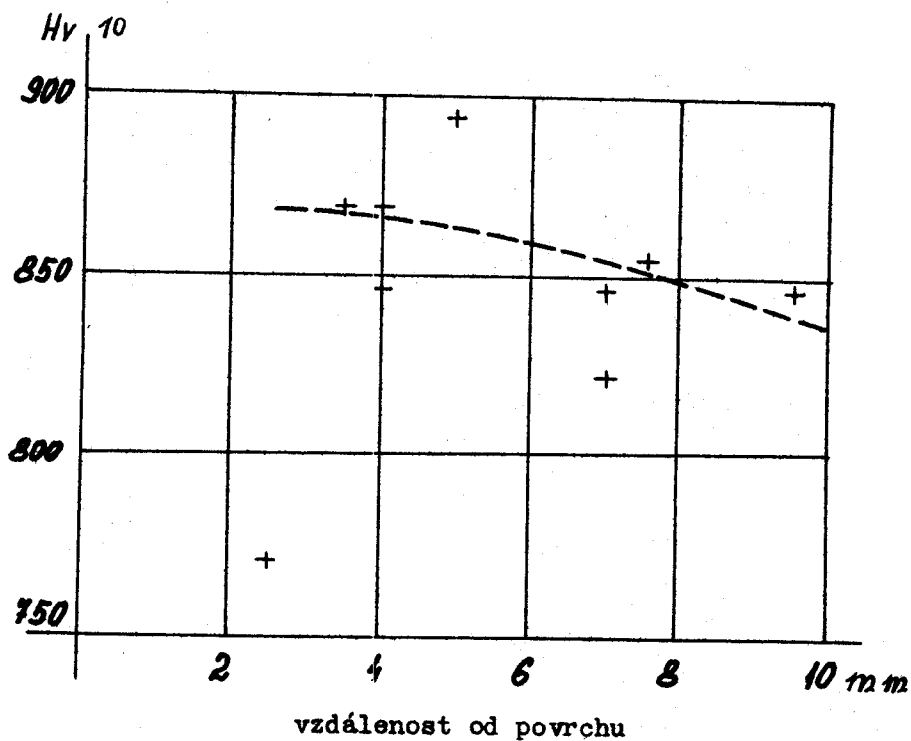
Vzorek III.



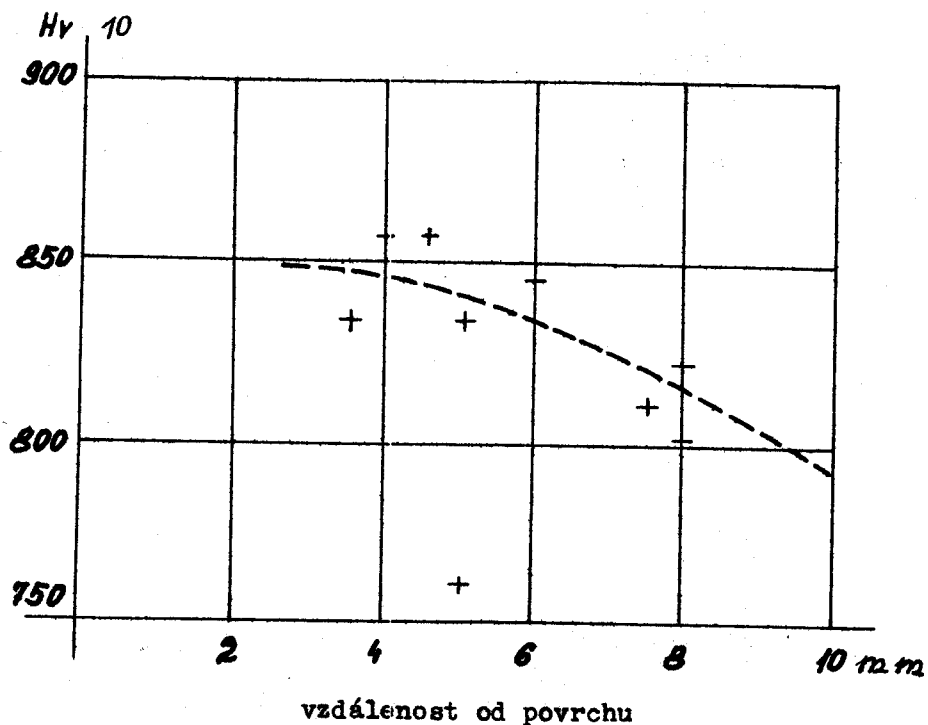
Vzorek II.



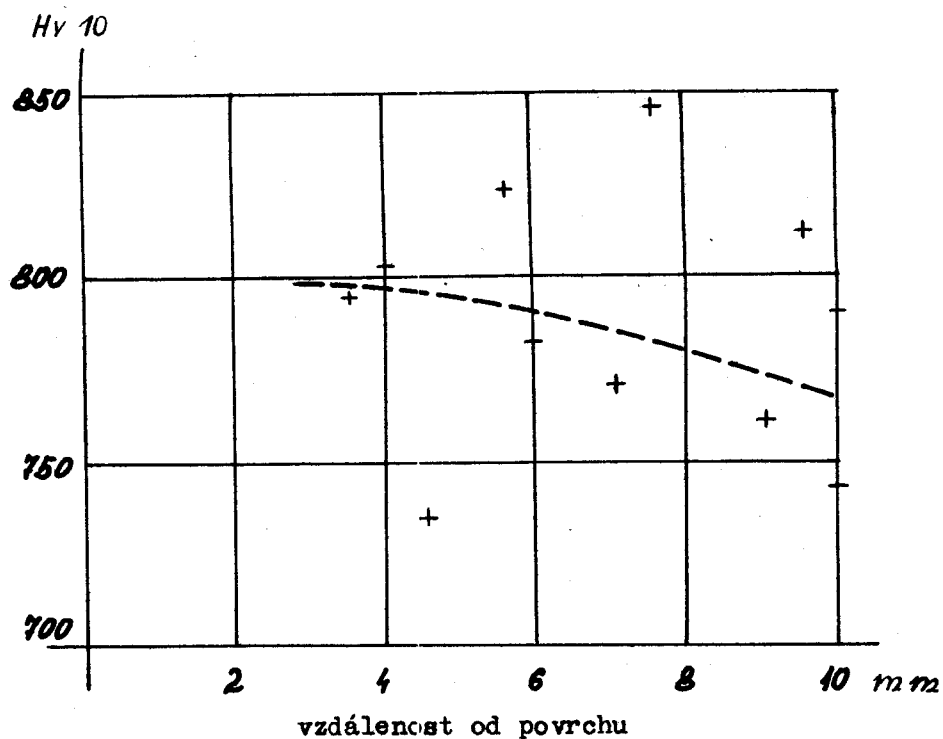
Vzorek IV.



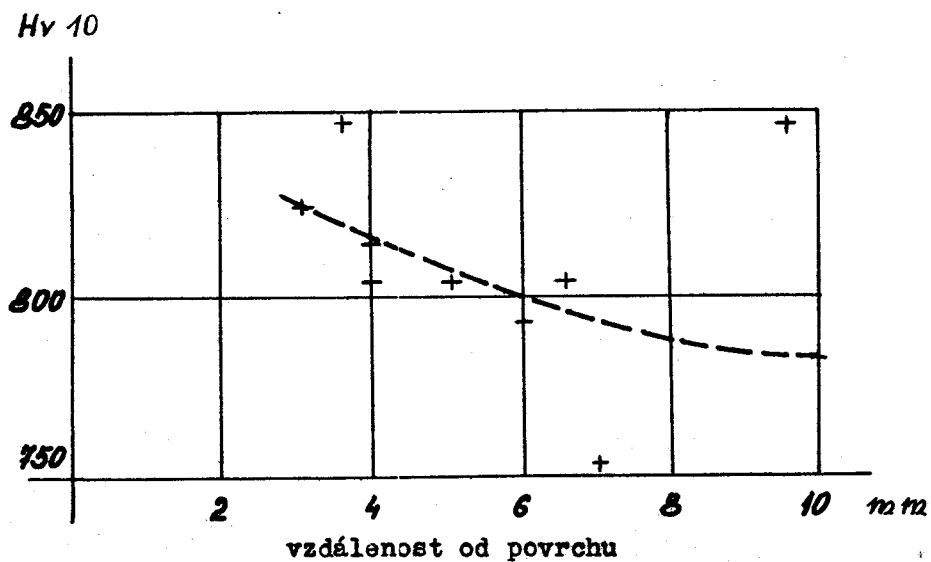
Vzorek V.



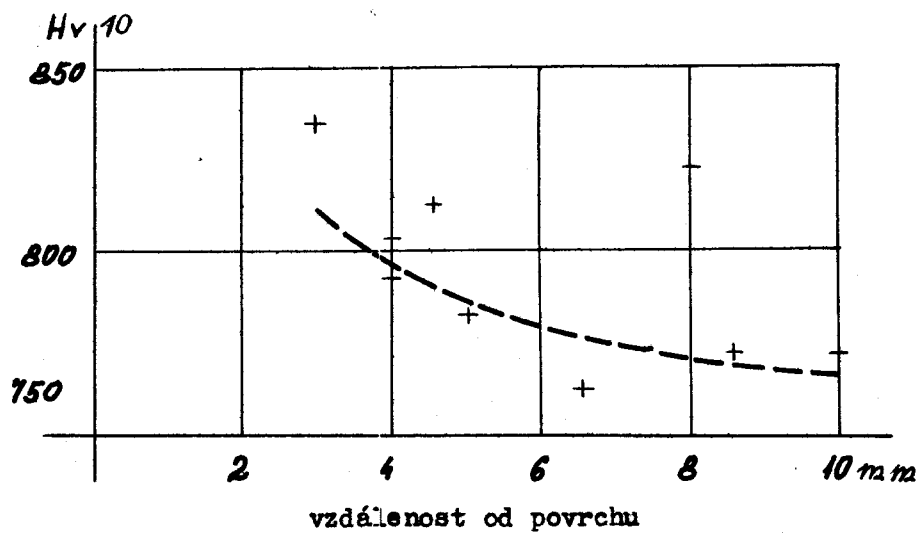
Vzorek VI.



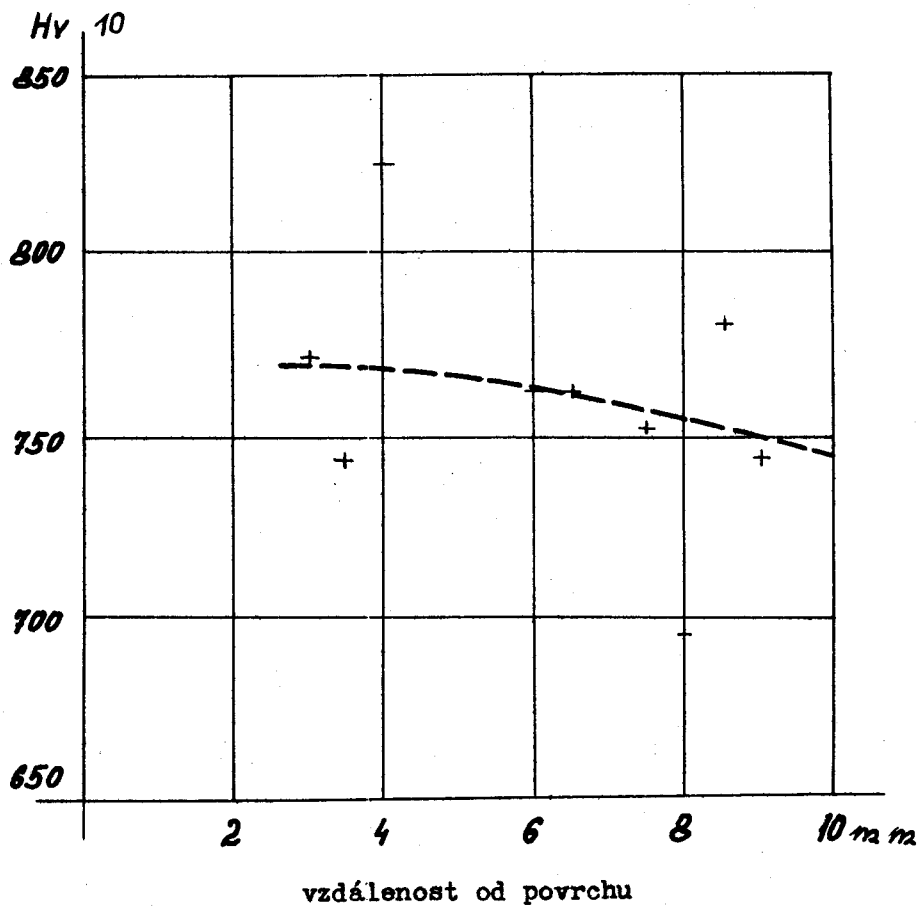
Vzorek VII.



Vzorek VIII.



Vzorek IX.

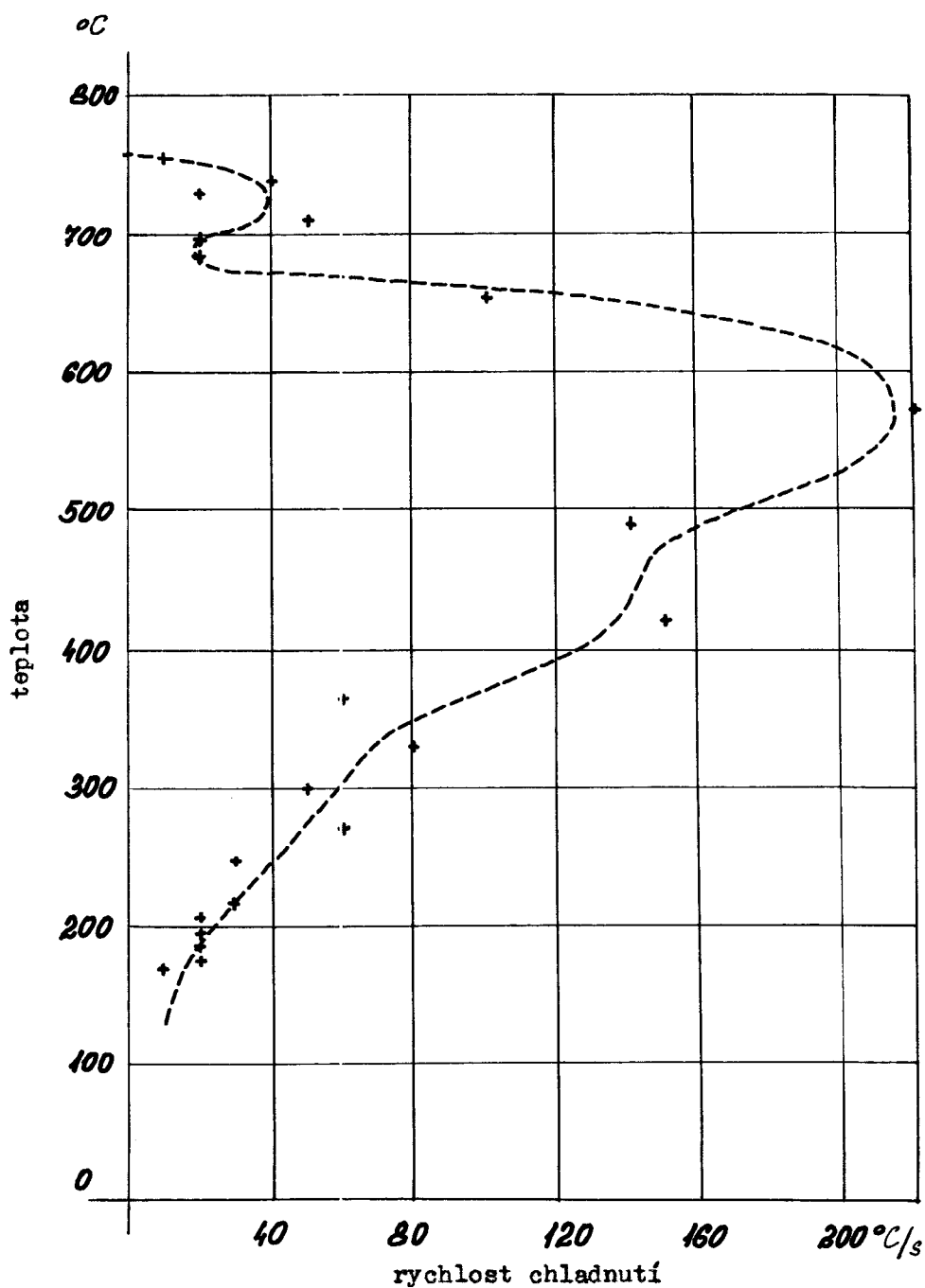


SECRET

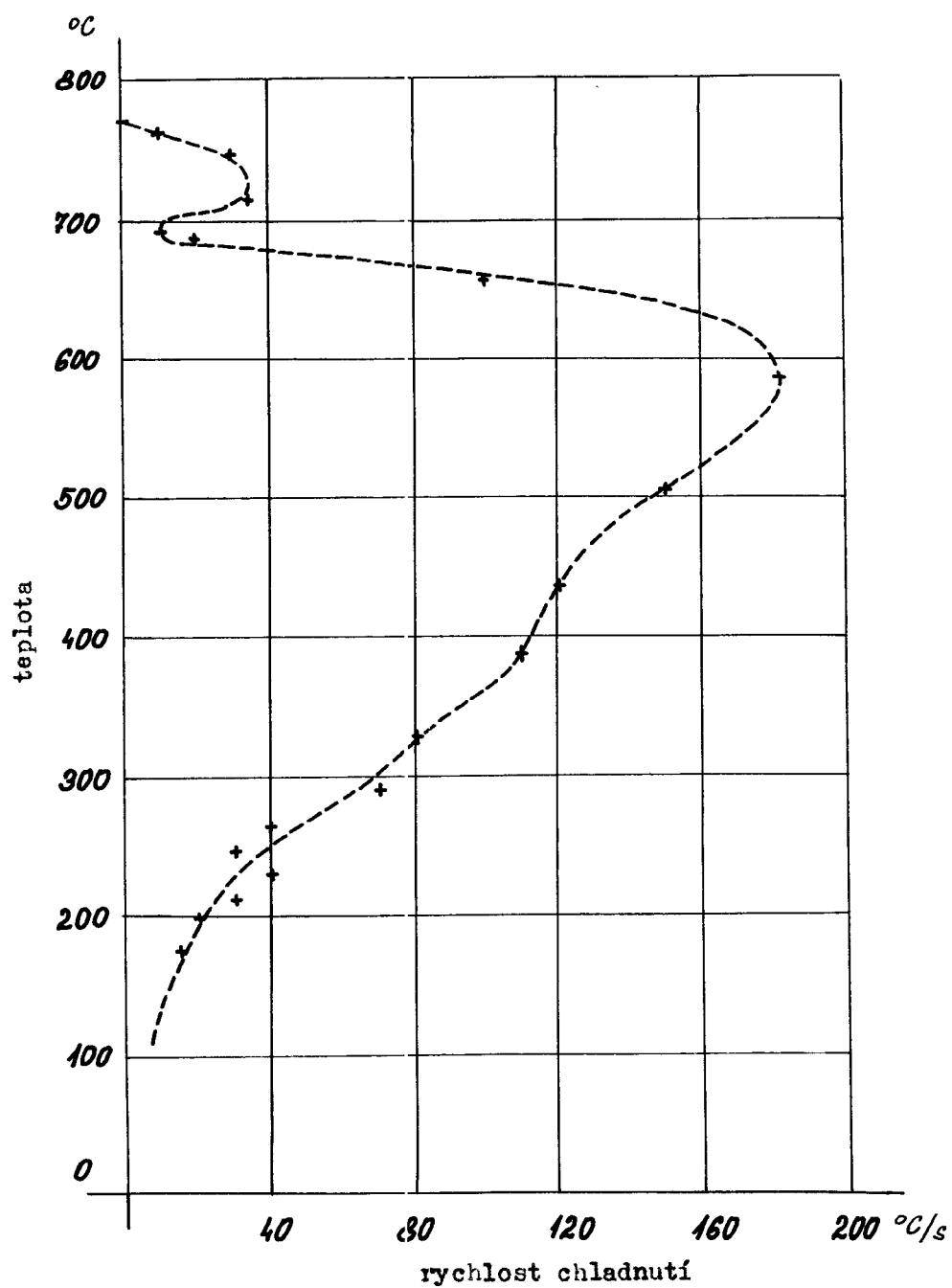
[illegible]

The graph displays a set of data points (dots) and a smooth curve fitted to them. The curve starts at the top left, moves right, then curves down and right, and finally curves up and right. The data points are scattered around the curve, with some points being more prominent than others.

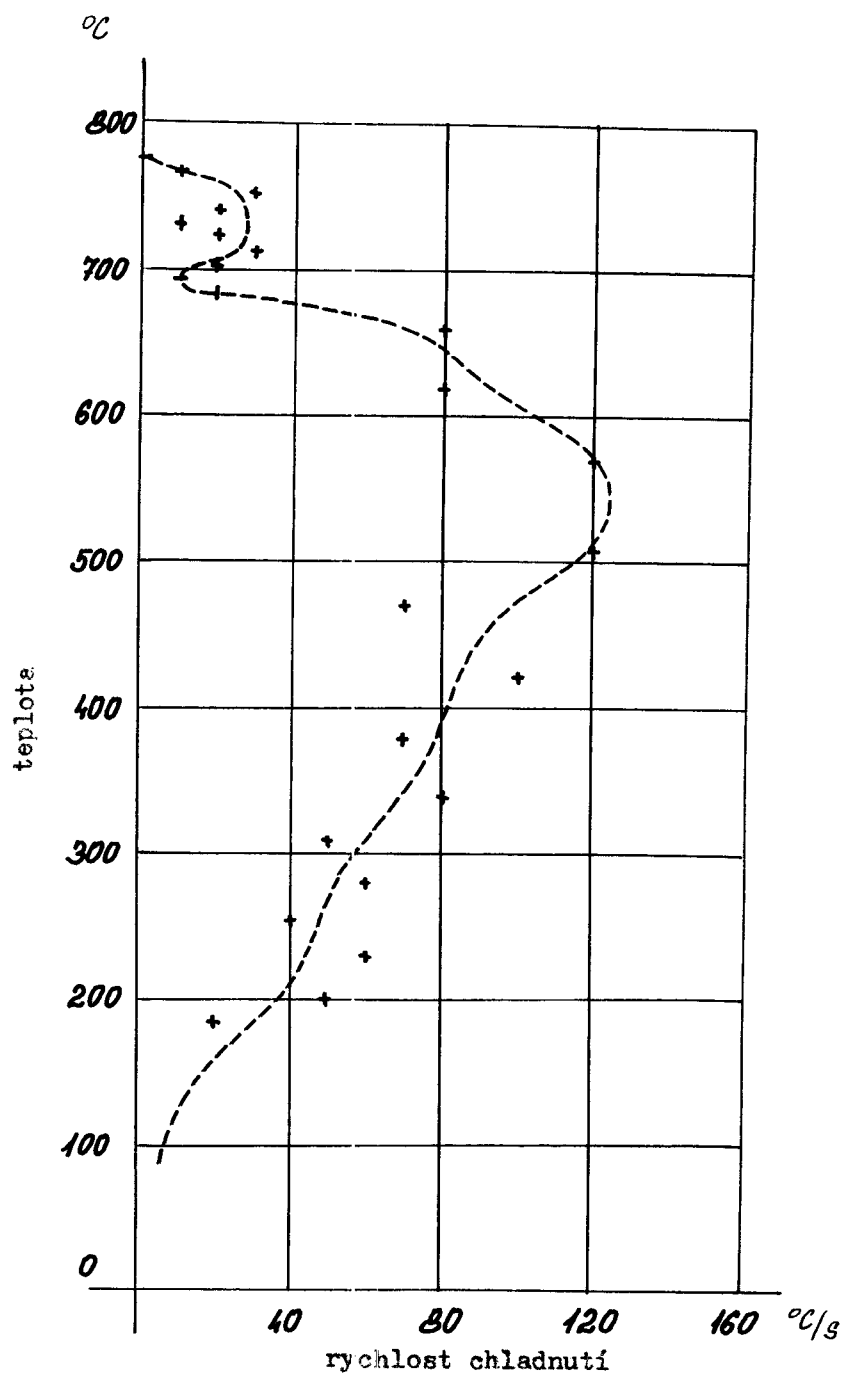
Vzorek A



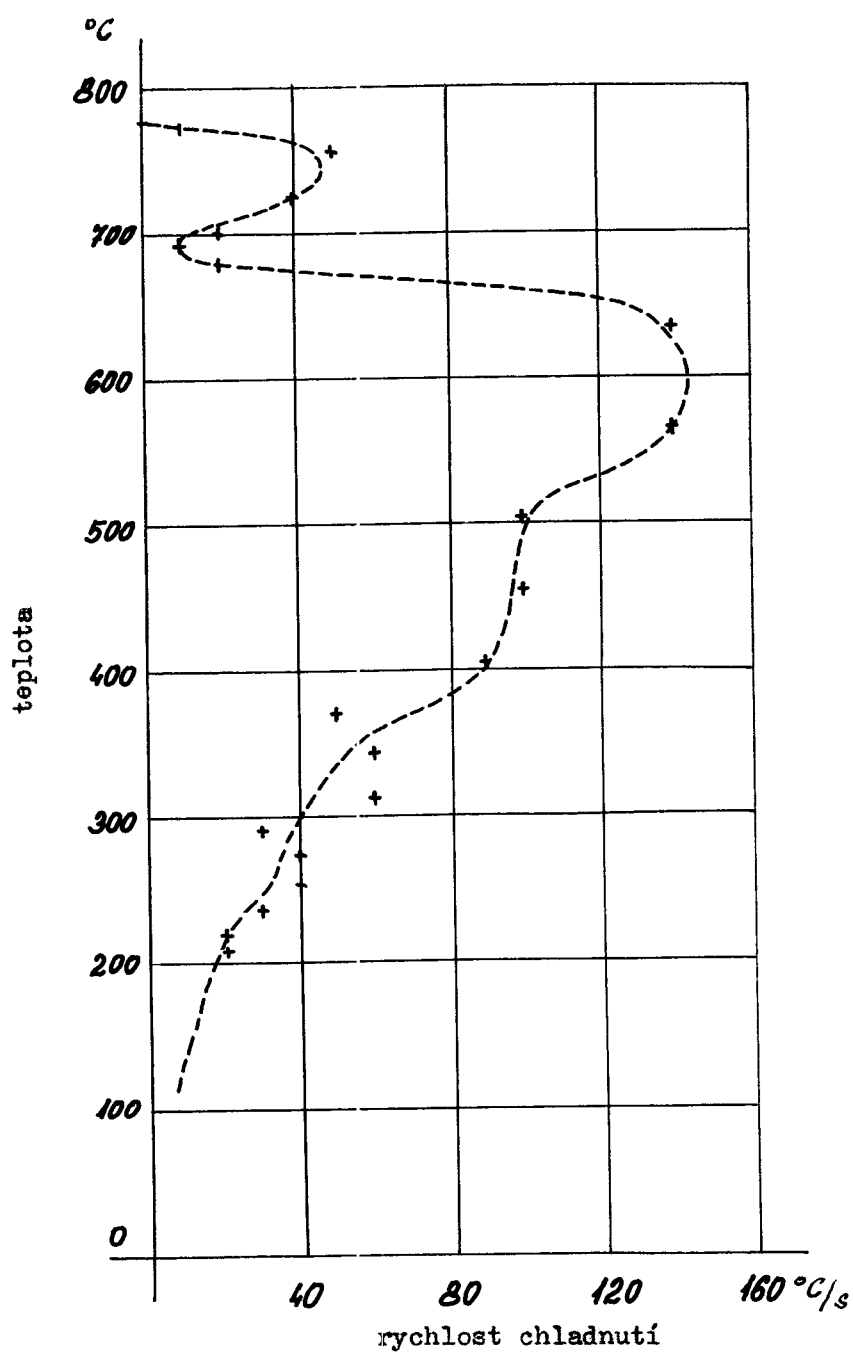
Vzorek B



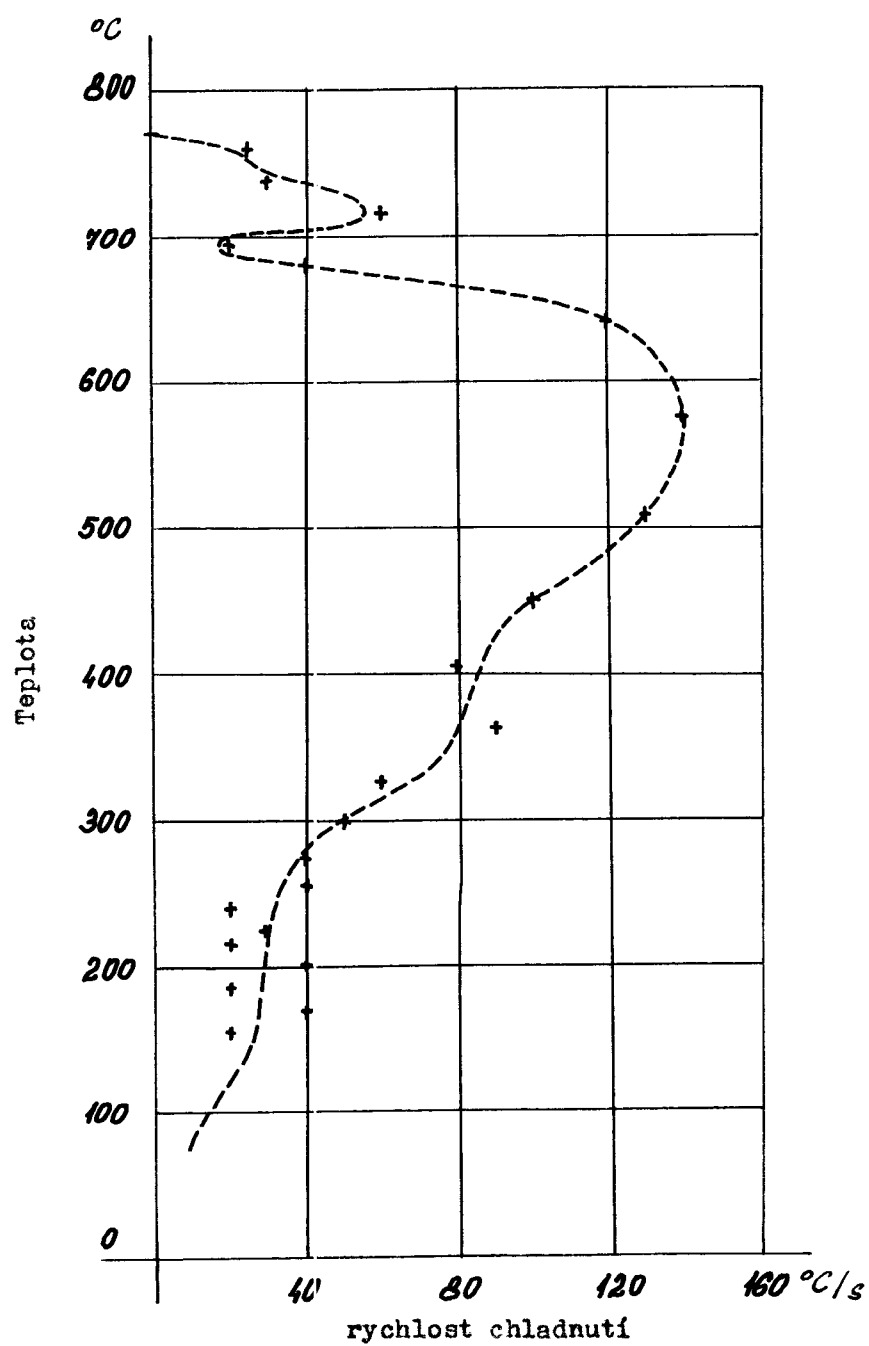
Vzorek C



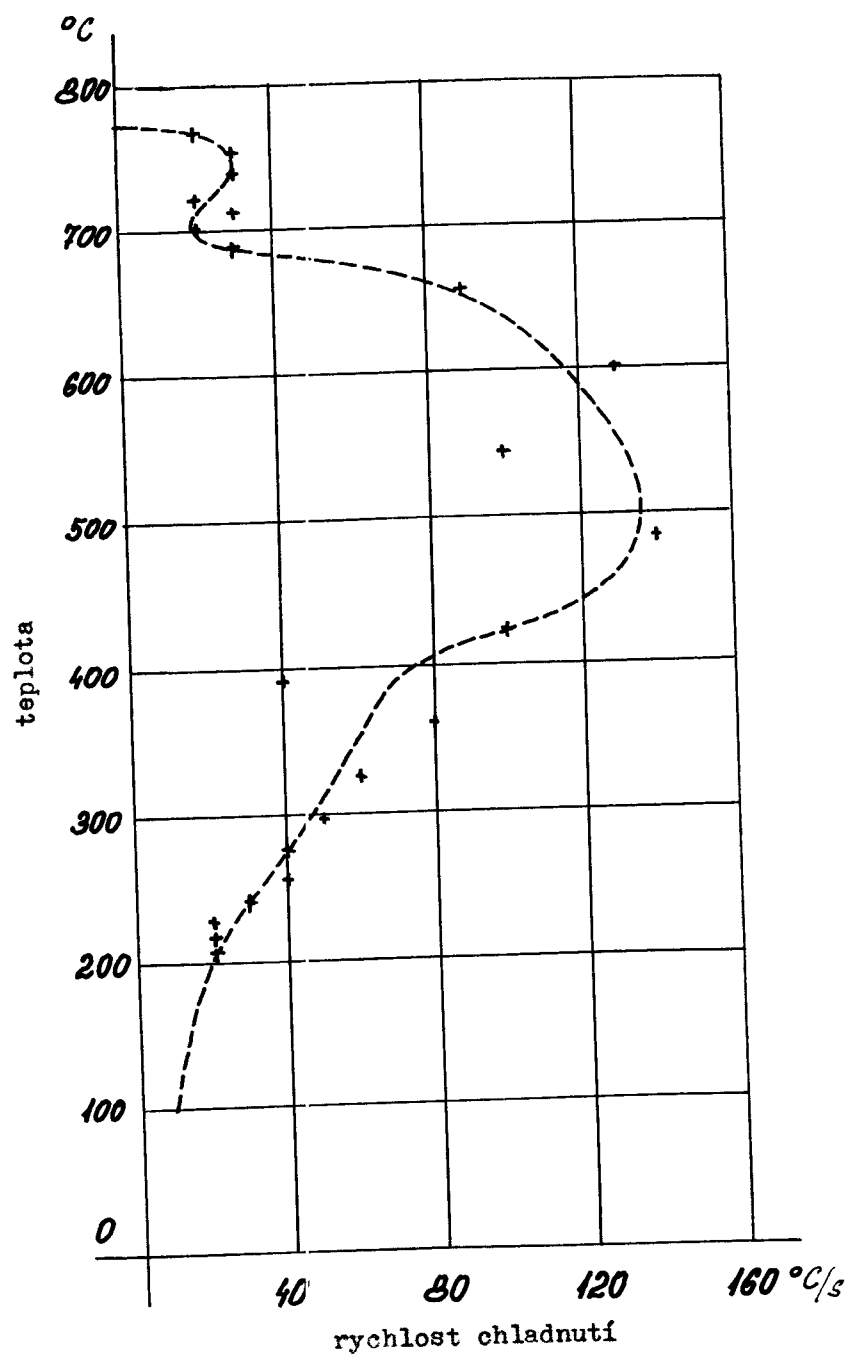
Vzorek D



Vzorek E



Vzorek F



VŠST
LIBEREC

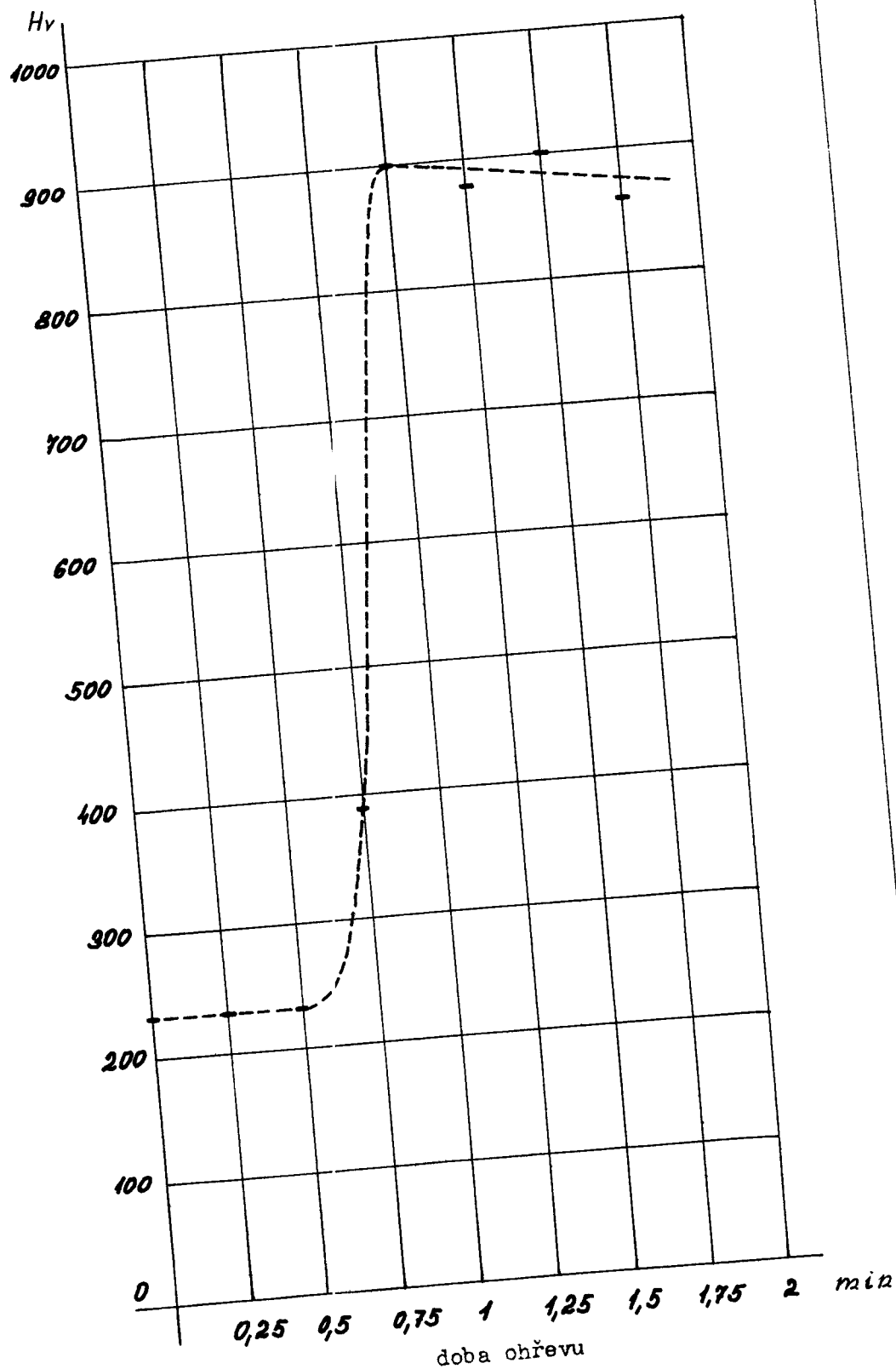
VYHODNOCENÍ

DP list 36

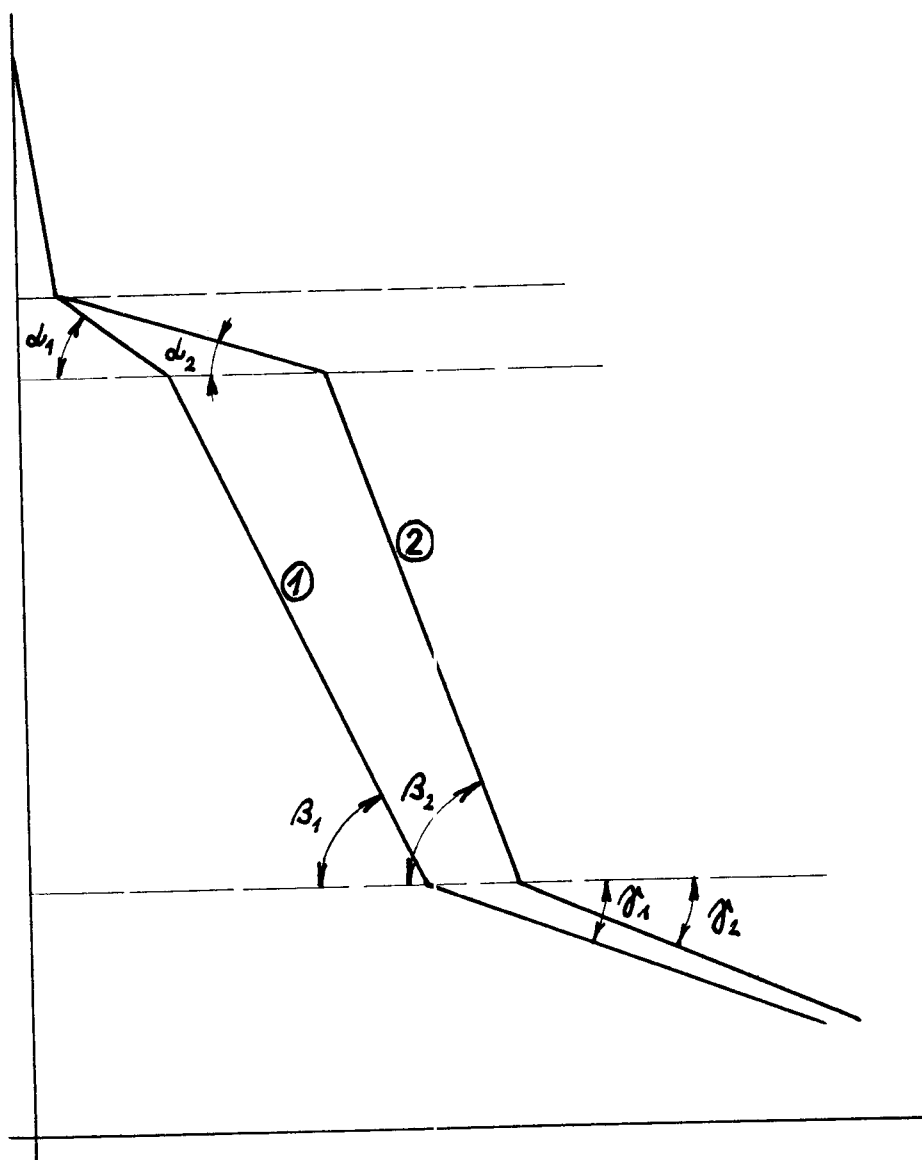
5. LISTOPADU 1966

Maršálek Jan

Měření austenitisace pilníků PLO 200/2



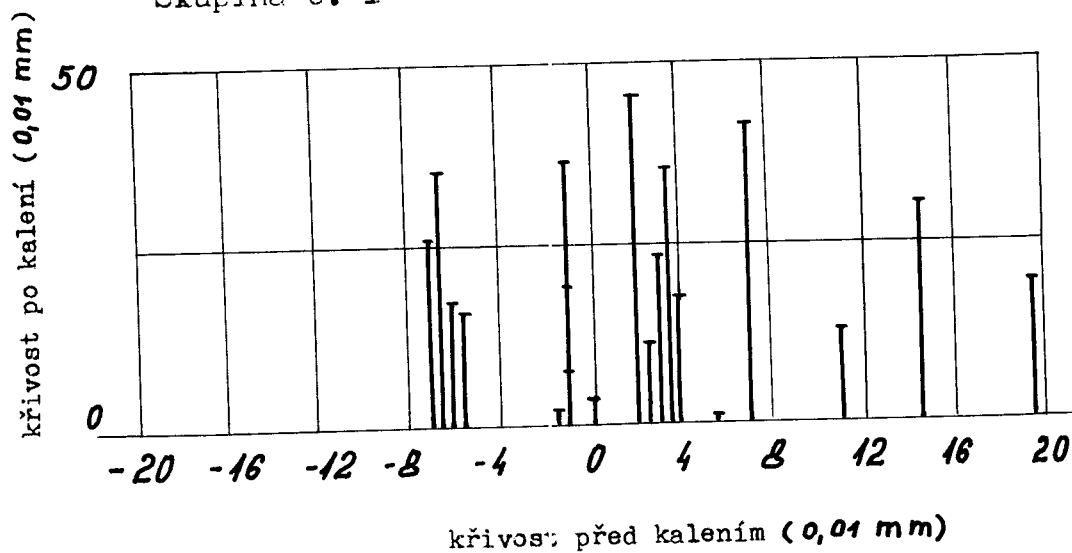
Schema průběhu chlazení pilníku se stranou sekanou a stranou hladkou.



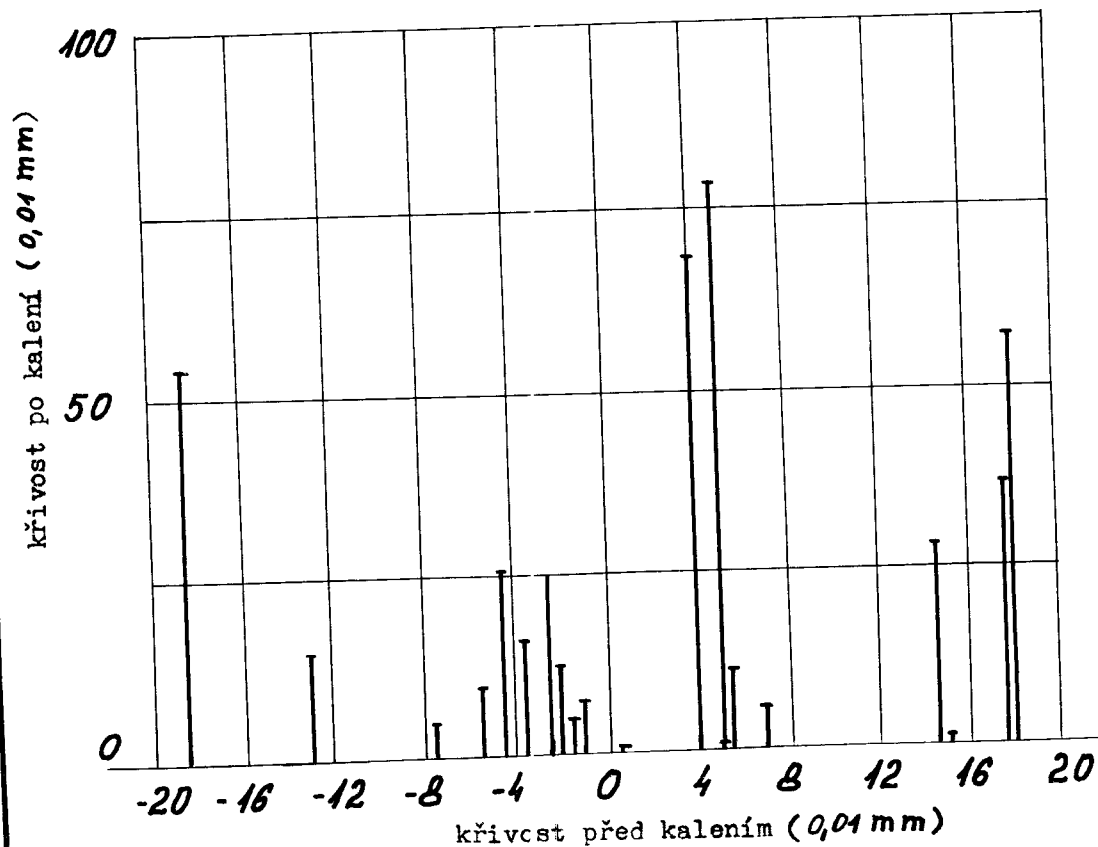
- 1 - strana hladká
2 - strana sekaná

$\operatorname{tg} \alpha_1 > \operatorname{tg} \alpha_2$ - vlivem větší stability parního polštáře na nasekané ploše
 $\operatorname{tg} \beta_1 < \operatorname{tg} \beta_2$ - vlivem většího odvodu tepla nasekanou plochou
 $\operatorname{tg} \gamma_1 < \operatorname{tg} \gamma_2$

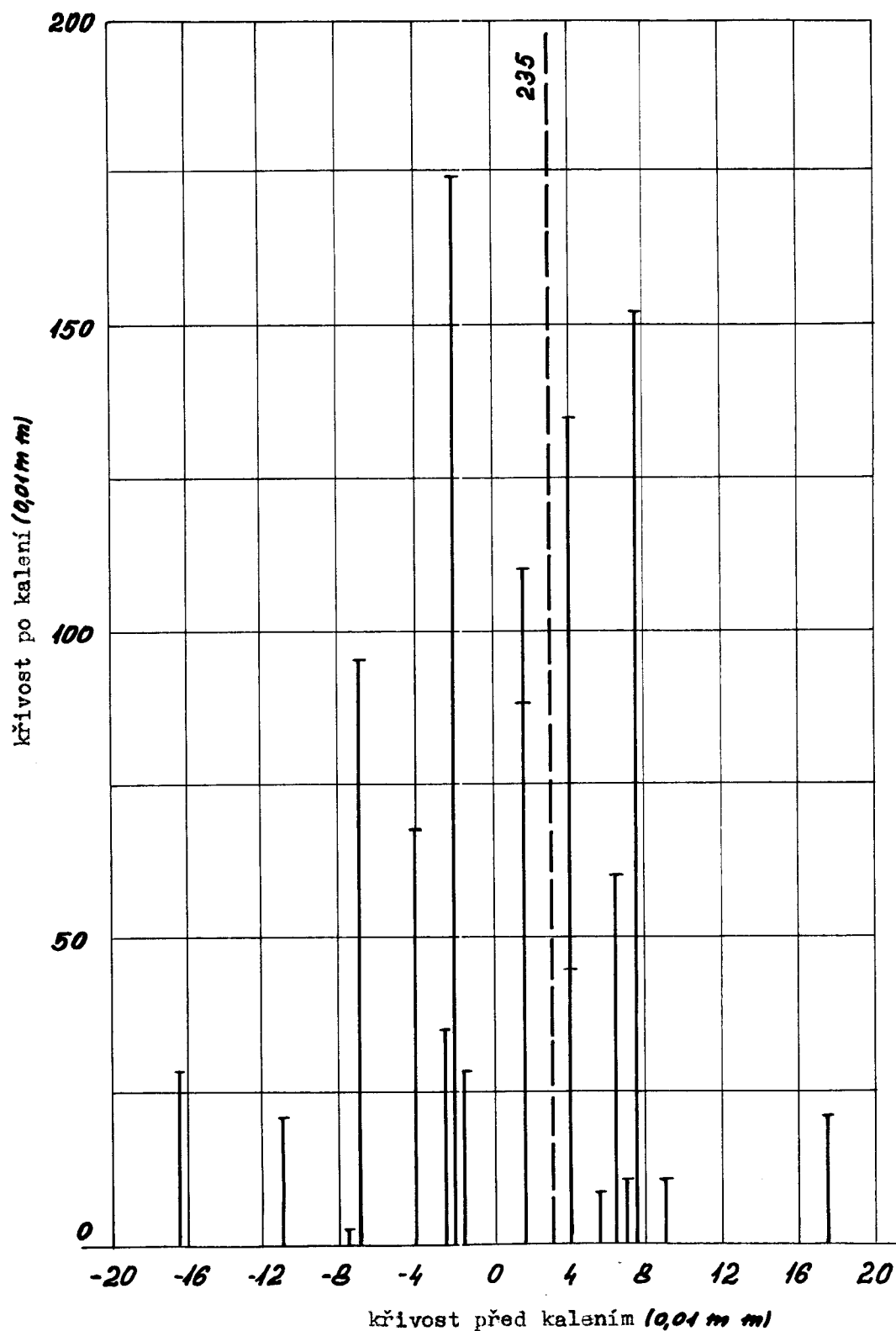
Skupina č. 1



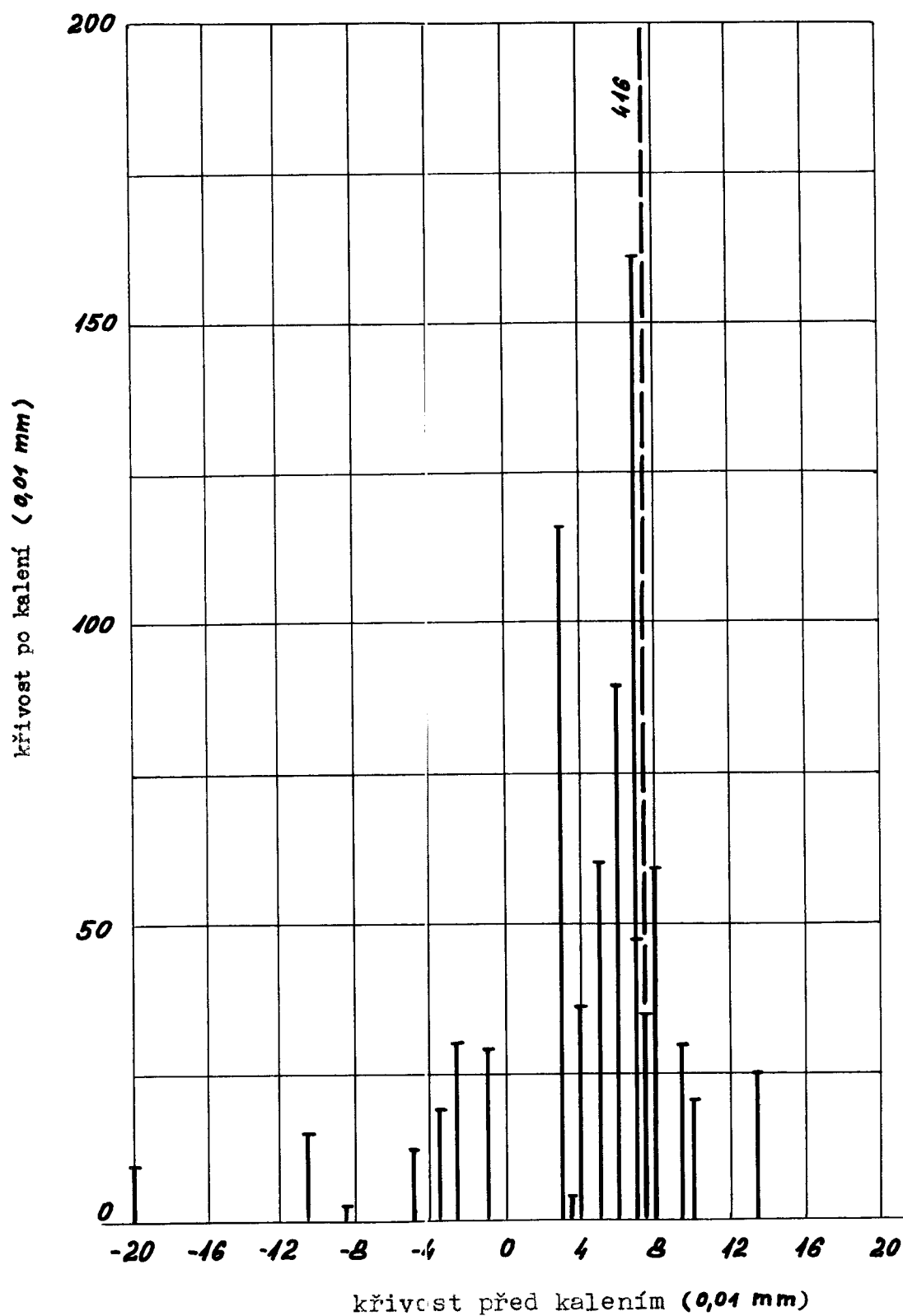
Skupina č. 2



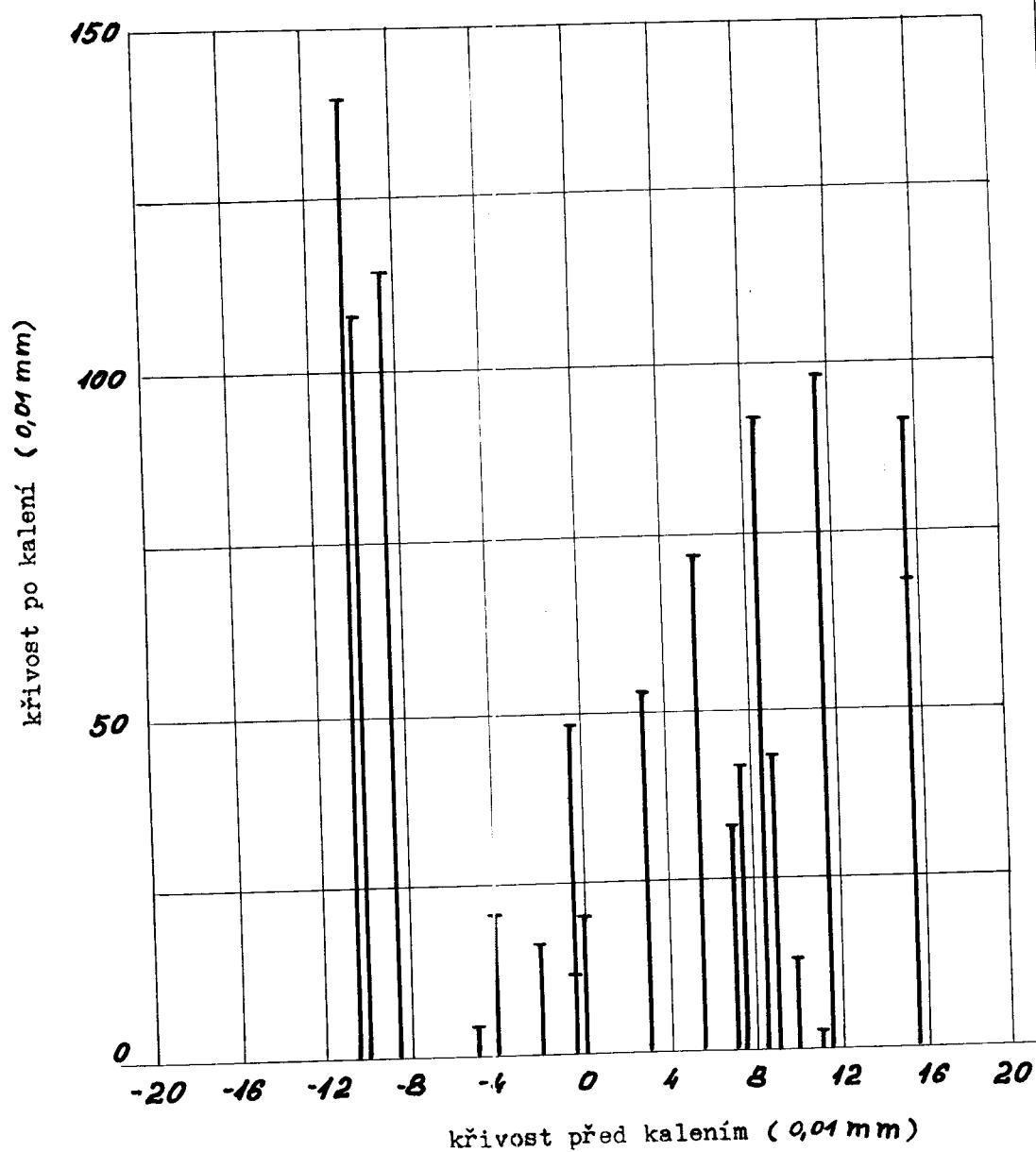
Skupina č. 3



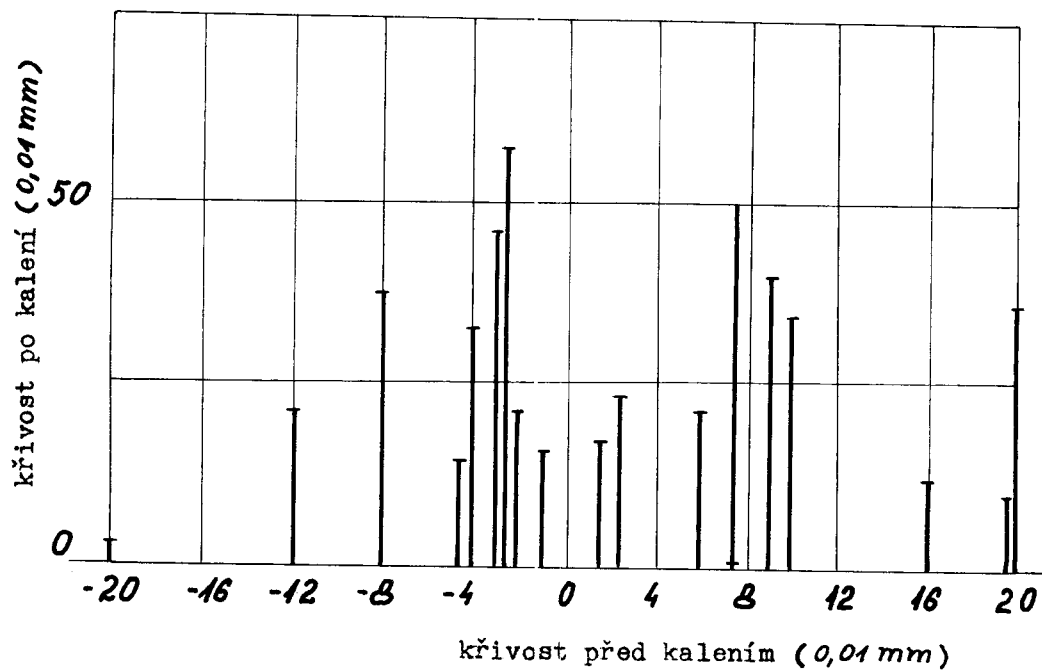
Skupina č. 4



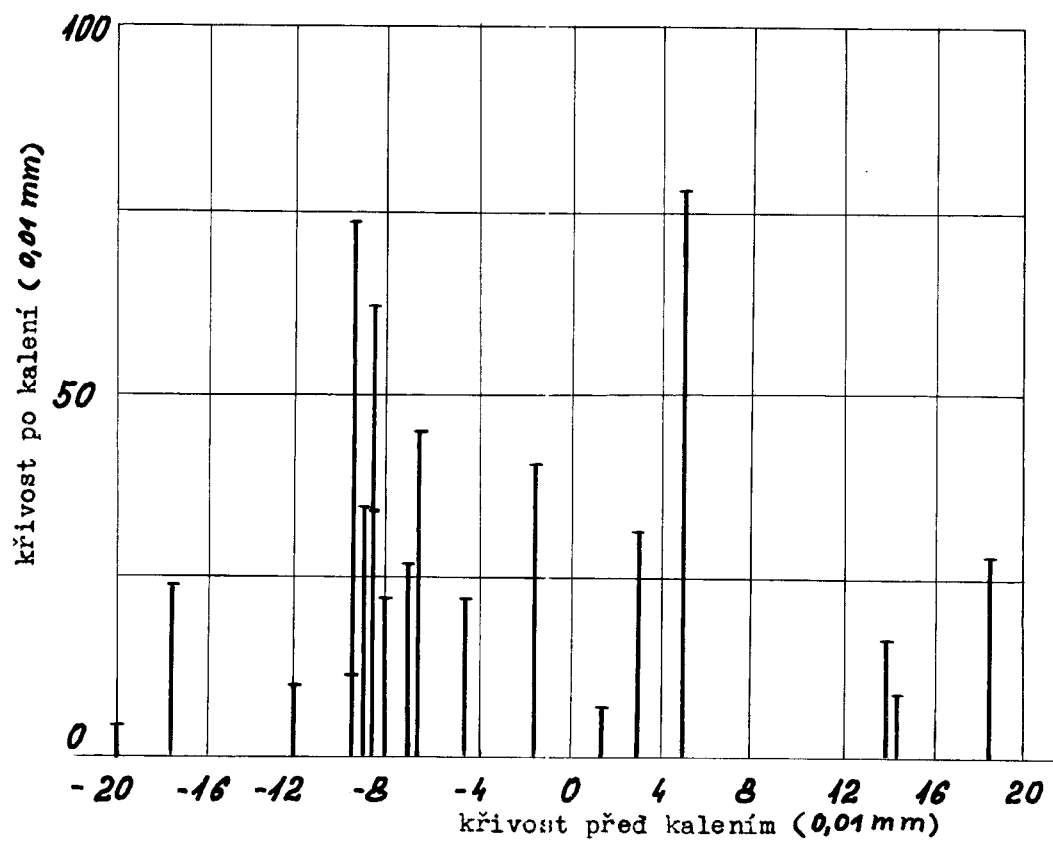
Skupina č. 6



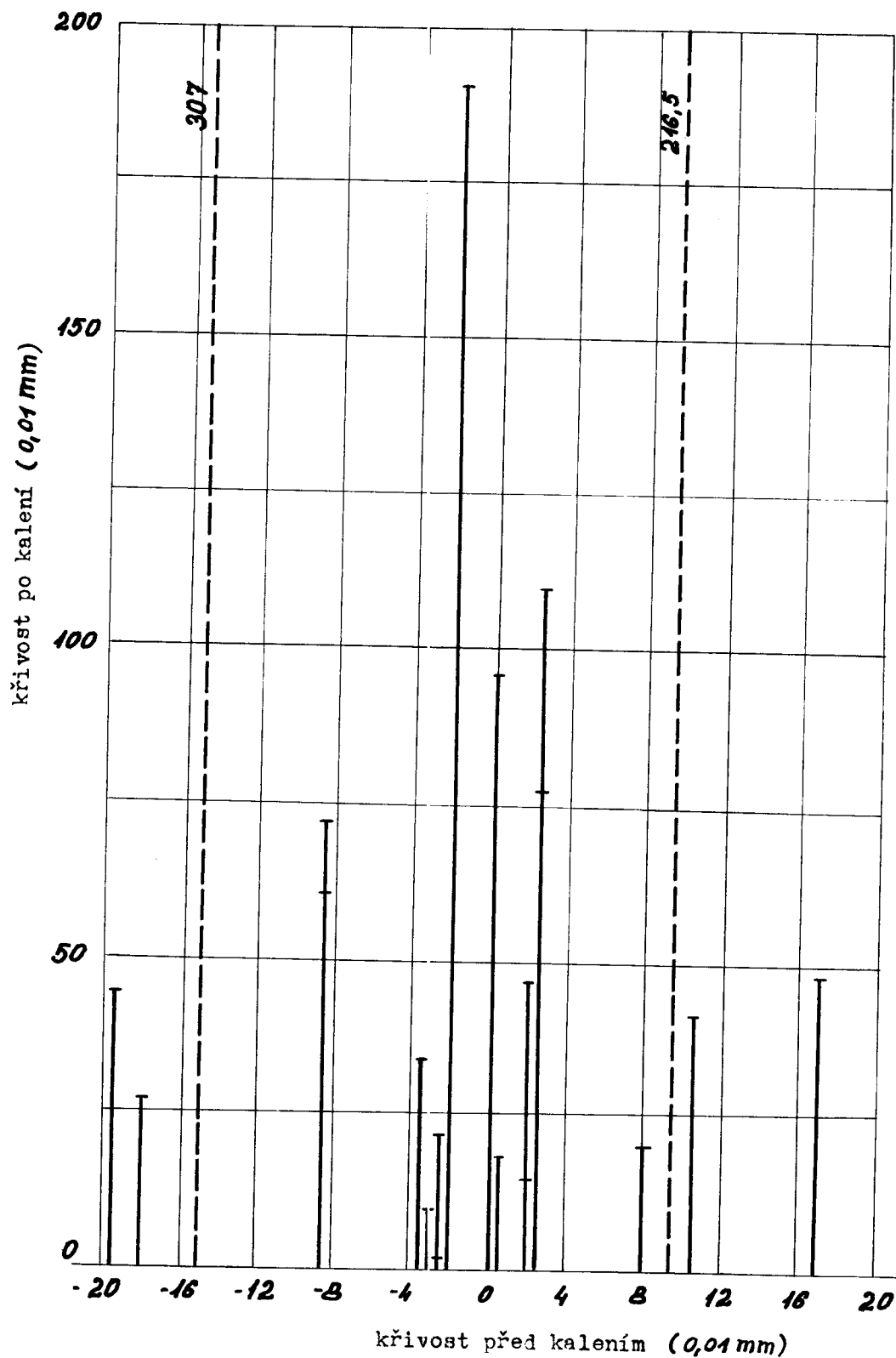
Skupina č. 7



Skupina č. 5



Skupina č. 8

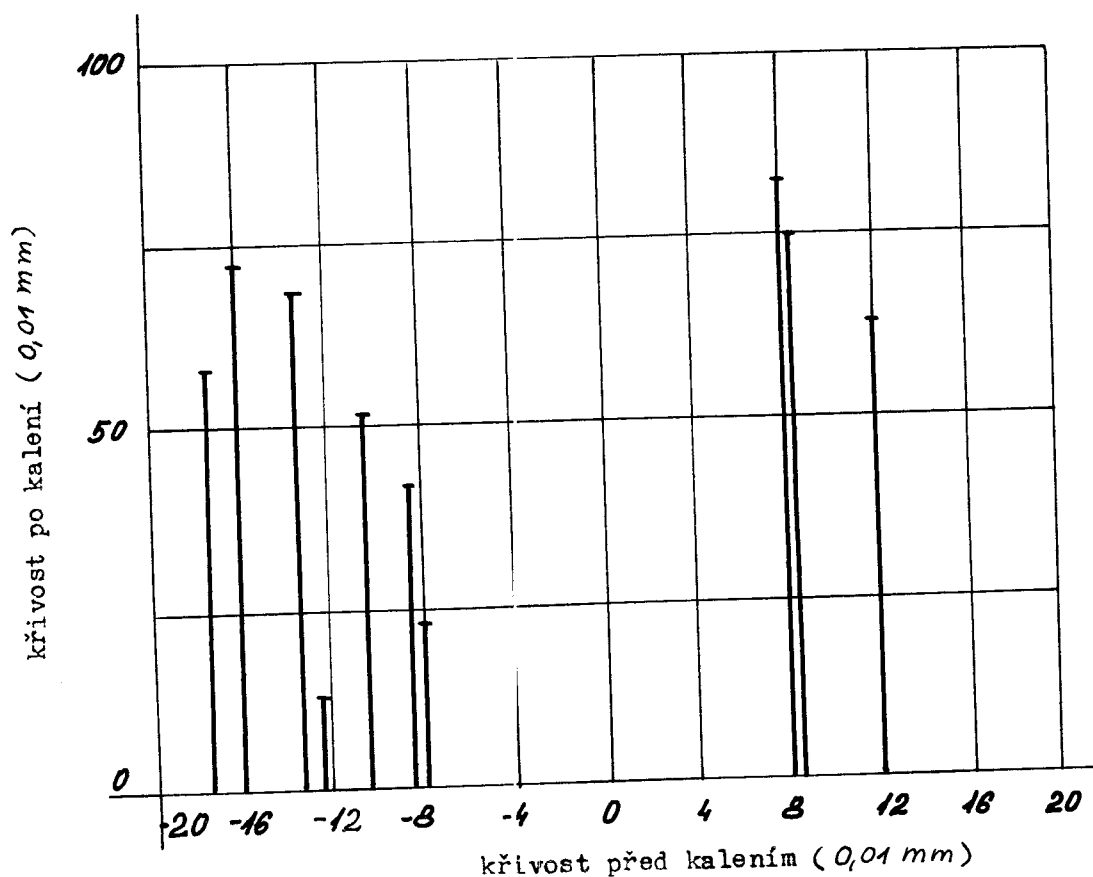


Vzorek VIII.

Vzorek IX.

Vzdálenost od povrchu (mm)	Úhlopříčka v tisku (μ)	HV 10	Vzdálenost od povrchu (mm)	Úhlopříčka v tisku (μ)	HV 10
0,3	149	835	0,3	155	171
0,4	153	192	0,35	158	743
0,4	152	803	0,4	150	824
0,45	151	813	0,6	156	762
0,5	154	782	0,65	156	762
0,65	156	762	0,75	157	752
0,8	150	824	0,8	161	715
0,85	155	771	0,85	154	782
1	155	771	0,9	158	743

Skupina č. 9



Vzorek B

Čas	°C	Ø°C	°C/s
0	770	770	0
2	770	760	10
3	760	745	30
4	730	712,5	35
5	695	692,5	10
5,5	690	685	20
6	680	655	100
6,5	630	585	180
7	540	502,5	150
7,5	465	435	120
8	405	377,5	110
8,5	350	330	80
9	310	392,5	70
9,5	275	265	40
10	255	247,5	30
10,5	240	230	40
11	220	212,5	30
11,5	205	200	20
12	195	177,5	15

Vzorek D

Čas	°C	Ø°C	°C/s
0	775	775	0
1	775	772,5	10
1,5	770	757,5	50
2	745	725	40
3	705	700	20
3,5	695	692,5	10
4	690	680	20
4,5	670	635	140
5,5	600	565	140
5,5	530	505	100
6	480	455	100
6,5	430	407,5	90
7	385	372,5	50
7,5	360	345	60
8	330	315	60
8,5	300	292,5	30
9	285	275	40
9,5	265	255	40
10	245	237,5	30
10,5	230	225	20
11	220	215	20

Vzorek E

Čas	°C	Ø°C	°C/s
0	770	770	0
1	770	757,5	25
2	745	737,5	30
2,5	730	715	60
3	700	695	20
3,5	690	680	40
4	670	640	120
4,5	610	575	140
5	540	507,5	130
5,5	475	450	100
6	425	405	80
6,5	385	362,5	90
7	340	325	60
7,5	310	297,5	50
8	285	275	40
8,5	265	255	40
9	245	240	20
9,5	235	227,5	30
10	220	215	20
10,5	210	200	40
11	190	185	20
12	180	170	40
13	160	155	20

Vzorek F

Čas	°C	Ø°C	°C/s
0	770	770	0
1	760	765	20
1,5	745	725,5	30
2	730	737,5	30
2,5	720	725	20
3	705	712,5	30
3,5	695	700	20
4	680	687,5	30
4,5	635	657,5	90
5	570	602,5	130
5,5	520	545	100
6	450	485	140
6,5	400	425	100
7	380	390	40
7,5	340	360	80
8	310	325	60
8,5	285	297,5	50
9	265	275	40
9,5	245	255	40
10	230	237,5	30
10,5	220	225	20
11	220	215	20
11,5	200	205	20

Skupina č. 9

Průměrné křivosti

Pilník číslo	Křivost před kalením (0,01 mm)	Křivost po kalení (0,01 mm)
1	8,5	- 41,5
2	12	62
3	- 10,5	- 51
4	8	- 22
5	- 12,5	13
6	13,5	- 68
7	- 17,5	57
8	8	82
9	8,5	75
10	- 16	72

Skupina pilníků číslo	Průměrná křivost (0,01 mm)
1	21,3
2	22,78
3	52,26
4	37,18
5	29,57
6	54,17
7	25,94
8	57,45
9	54,3

321

403

455

Vzorek A

Vzorek C

Čas	°C	Ø°C	°C/s	Čas	°C	Ø°C	°C/s
0	760	760	0	0	775	775	0
2	760	757,5	10	2	775	772,5	10
2,5	755	740	40	3	770	765	10
3	735	730	20	4	760	752,5	30
3,5	725	712,5	50	4,5	745	740	20
4	700	695	20	5	735	732,5	10
4,5	690	685	20	5,5	730	725	20
5	680	655	100	6	720	712,5	30
5,5	630	577,5	210	6,5	705	700	20
6	525	490	140	7	695	692,5	10
6,5	455	417,7	150	8	690	685	20
7	380	365	60	8,5	680	660	80
7,5	350	330	80	9	640	620	80
8	310	297,5	50	9,5	600	570	120
8,5	285	270	60	10	540	510	120
9	255	247	30	10,5	480	462,5	70
9,5	240	237,5	30	11	445	420	100
10	225	217,5	30	11,5	395	377,5	70
10,5	210	205	20	12	360	340	80
11	200	195	20	12,5	320	307,5	50
11,5	190	185	20	13	295	280	60
12	180	175	20	13,5	245	255	40
12,5	170	167,5	10	14	215	230	60
				15	190	202,5	50
				16	180	185	20

Křivost pilníků s jednou sekanou a jednou řezanou stranou

Křivost (0,01 mm)	36	46,5	47	2	28
	52,5	46	37,5	54	56

Skupina č. 1

Pilník číslo	Křivost před kalením (0,01mm)	Křivost po kalení (0,01mm)
1	1	- 36
2	14,5	- 29,5
3	- 3	- 23
4	- 1	7
5	- 6,5	35
6	- 2,5	- 11
7	2	45
8	- 4	- 17
9	- 1,5	2
10	5,5	1
11	6	- 17
12	19,5	18,5
13	- 3,5	- 35
14	11	12,5
15	- 7	- 41
16	- 1	18,5
17	- 5,5	15,5
18	-30,5	- 33
19	0	2,5
20	7	- 26

Skupina č. 3

Pilník číslo	Křivost před kalením (0,01mm)	Křivost po kalení (0,01mm)
1	- 4	- 45,5
2	- 7,5	- 152,5
3	1,5	110,5
4	32	19
5	- 3	- 235,5
6	6,5	61
7	17,5	21
8	- 1,5	28,5
9	- 7	96
10	5,5	8,5
11	- 11	21,5
12	7,5	- 2,5
13	7	10,5
14	9	10,5
15	- 26	14,5
16	- 4	- 68
17	1,5	88,5
18	16,5	- 28,5
19	2	- 175
20	2,5	- 35,5

Skupina č. 6

Pilník číslo	Křivost před kalením (0,01mm)	Křivost po kalení (0,01mm)
1	- 7,5	- 41
2	- 11	- 2,5
3	4	- 20,5
4	0,5	- 47,5
5	15,5	68
6	10,5	-139
7	0,5	11,5
8	0	- 20
9	3	52
10	- 5	4
11	- 10	107,5
12	- 10	- 13,5
13	- 15,5	- 91,5
14	8,5	91,5
15	5,5	71,5
16	- 8,5	114
17	2	- 16
18	11,5	97,5
19	- 7	- 32,5
20	9	42

Skupina č. 7

Pilník číslo	Křivost před kalením (0,01mm)	Křivost po kalení (0,01mm)
1	1	- 16
2	4	- 32
3	- 19,5	- 10,5
4	- 7,5	- 0,5
5	- 20	3
6	- 2	21
7	- 7,5	- 50
8	1,5	17,5
9	2,5	- 57,5
10	12	- 21
11	16	11,5
12	- 10	- 34,5
13	- 2,5	- 23
14	- 9	- 40
15	- 20	- 36
16	- 1	x
17	8	- 37
18	- 4,5	14,5
19	3	- 45,5
20	- 6	- 21,5

Skupina č. 2

Pilník číslo	Křivost před kalením (0,01mm)	Křivost po kalení (0,01mm)	Pilník číslo	Křivost před kalením (0,01mm)	Křivost po kalení (0,01mm)
1	5	0,5	1	- 2,5	30
2	5	77,5	2	- 9,5	- 29,5
3	1,5	- 5,5	3	- 5	- 60
4	1	- 7,5	4	- 8	- 59
5	- 15	- 1	5	- 7	-161
6	- 5,5	9	6	4	36
7	- 7	- 5,5	7	7,5	416
8	- 2	12	8	- 1	29
9	- 7,5	4,5	9	- 6	- 89,5
10	14,5	27,5	10	- 8,5	2,5
11	17,5	36	11	20	- 9,5
12	2,5	-24,5	12	10,5	- 15
13	- 18	-56	13	- 3	-116
14	- 5,5	-11,5	14	- 5	12,5
15	18,5	-53,5	15	7	47
16	13	-14,5	16	10	20,5
17	0,5	1	17	3,5	4,5
18	- 3,5	16	18	13,5	25
19	- 4,5	25	19	3,5	- 19
20	- 4	-67,5	20	7,5	30,5

Skupina č. 4

Skupina č. 5

Pilník číslo	Křivost před kalením (0,01mm)	Křivost po kalení (0,01mm)	Pilník číslo	Křivost před kalením (0,01mm)	Křivost po kalení (0,01mm)
1	8,5	-33,5	1	8	20
2	- 9,5	73	2	8,5	- 60,5
3	- 3	-31,5	3	- 8,5	72,5
4	9,5	-11	4	15	-307
5	4,5	-21,5	5	2,5	- 21,5
6	- 14,5	- 8,5	6	0,5	18,5
7	- 1,5	40	7	- 2,5	-109,5
8	5	77,5	8	- 2	190
9	- 23	-20,5	9	- 2	- 15,5
10	- 6,5	44,5	10	0	- 95,5
11	8	-21,5	11	-10,5	-41,5
12	- 14	-16	12	- 9,5	-216,5
13	- 12	9	13	18	- 26,5
14	8,5	-61,5	14	3	- 9,5
15	- 20	4	15	- 2,5	- 77,5
16	7	-26	16	19,5	- 44
17	1,5	6,5	17	- 2	- 46,5
18	- 18,5	-27,5	18	17	48
19	17,5	-23,5	19	2,5	- 1,5
20	9	-34,5	20	3,5	- 34

Skupina č. 8

Vzorek I.

Vzdále- nost od povrchu (mm)	Úhlopříčka v tisku (μ)	HV 10
0,25	168	857
0,3	143	907
0,3	147	858
0,45	148	847
0,5	146	870
0,6	146	870
0,65	145	882
0,85	147	858
0,95	144	894
0,9	150	824
1	149	835

Vzorek IV.

Vzdále- nost od povrchu (mm)	Úhlopříčka v tisku (μ)	HV 10
0,25	155	771
0,35	146	870
0,4	148	847
0,4	146	870
0,5	144	894
0,7	148	847
0,7	150	824
0,75	147	858
0,95	148	847

Vzorek II.

Vzdále- nost od povrchu (mm)	Úhlopříčka v tisku (μ)	HV 10
0,3	140	940
0,35	149	835
0,35	147	858
0,5	149	835
0,55	148	847
0,6	148	847
0,8	151	771
1	149	835
1	152	803

Vzorek V.

Vzdále- nost od povrchu (mm)	Úhlopříčka v tisku (μ)	HV 10
0,35	149	835
0,4	147	858
0,45	147	858
0,5	156	762
0,5	149	835
0,6	148	847
0,75	151	813
0,8	150	824
0,8	152	803

Vzorek III.

Vzdále- nost od povrchu (mm)	Úhlopříčka v tisku (μ)	HV 10
2,3	152	803
0,4	153	792
0,45	149	835
0,45	151	813
0,5	152	803
0,6	154	782
0,75	150	824
0,8	156	762
0,95	153	792

Vzorek VI.

Vzdále- nost od povrchu (mm)	Úhlopříčka v tisku (μ)	HV 10
0,35	153	792
0,4	152	803
0,45	159	734
0,55	150	824
0,6	147	858
0,7	155	771
0,75	148	847
0,9	156	762
0,95	151	813
1	153	792
1	158	743

Křivost pilníků s jednou sekanou a jednou hladkou stranou

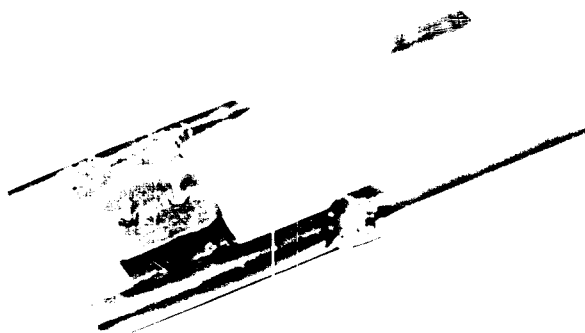
Křivost (0,01 mm)	36	63	64,5	0	28,5
	41	133	199	10	54

Vzorek VII.

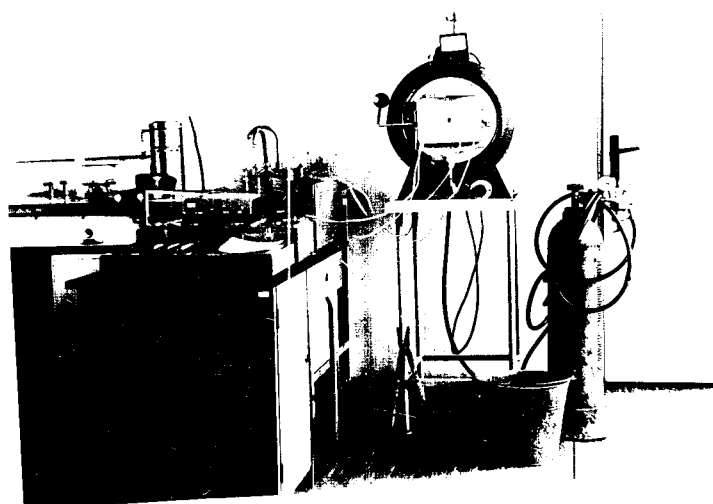
Vzdálenost od povrchu (mm)	Úhlopříčka vtisku (μ)	HV 10
0,3	150	824
0,35	148	847
0,4	152	803
0,4	151	813
0,5	152	803
0,6	153	792
0,65	152	803
0,7	157	752
0,95	148	847
1	154	782

Austenitisace PLO 200/2

Doba ohřevu (min)	HV 10
0,25	230
0,5	230
0,75	392
1	900
1,25	880
1,50	900
1,75	860



obr. 26



obr. 27

VŠST
LIBEREC

VYHODNOCENÍ

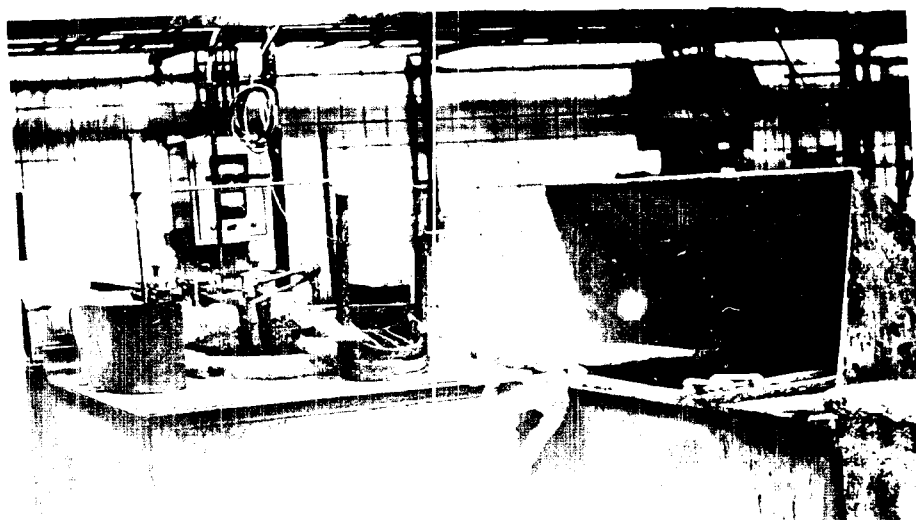
DP list 51

5. LISTOPADU 1966

Maršálek Jan



obr.28



obr.25



obr.35



obr.36

VŠST
LIBEREC

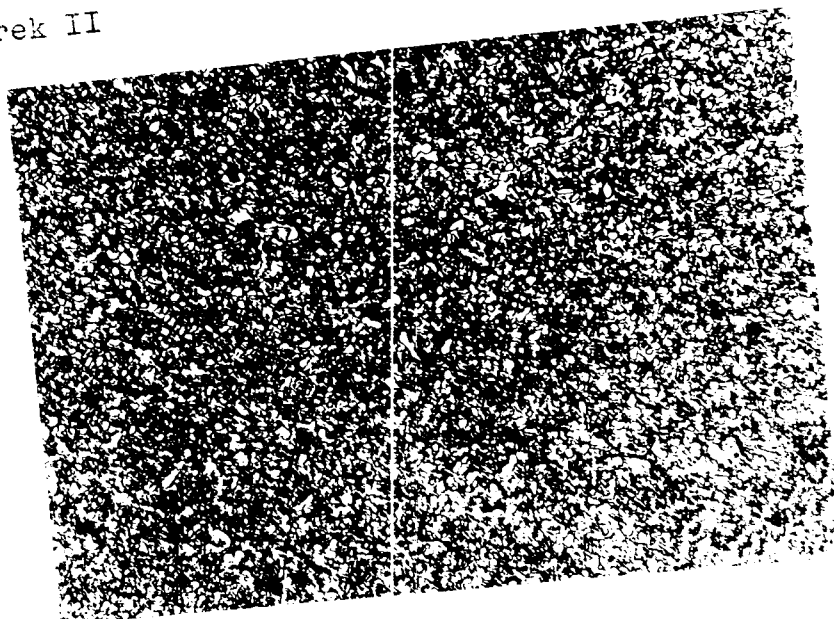
VYHODNOCENÍ

DP list 52

5. LISTOPADU 1966

Maršálek Jan

Vzorek II

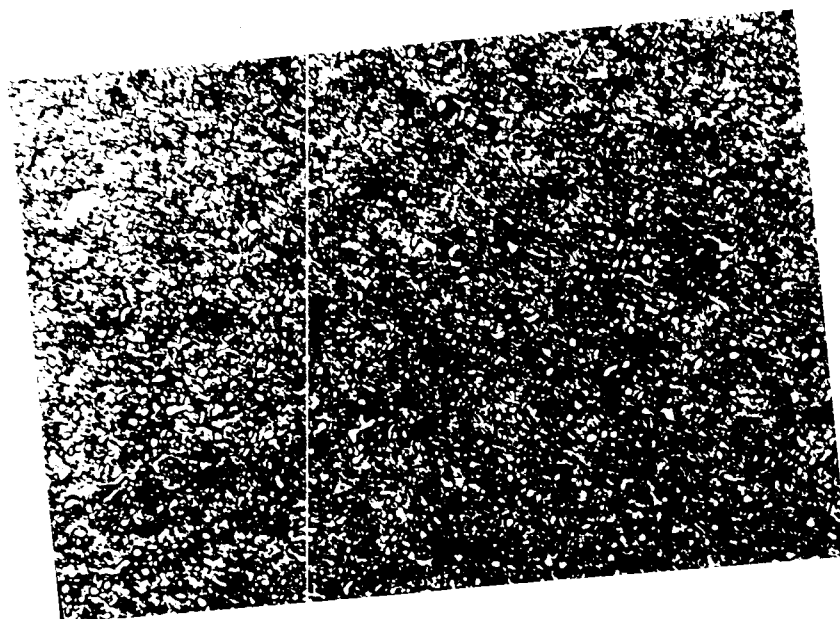


500 x

N I T A L

obr. 29

Vzorek V



500 x

N I T A L

obr. 30

VŠST
LIBEREC

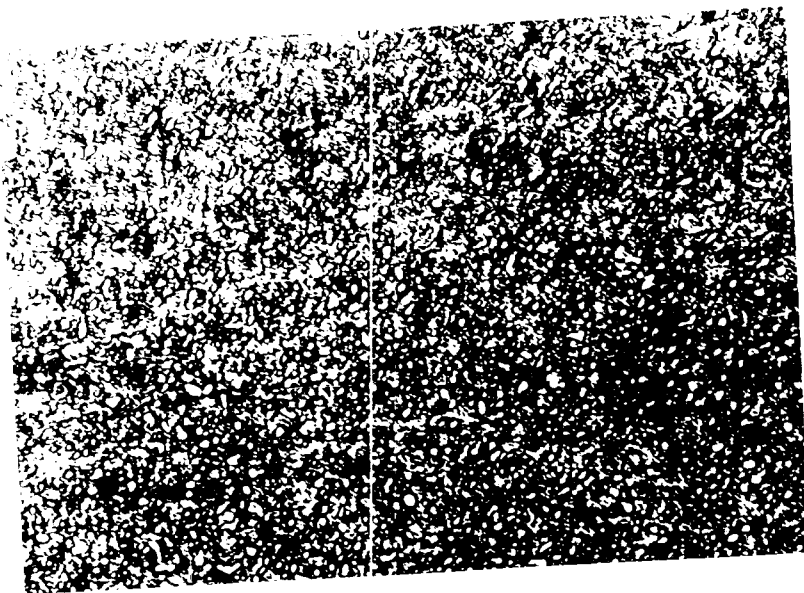
VYHODNOCENÍ

DP list 53

5. LISTOPADU 1966

Maršálek Jan

Vzorek VIII



NITOL

500 x

obr. 31

Surový stav ocele K1



NITOL

500 x

VŠST
LIBEREC

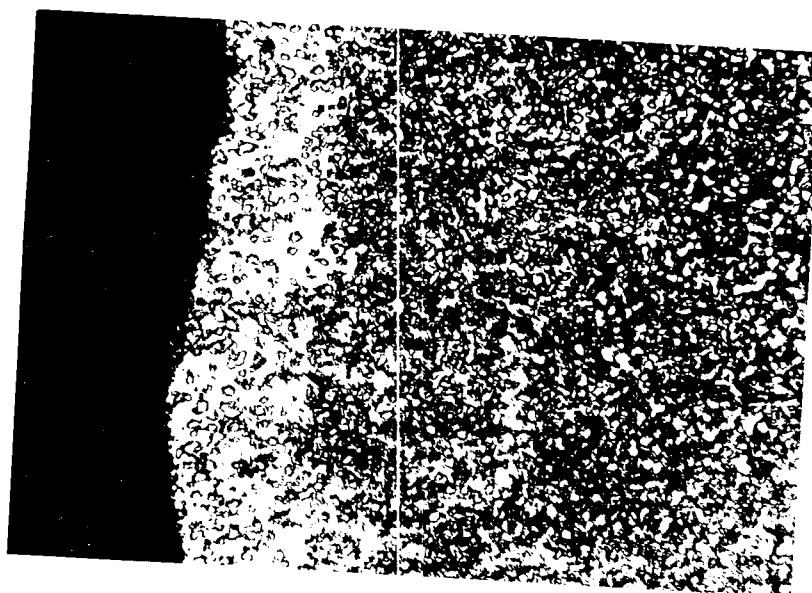
VYHODNOCENÍ

DP list 54

5. LISTOPADU 1966

Maršálek Jan

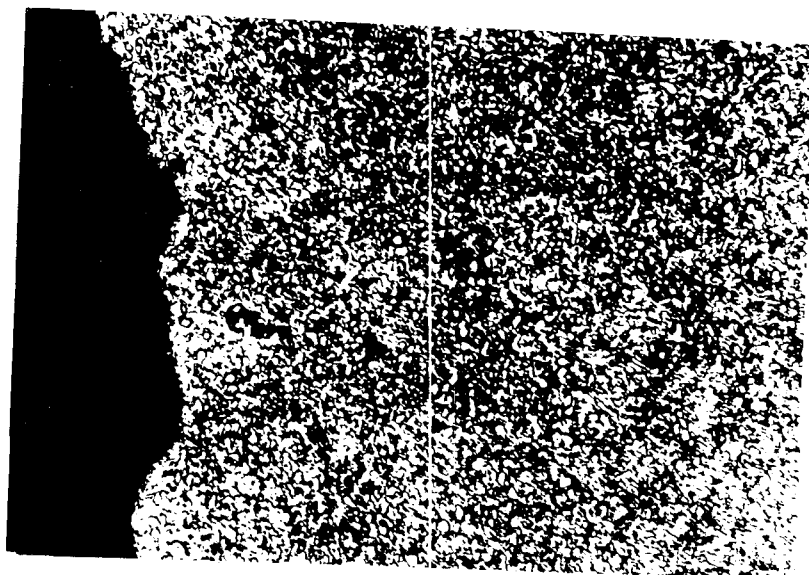
Oduhličený povrch pilníku z oceli K1



N I T A L

500 x

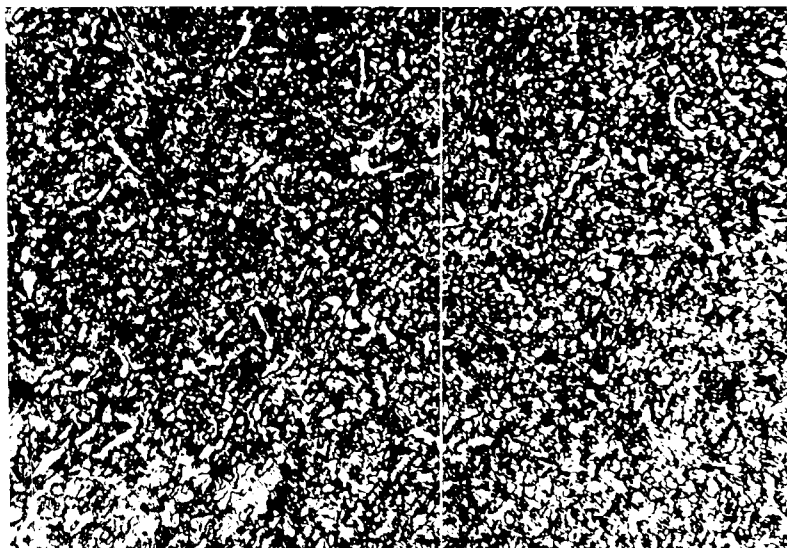
Správný povrch pilníku z oceli K1



N I T A L

500 x

Zakalený povrch pilníku Ø 12 z oceli K1



N I T A L

500 x

Neprokalené jádro pilníku Ø 12 z oceli K1



N I T A L

500 x

6. Závěr

Závěrem možno říci, že křivost pilníků se snížit dá, volbou správné lázně. U pilníků PLO 200/2 je možno zkrátit jejich dobu ohřevu, což jim přidá na kvalitě. Záleží nyní na vedení závodu, jak použije těchto poznatků.

Chtěl bych též na konci své práce poděkovat soudruzkům a soudruhům ze závodu TON. Cihlava, kteří mi moji práci značně usnadnili a snažili se mi vyjít všemožně vstříc. Dík patří asistentovi Ing. J. Kopicovi, který mi vydatně pomohl při zkouškách ochlazování, Ing. J. Oltovi, který mne seznámil s podmínkami na závodě.

Seznam literatury

Dr.techn.věd J.A. Geller - Správočník po
mašinostrojiteľnym materiálam
(Moskva 1959)

E. Houdremont - Specialnyje stali
(Moskva 1 959)

Dr.Ing. E. Barz - Die Feststellung der haupt-
sächlichsten Einflüsse auf die Biegung
der Feilen
(Kolín n/ R)

Akademik V. Jareš - Metalografie oceli
(Praha 1 958)

Akademik Frant. Píšek - Nauka o materiálu I
(Praha 1 957)

Ing. V. Valla - Nástrojové oceli
(Praha 1 952)

Kand.techn.věd E.I. Malinkina - Vznik trhlin
při tepelném zpracování ocelí
(Praha 1 961)

Ing. L.V. Petraš - Kalicí prostředí pro
tepelné zpracování kovů
(Praha 1 962)

CEJCHOVNÍ KŘIVKA

