

Vysoká škola: strojní a textilní Liberec

Katedra: materiálu a tváření

Fakulta: strojní

Školní rok: 1967/68

DIPLOMNÍ ÚKOL

pro Jiřího Nováka

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: Stanovte diagramy rychlosti přeměny $\alpha \rightarrow \gamma$ a tvorby austenitu v oceli 12 080 při vysokofrekvenčním indukčním ohřevu na zařízení KMT

Pokyny pro vypracování:

1. Teorie fázových přeměn v tuhém stavu
2. Kinetika austenitisace
3. Měření na zařízení KMT
4. Vyhodnocení naměřených dilatometrických záznamů
5. Struktury význačných stadií dosažených přeměn
6. Tvrdosti význačných stadií dosažených přeměn
7. Vyhodnocení případně porovnání s výsledky jiných druhů ocelí

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 I, STUDENTSKÁ 5

V 139/1968

Rozsah grafických laboratorních prací:

Rozsah průvodní zprávy: 40 - 45 stran

Seznam odborné literatury:

1. JAREŠ, V.: Metalografie neželezných kovů. Nakl. ČSAV, Praha 1955
2. JAREŠ, V.: Metalografie ocele. Nakl. ČSAV, Praha 1960.
3. PÍSEK, F.: Nauka o materiálu I. Nakl. ČSAV, Praha 1957.
4. PÍSEK, F.: Nauka o materiálu II/2. Nakl. ČSAV, Praha 1957.
5. PÍSEK, F.--JENÍČEK, L.--RYŠ, P.: Nauka o materiálu I. Nakl. ČSAV, Praha 1966.
6. PLUHAŘ, J.--KORITTA, J.: Strojírenské materiály SNTL/SVTL, Praha 1966.
7. KOŘÍNEK, M.: Problémy rychlých ohřevů oceli a automatisace strojírenské výroby. "Strojírenství" I. 1964, str. 35

Vedoucí diplomní práce: Doc. Ing. Miroslav Kořínek CSc

Konsultanti: Ing. František Groh

Datum zahájení diplomní práce: 15. prosince 1967

Datum odevzdání diplomní práce: 17. června 1968



Miroslav Kořínek
Doc. Ing. Miroslav Kořínek CSc
Vedoucí katedry

Cyril Höschl
Prof. Ing. Cyril Höschl
Děkan

v Liberci dne 7. prosince 1967

VŠST Liberec		Katedra KMT
Fakulta strojní	1	DP ST/651/68
DIPLOMOVÁ PRÁCE		

O B S A H

ÚVOD	str. 3
TEORIE FÁZOVÝCH PŘEMĚN A KINETIKA AUSTENITIZACE ...	str. 5
DIFUSE V KOVECH	str.12
DILATOMETRIE	str.16
POPIS ZAŘÍZENÍ A ZPŮSOB MĚŘENÍ.....	str.18
VLASTNOSTI A POUŽITÍ PŘIDĚLENÉ OCELI-.....	str.27
VYHODNOCENÍ.....	str.28
DISKUSE VÝSLEDKŮ.....	str.43
PŘÍLOHOVÁ ČÁST.....	str.47
ZÁVĚR.....	str.53
SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY...	str.54
SEZNAM PŘÍLOH	str.55
GRAFY	

ÚVOD

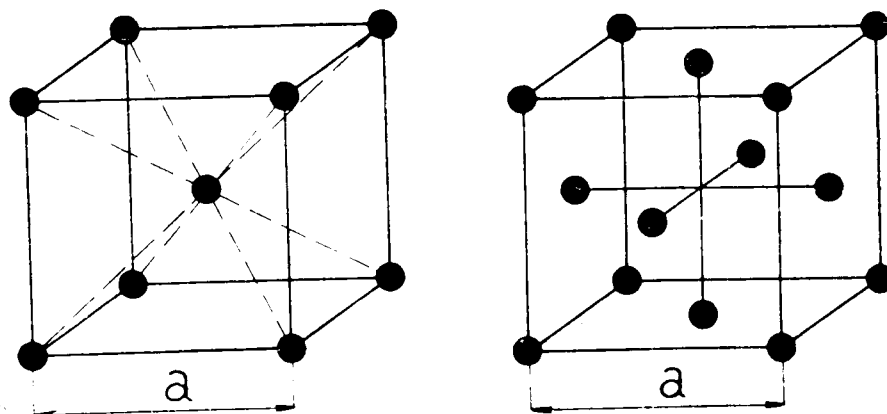
Neustálé zvyšování životní úrovně vyvíjí tlak na národní hospodářství, které se s tímto faktem musí nějakým způsobem vyrovnat. Nejlepším způsobem, jak zajistit zvýšení výroby, je zvýšení produktivity práce s co nejmenšími náklady na novou investiční výstavbu a bez dalšího zvyšování počtu pracovníků. To znamená, že je bezpodmínečně nutno zavádět do výroby nejmodernější prvky a to na úseku organizace výroby, technologie, automatizace a mechanizace. Zvláště automatizace výroby je velmi důležitá, neboť se výroba zrychluje, zlevňuje a podíl lidské práce se zmenšuje na minimum. Na úseku obráběcích pochodů je automatizace poměrně propracovaná a zavádí se v našich strojírenských podnicích do výroby, hlavně v poslední době, v širším měřítku. Jsou to například obráběcí stroje řízené počítačem nebo filmovým či magnetofonovým páskem, celé speciální automatické linky apod. Na rozdíl od toho u procesů, při kterých je nutné tepelné zpracování /ohřev na kovací teplotu, žhání, kalení apod./ se automatizace dosud neprosadila a ještě nyní se vyskytuje, dá se říci, ojediněle. Jedná se prakticky o ohřevy vyššími rychlostmi, řádově 100 až 1000°C/sek. Ohřev vysokými rychlostmi se totiž při tepelném zpracování kovů ukazuje velmi výhodným. Nejde zde pouze o zkrácení času potřebného k ohřevu /a tato úspora je značná/, ale rychloohřev má příznivý vliv na jakost materiálu. Při ohřevu vysokými rychlostmi nedochází k okysličení materiálu, neobjevuje se zde povrchové oduhličení, nebo jen v malé míře, nedochází ke zhrubnutí zrna apod. K realizaci rychlého ohře-

vu je možno použít trubkových nebo tunelových pecí, ohřevu v solných lázních, odporového ohřevu nebo indukčního ohřevu.

Použití indukčního ohřevu nabývá stále na významu. Má totiž mnoho předností, pro které se doporučuje. Je to například možnost regulace rychlosti ohřevu v širokých mezích, čistota provozu, pohotovost, možnost snadného dávkování energie a v neposlední řadě i velká úspora času. Lze uvést některé speciální případy použití indukčního ohřevu, jako je třeba válcování vrtáků za tepla, ohýbání trub velkých průměrů apod. V těchto případech je použito indukčního ohřevu a to s velkým úspěchem. Při použití tohoto způsobu ohřevu dosud nebyla dostatečně propracována problematika změn, které v materiálu nastávají. Se zřetelem k očekávanému vývoji automatizace bude nutno dále při rychlém ohřevu důkladně studovat a přizpůsobit pak ocele, přicházející v úvahu, specifickým požadavkům nové technologie.

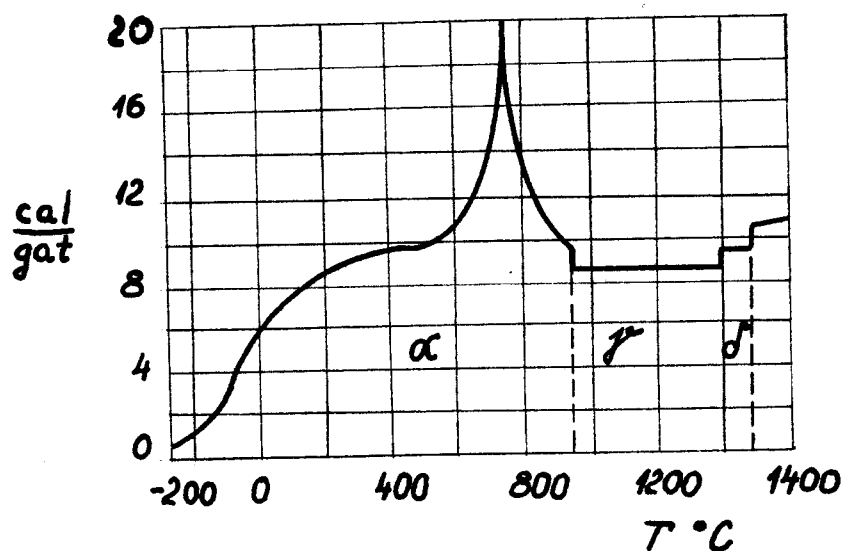
TEORIE FÁZOVÝCH PŘEMĚN A KINETIKA AUSTENITIZACE.

Problematika fázových přeměn kovů a jejich slitin je pro technickou praxi velmi důležitá. Také při tepelném zpracování je nutno znát tyto přeměny. Ohříváme-li čisté železo v tuhém stavu, pak na křivce závislosti teplota-čas najdeme čtyři prodlevy. Při teplotě 769°C, 910°C, 1392°C, a při teplotě 1539°C. Teplota 1539°C je udávána jako bod tání čistého železa. Další 3 prodlevy, probíhající v tuhém stavu, byly považovány za teploty překrystalizační a vzniklé modifikace byly označeny $\alpha, \beta, \gamma, \delta$. Přitom platí, že překrystalizační teploty při ohřevu a při ochlazování nejsou stejné. Tento teplotní rozdíl se označuje, jako termická hysterese. Později bylo na základě ohybu rentgenových paprsků dokázáno, že modifikace α, β, δ mají zcela stejnou stavbu krystalové mřížky. Je to krychlová mřížka tělesně středěná /stereocentrická/ s devíti atomy. Na rozdíl od toho je krystalová mřížka modifikace γ středěná plošně /planicentrická/ se čtrnácti atomy a rovněž krychlová, obr.1. Parametry mřížky α se uvádí za normální teploty 2,86Å a mřížky γ 3,66Å /Jareš/. Protože existují pouze dvě modifikace železa, tak prodleva při 769°C nemůže být spojována s překrystalizací, ale jde o diskontinuální změnu specifického tepla. Zároveň s touto změnou dochází ke ztrátě feromagnetických vlastností. Teplota, při které k tomuto jevu dochází, se nazývá Curieho bod. Závislost atomového tepla na teplotě je uvedena na obr. Z téhož obrázku je patrné, že ke ztrátě feromagnetických vlastností nedochází v jednom bodě, ale v intervalu teplot i když tento interval je malý.



obr.č.1 Krystalická mřížka železa α a γ .

Nejrychlejší pokles se jeví při teplotě 769°C . Z obrázku je též patrné, že při fázové přeměně dochází na křivce ke skokovým změnám, při konstantní teplotě, např. při přeměně α - γ .

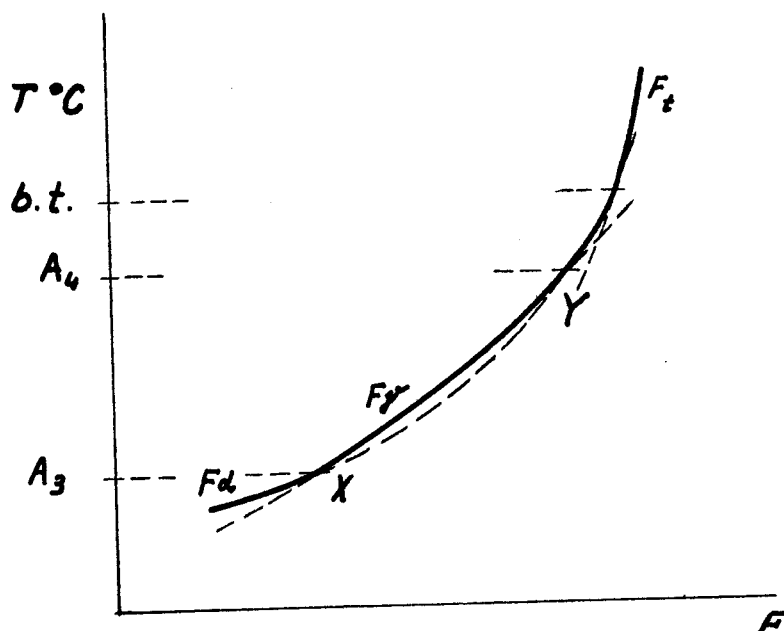


obr.č.2 Graf závislosti specifického tepla na teplotě.

Otázkou je, proč modifikace stabilní za vyšší teploty se dalším ohřevem mění v modifikaci, která byla stabilní již při teplotě nižší. Proč se α změní v γ a při teplotě vyšší zase γ - δ . Podle Jareše je tento jev vysvětlen takto. Každá soustava směřuje k rovnovážnému stavu, ve kterém je její volná energie co nejmenší. Volnou energii u kovů definujeme obvykle podle Helmholtze rovnici

$$F = U - TS$$

F je volná energie, U je celková vnitřní energie, T je absolutní teplota a S je entropie. Schema změn volné energie s teplotou znázorňuje obr.č.3.



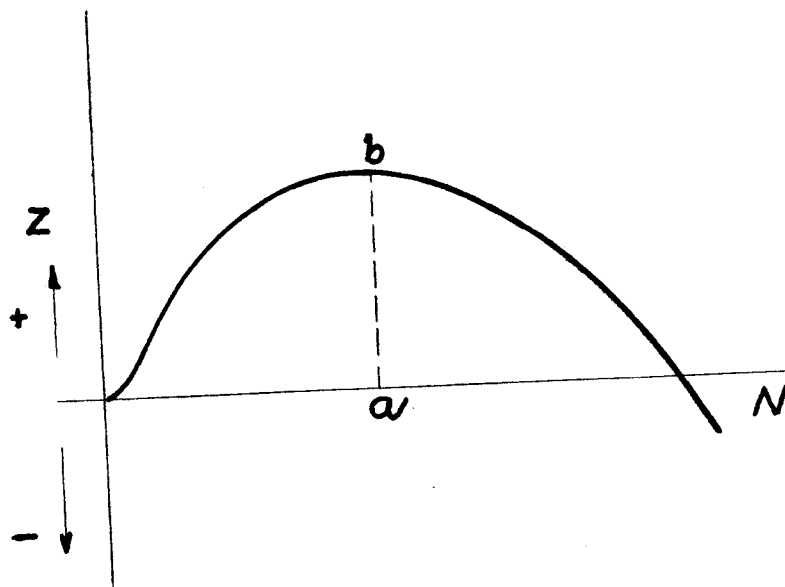
obr.č.3 Graf závislosti volné energie železa na teplotě.

Průsečíky čáry F_α a F_γ , které znázorňují volné energie modifikací α, γ , se protínají ve dvou bodech X, Y. Teploty těchto bodů jsou překryštalizačními teplotami A_3 , A_4 a průsečík čáry F_γ a F_δ je bodem tání čistého železa.

Z obrázku vidíme, že mezi teplotami A_3 a A_4 je volná energie fáze μ menší a tudíž v tomto rozmezí bude tato fáze stabilnější. Fáze α bude stabilní do bodu A_3 a od bodu A_4 až do bodu tání. V bodech společných oběma křivkám mohou existovat obě modifikace společně.

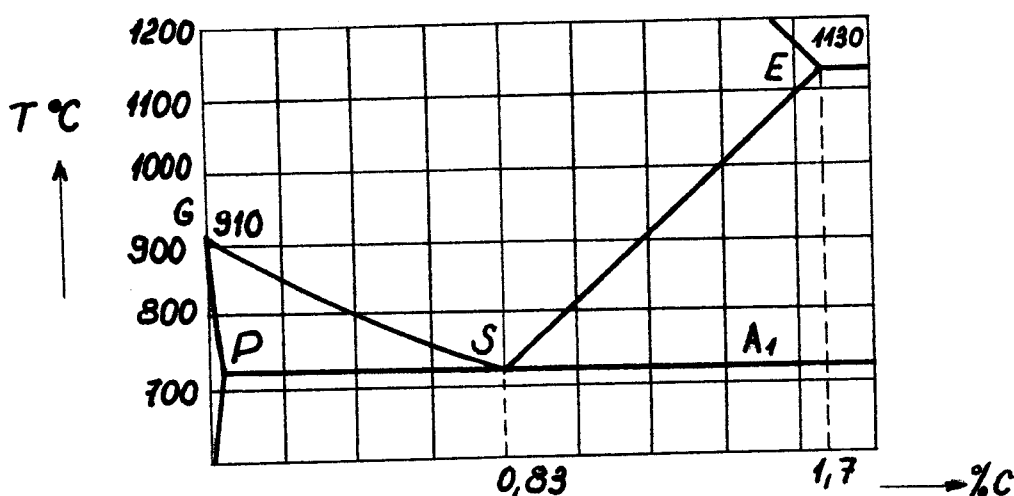
Mechanismus překrystalizace oceli.

Předpokladem překrystalizace jedné modifikace v druhou je nerovnovážný stav. Při ohřevu krystalů α se musí nejdříve vytvořit zárodky fáze μ . K tomu je potřebná teplota vyšší, než je teplota rovnovážná a určité volné energie. Tyto zárodky musí dosáhnout tzv. kritické velikosti, která je nutná k dalšímu jejich růstu. Pokud této velikosti nedosáhnou mohou růst pouze spotřebou volné energie. Na obr. 4 je označena kritická velikost jako a , na pořadnici N je poloměr jádra a na úsečce Z změna volné energie.



obr.č.4 Růst krystalizačního zárodku.

Podívejme se nyní, jak tento jev vypadá ve skutečnosti. Jestliže zahříváme vzorek, tak při určité teplotě T , která je nad teplotou přeměny A_1 , se počnou na rozhraní feritu a cementitu tvořit zárodky austenitu. Tyto zárodky mohou obsahovat těsně nad teplotou přeměny A_1 až 0,9% C. Můžeme říci, že jsou uhlíkem nasyceny. Při teplotě vyšší než je teplota přeměny A_1 může být koncentrace uhlíku v austenitu v rozmezí, které je ohraničeno body GSE v diagramu železo - karbid železa. Obr.č.5



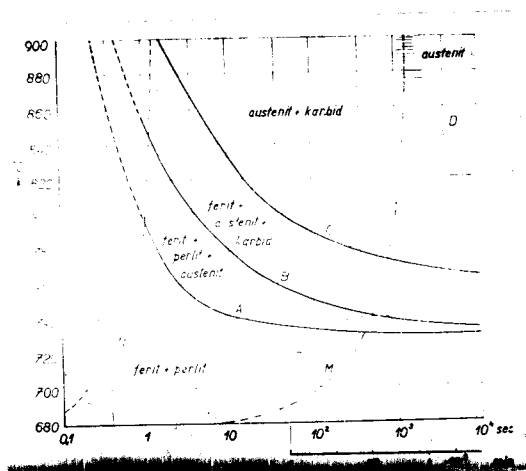
obr.č. 5

Jako u každé činnosti, která se skládá z více pochoď, tak i zde se projevuje řídicí vliv pochodu, který probíhá nejponaleji. Sledujeme-li přeměnu $\alpha \rightarrow \gamma$, vidíme, že ferit se změní v austenit daleko dříve, než skončí rozpouštění cementitu. Z toho plyne, že rozpouštění cementitu bude řídicím dějem. Po rozpouštění cementitu ještě austenit nemá rovnoměrné složení, není homogenní. To znamená, že bezprostředně po rozpouštění cementitu není možno dosáhnout, po zaka- lení, v celém kusu homogenní martensitické struktury. Je to způsobeno tím, že ne všechny partie jsou dostatečně bohaté na uhlík. Abychom dosáhli vyrovnání obsahu uhlíku

v austenitu, musíme dále zvýšit teplotu. Tvorba austenitu tedy probíhá při teplotách vyšších, než jsou body přeměny a to ve třech etapách.

1. Přeměna perlitu v austenit
2. Rozpouštění zbytkových karbidů
3. Homogenizace austenitu

Všechny tyto etapy závisí úzce na teplotě, přičemž je nutno s absolutní výší teploty brát v úvahu i rychlost ohřevu a dobu výdrže na této teplotě. To znamená, že se zvyšující se rychlostí ohřevu musíme zvýšit i teplotu. Vliv teploty na rychlost austenitizace studoval dilatometricky Rose. Jedním z výsledků jeho měření je diagram na obrázku č.6.



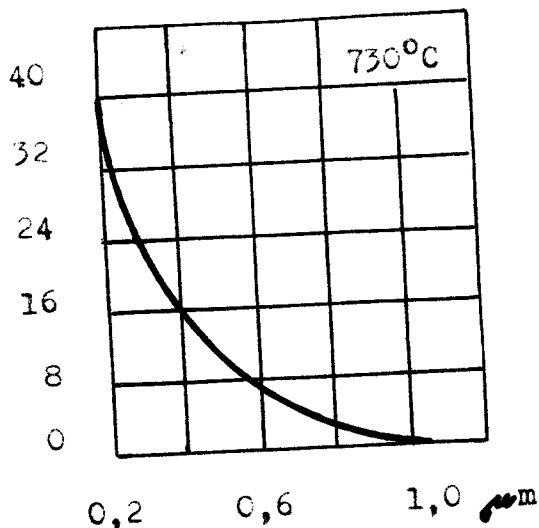
obr.č.6 Závislost doby trvání přeměny na teplotě.

Na úsečku je nanášena teplota a na pořadnici čas.

Z diagramu vyplývá, že překrystalizace nastává při vyšších teplotách daleko dříve, než při teplotách nízkých.

Vliv velikosti zrna.

Je to jeden z dalších činitelů, majících vliv na rychlost austenitizace. Pro eutektoidní ocel řešil tento problém Kidin. Všeobecně se dá říci, že hrubší zrno snižuje rychlost přeměny. Tato závislost je na obr.č.7.

$^{\circ}\text{C}/\text{sek.}$ 

obr.č. 7

Vliv chemického složení.

Tento problém, s výjimkou vlivu uhlíku, nebyl ještě dostatečně prozkoumán. Dá se ale předpokládat, že je značný. xJareš uvádí, že karbidotvorné prvky, které tvoří stabilní karbidy, zejména W, Mo, V, zpožďují rozpouštění karbidů v austenitu.

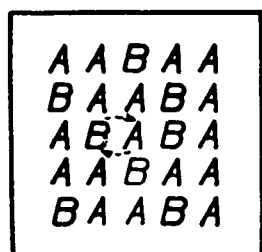
Vliv rychlosti ohřevu.

Ani tento vliv nebyl dosud systematicky studován, ale pravděpodobně s vyššími rychlostmi ohřevu se teplota překrystalizace posouvá k vyšším hodnotám.

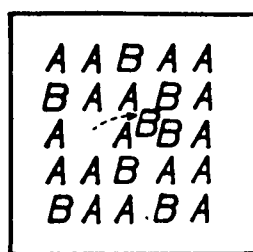
Je zřejmé, že problém austenitizace je poměrně složitý a se stává z mnoha činitelů, které se na něm podílejí větší či menší měrou. Největší vliv má difusní pochod, který je podrobněji popsán v další kapitole.

DIFUSE V KOVECH

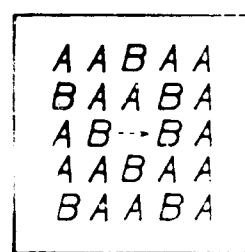
Difusí rozumíme migraci elementárních částic dvou látek. Jde-li o elementární částice téhož druhu, mluvíme o samodifusi. Podstatou samodifuse je vyrovnaní kinetických energií tepelného pohybu jednotlivých atomů. V případě difuse v soustavách s různým chemickým složením jde o vyrovnaní koncentračních rozdílů ve směru koncentračního spádu. Je známo, že v tuhých látkách jsou atomy pevně fixovány v určitých místech prostorové mřížky. Aby mohl atom toto své místo opustit, musí disponovat určitou energií, která překoná síly, kterým je držěn ve své poloze. Kromě toho je známo, že mřížka není nikdy dokonalá, že existují místa atomy neobsazená a kromě toho mohou být celé části mřížky vůči sobě posunuty, což také umožňuje průběh difuse. Na obrázku č. 8 jsou tři možné způsoby difuse.



a



b



c

obr.č. 8 Schema tří možných mechanismů difuse.

Tři možné způsoby difuze

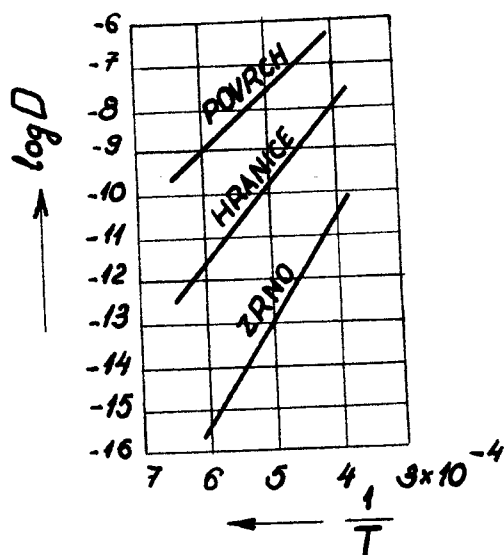
1. Dva atomy AaB změní vzájemně místa. Obr.č. 8a
2. Atomy B mohou difundovat do intersticiálních poloh základní mřížky atomů A. Obr.č. 8b
3. Atomy B mohou difundovat základní mřížkou atomů A v důsledku existence vakantních míst. Obr.č. 8c

ad.1 Zdá se, že tento způsob je těžko proveditelný, neboť pro vzájemné přemísťování atomů v tuhé mřížce by bylo potřeba příliš velikých sil.

ad.2 Nejznámějším případem je difuze uhlíku v železe.

ad.3 Vakantní místa vznikají zpravidla na povrchu a šíří se dovnitř krystalu.

Jak již bylo řečeno, jsou v mřížce vakantní místa, usnadňující difusi. Tyto nedokonalosti jsou větší na povrchu a na hranicích zrn, než ve vlastní mřížce a proto bude difuze probíhat na povrchu a na rozhraní zrn rychleji, než vlastními zrny. Průběh difuze povrchem, hranicemi zrn a zrny je na obr.č. 9.



obr.č. 9 Průběh difuze
zrny, hranicemi zrn
a povrchem.

Rychlost difuze se vyjadřuje pomocí koeficientu difuze takto

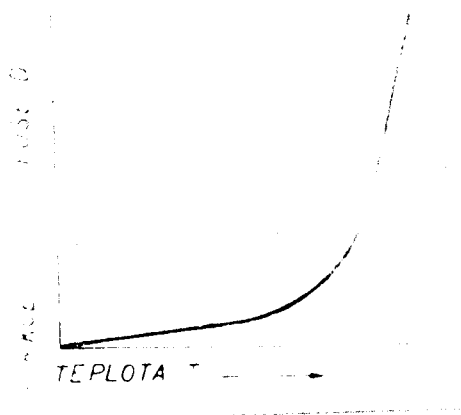
$$dm = -SD \frac{dc}{dx} dt$$

dm značí množství látky difundující v čase dt povrchem S , který leží mezi uvažovanými body a jehož hraniční plochy jsou kolmé k ose prutového tělesa. Konstanta D je koeficient difuze a závisí na teplotě a koncentraci. Rozměr koeficientu difuze je cm^2/sek . Závislost koeficientu difuze na teplotě je na obr.č. 10.

Na rychlost difuze má vliv řada činitelů, které můžeme rozdělit do tří skupin.

1. Vnější podmínky difuze
2. Stav a vlastnosti základního kovu
3. Vztah mezi difundujícími látkami

ad.1 Z vnějších podmínek ovlivňuje difuzi nejvíce teplota. Jak již bylo v předchozím textu podotknuto, závislost koeficientu difuze na teplotě je na obr.č. 10



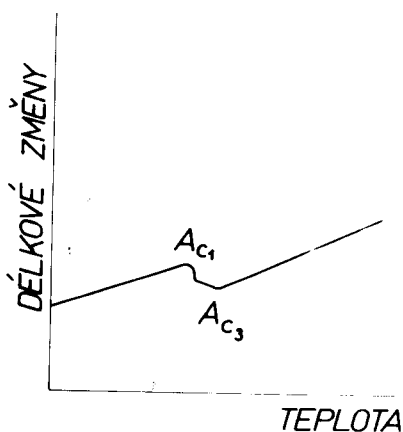
obr.č. 10 Závislost koeficientu difuze na teplotě.

ad.2 Rozdílná rychlost difuze mřížkou krystalů a hranicemi zrn způsobuje, že difuze probíhá rychleji v kovech o jemnozrnné struktuře, než v kovech o struktuře hrubozrnné. Většinou platí, že legováním se koeficient difuze zmenšuje.

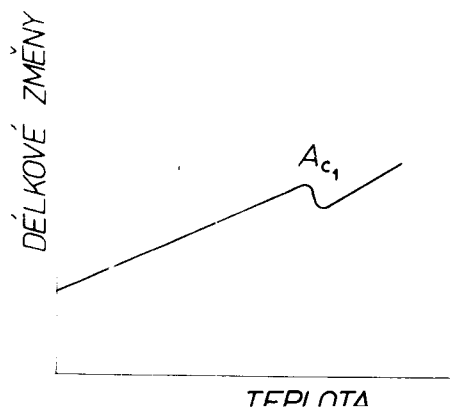
ad.3 Z uvedeného mechanismu difuze vyplývá, že přemístění atomů je nejobtížnější při samodifusi. Difuze cizích látek v základním kovu je tím snazší, čím vzdálenější jsou oba prvky v periodické soustavě, čím větší je rozdíl počtu valenčních elektronů a čím větší je rozdíl velikosti atomů. U prvků, jež tvoří ve značném rozmezí substituční tuhé roztoky, je difuze pomalá. Poměrně snadná je difuze prvků, jež tvoří intersticiální tuhý roztok se základním kovem. Velmi malá velikost atomů difundujícího prvku, proti atomu základního prvku, usnadňuje jeho rychlé pronikání meziuzlovými polohami základní mřížky. Koeficient difuze rovněž ovlivňuje koncentrační spád.

DILATOMETRIE

Dilatometrická analýza je jednou z metod sledování fázových přeměn. Jak již bylo dříve řečeno, je parametr modifikace α 2,86 Å a parametr modifikace μ 3,66 Å. Na krychli této velikosti připadají u železa α dva atomy a u železa μ čtyři atomy. Bylo spočítáno, že při ohřevu na teplotu přeměny $\alpha \rightarrow \mu$ dochází k náhlé lineární kontrakci 0,22%. Tento poznatek je základem tzv. dilatometrické analýzy. Náhlá lineární kontrakce určuje na křivce tepelné dilatace začátek austenitizace oceli.

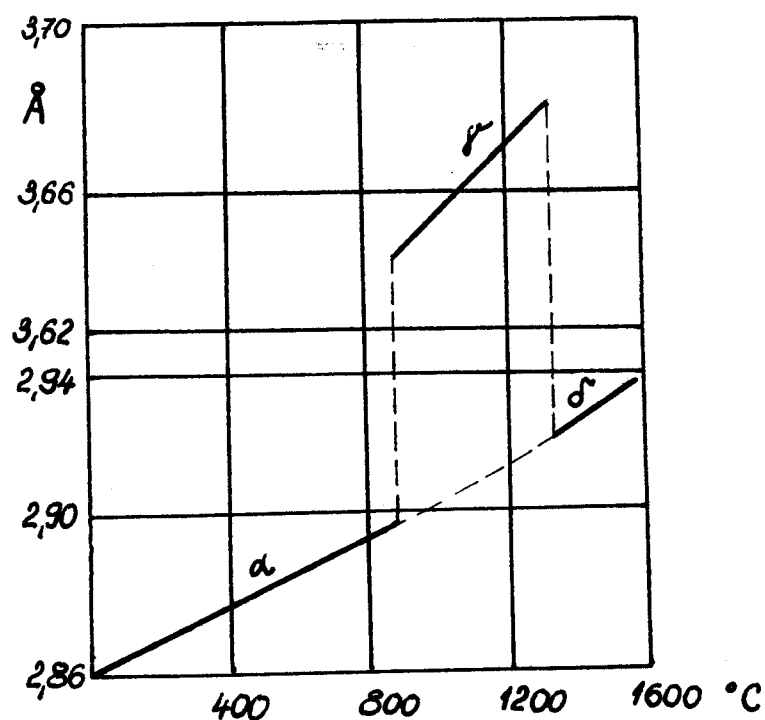


Obr.č. 11a



Obr.č. 11b

Na obrázku 11a je uveden dilatogram oceli podeutektoidní a na obrázku 11b oceli eutektoidní. Je třeba si uvědomit, že současně probíhají dva děje. Dochází k lineární kontrakci vlivem překrystalizace $\alpha \rightarrow \mu$, ale parametry mřížek se přitom se stoupající teplotou lineárně zvětšují. Obr.č. 12.



obr.č. 12 Závislost parametrů
železa α , γ na teplotě.

Dilatometrické metody měření.

Používané metody můžeme rozdělit na dvě skupiny.

1. absolutní
2. relativní

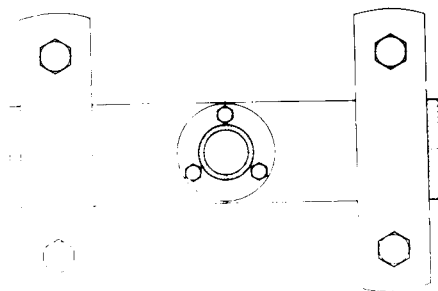
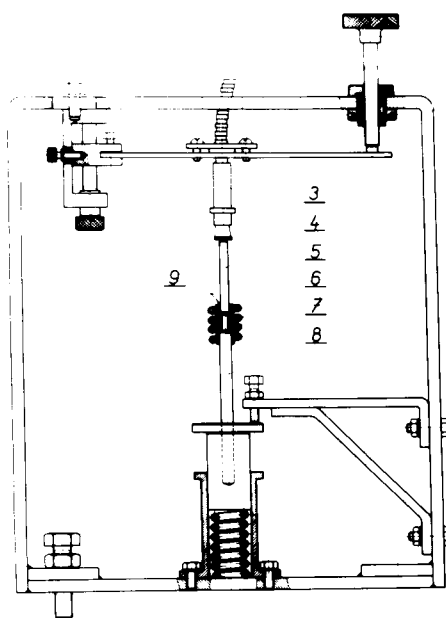
U absolutní metody určování délkové roztažnosti se měří bezprostředně délkové změny vzorků v závislosti na teplotě.

U relativní metody se měří prodloužení vzorků v porovnání s prodloužením vzorového etalonu, u kterého je přesně známá závislost délkové roztažnosti na teplotě. Tato závislost musí být zjištěna některou absolutní metodou. Popis zařízení a způsob měření kterého bylo použito k realizaci zadaného úkolu je v následující kapitole.

POPIS ZAŘÍZENÍ A ZPŮSOB MĚŘENÍ

Popis a měření na dilatometru KMT.

Schema speciálního dilatometru je uvedeno na obr.č. 13.

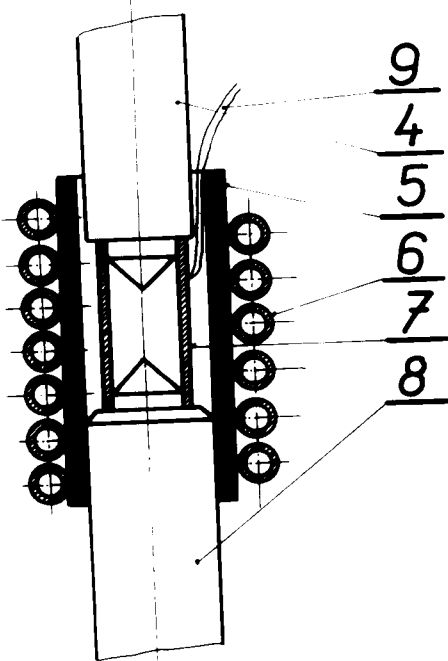


obr.č. 13 Schema speciálního dilatometru.

Hlavní části dilatometru jsou: nosný rám /pos.1/ K němu je mikrometrickým šroubem připojen držák indukčního snímače, indukční snímač délkových změn /pos.3/ Mikrometrický šroub, který umožňuje přesné nastavení indukčního snímače do pracovní polohy /pos.2/. Při měření na tomto dilatometru bylo použito absolutního způsobu měření. Lineární změny vzorku v závislosti na teplotě se určovaly přímo.

Vzorek je umístěn v induktoru mezi dvěma křemennými tyčinkami obr.č. 14, které jsou pro lepší uchycení vzorku opatřeny broušenou válcovou částí. Spodní tyčinka /pos.8/ je pevná a horní /pos.4/ přenáší délkové změny na indukční snímač, o který se opírá. Vzorek je chráněn před šotekem s indukční smyčkou křemennou trubičkou. Tato trubička je ještě navíc

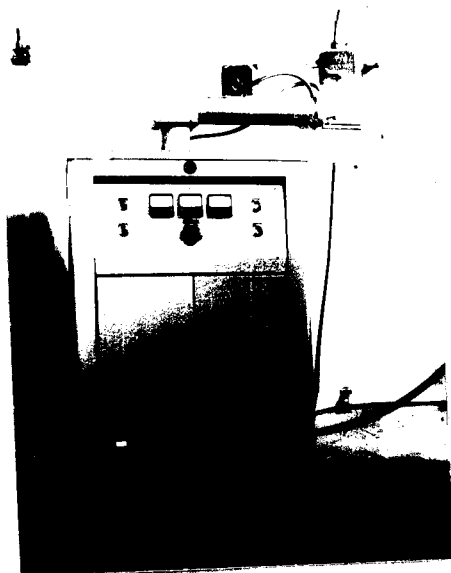
důležitá pro středění vzorku ve smyčce. Deformační signály jsou dále přenášeny na fotografický papír, což bude podrobněji popsáno dále.



obr.č. 14 Uchycení vzorku
v dilatometru

Popis zařízení

Vzorky byly ohřívány vysokofrekvenčně generátorem typu GV-6A obr.č. 15.



obr.č. 15 Generátor GV-6A

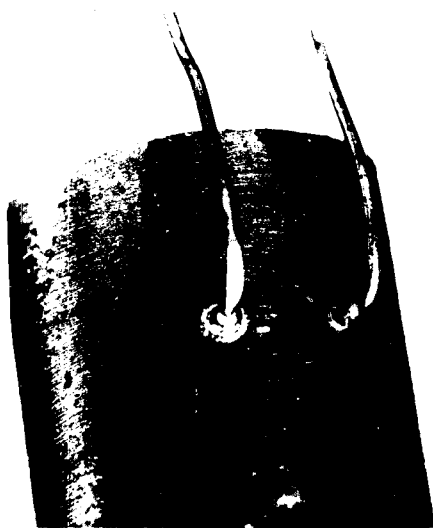
VŠST Liberec		Katedra KMT
Fakulta strojní	20	DP ST/651/68

Hloubka ohřívání vrstvy se řídí frekvencí proudu a to tak, že čím vyšší frekvence, tím menší hloubka zahřáté vrstvy. Nákres indukční smyčky a ustanovení vzorku je na obrázku č. 14. Hlavní parametry vysokofrekvenčního generátoru jsou

Maximální výkon4 kW
 Maximální příkon14 kW
 Připojení na síť 50 c/s3 x 380 V
 Kmitočet3, 4, 5, Mc/s
 Regulace vysokofrekvenčního
 výkonu4 stupně
 Spotřeba chladičí vody5 l/min.
 Váha generátoru350 kg

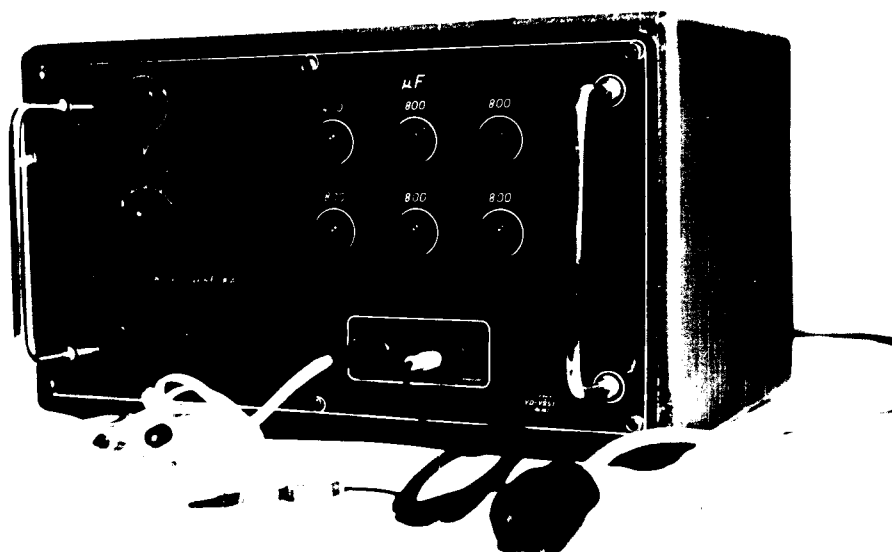
Měření teploty.

V případě tohoto měření bylo pro měření teploty použito termoelektrických článků. Tyto články dobře splňují požadavky kladené na snímání teploty. Jsou to zejména vhodný způsob registrace, málo ovlivňují tepelné pole, mají minimální zpoždění, které se prakticky projevuje až při vysokých rychlostech ohřevu apod. Při měření bylo použito kombinace drátků nikl, chromnikl. Průměr drátků byl 0,2 mm. Jak již bylo řečeno, termočlánky měly minimální setrvačnost. Bylo toho dosaženo vhodným spojením termočlánků se vzorkem. Spojení se provedlo pomocí svaru obr.č. 16. a to tak, že každý byl přivařen ke vzorku zvlášť, takže hmota spoje byla minimální. Pro navařování bylo použito kondenzátorové svářečky KMT obr.č. 17.

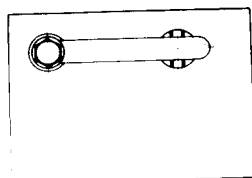


obr.č. 16 Detail přivaření
termočlátku ke vzorku

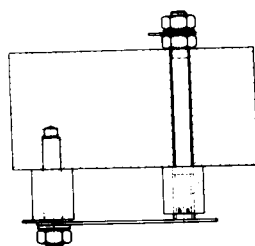
U této svářečky je možno přestavovat napětí v rozmezí 30 - 70 V s dělením po 10 V a kapacita je přestavitelná v rozmezí 400 - 4400 μ F. Při navařování drátků se velmi osvědčil přípravek, který je na obrázku č. 17 u svářečky a samostatně na obrázku č. 18.



obr.č. 17 Kondenzátorová svářečka KMT s přípravkem na
přivařování termočlávků.



4



3

2

1

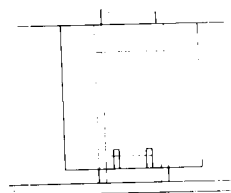
5

7

6

4

DETAIL UCHYCENÍ VZORKU M 10:1



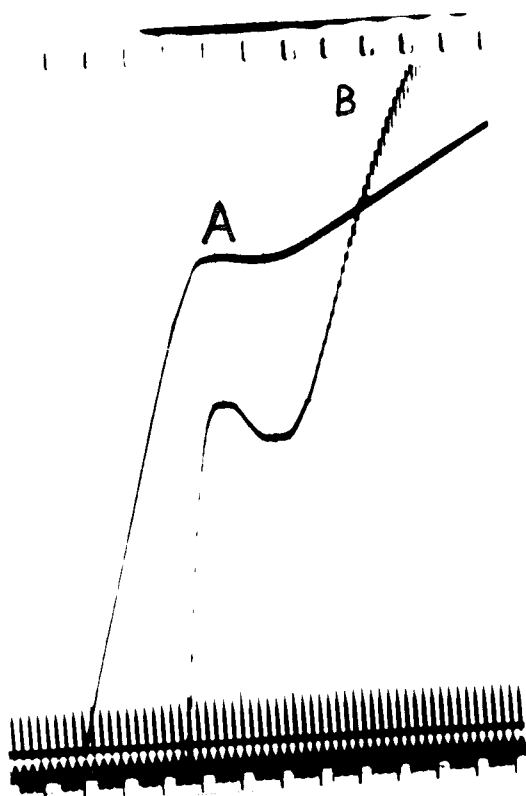
obr.č. 18 Svářecí přípravek na přivařování termočlánků.

Pomocí něho je možno přivařovat drátky do stále stejného místa a to do $3/8$ délky vzorku. Tím je umožněno zaznamenávat průměrnou teplotu vzorku. Tyto poznatky jsou výsledkem práce Macháčka, který se zabýval rozložením teploty podél vzorku v závislosti na rychlosti ohřevu.

Registrace naměřených veličin.

Pro registraci naměřených veličin byl použit třismýčkový oscilograf 3SO - 101 RFT z NDR. Při měření teploty byl elektrický signál termočlánku veden přes zesilovač TDA - 1A na smyčku oscilografu. Při manipulaci s termočlánkem bylo nutno zesilovač zkratovat, aby nedošlo k rozladění nastavených hodnot. Délkové změny vzorku byly snímány indukčním snímačem, jak již bylo uvedeno v popisu dilatometru KMT. Napěťové změny indukčního snímače byly zesíleny tensometrickou aparaturou TDA - 3 a výstupní signál veden na smyčku oscilografu. Smyčky pak úměrně přivedenému signálu vychylují odrazová zrcátka, od nichž se odráží světelný paprsek na fotografický papír typu Verphot. Posuv fotografického papíru je

zajištěn motorkem, poháněným stejnosměrným proudem. Ryhlost posuvu papíru je měnitelná v určitých mezích pomocí výměnných ozubených kol. Na obr.č. 19 je ukázka oscilogramu, znázorňujícího průběh teploty a deformace vzorku v závislosti na čase.

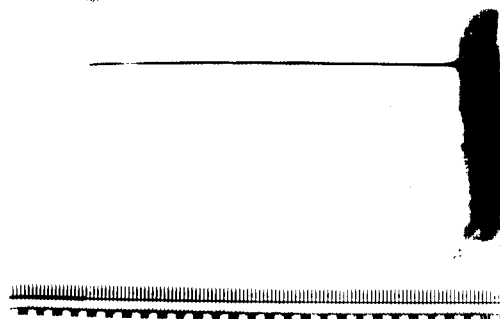


obr.č. 19 Záznam oscilografu.

Křivka A znázorňuje průběh teploty, křivka B průběh deformace. Dole je časová základna, kde jeden dílek představuje 1/50 vt. Z diagramu je možno velmi jednoduše určit čas a teplotu začátku a konce přeměny. Z hlediska přesné registrace teploty by bylo lépe pracovat s nezesíleným signálem od termočlánku, ale vhodná smyčka, která by tento signál zpracovávala přímo, nebyla k dispozici.

Aby bylo možno vyhodnocovat záznamy oscilografu bylo nutno stanovit měřítko teploty pomocí cejchování. Cejchování se provádělo v laboratorní elektrické přese. Do píčky byl

vložen vzorek s přivařeným termočlánkem nikl, chromnikl a ohříván. Teplota porovnávacího konce byla 20°C . V různých časových úsecích, které odpovídaly ohřátí pícky zhruba o 30°C , se na kompenzátoru QTK odečítalo napětí v mV. Po odeštení napětí byla pícka vypnuta a proveden oscilografický záznam. Obr.č. 20.



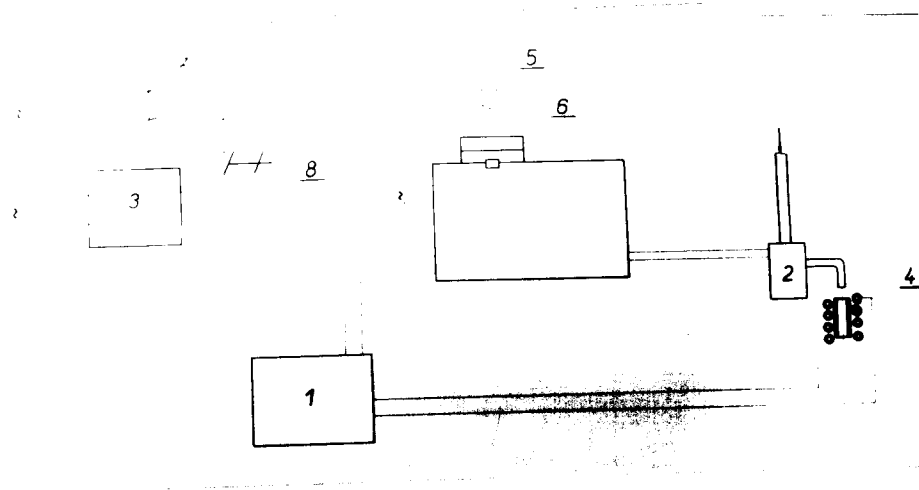
Získané hodnoty byly zaznamenány do tabulky /příloha 1/ a byla z nich sestrojena křivka /sejchovní/, která je uvedena na grafu 4.

Kalení vzorků.

Výsledky průběhů austenitizace, získané na základě oscilogramů, nebylo možno použít pro zjištění stupně austenitizace. Proto se provádělo kalení vzorků do vody. Aby bylo možno ohřáté vzorky zakalit z různých teplot, bylo vyvinuto zařízení, které samočinně zapíná generátor, nechá jej pracovat po předem stanovenou dobu a v okamžiku vypnutí přivádí do

VŠST Liberec		Katedra KMT
Fakulta strojní	25	DP ST/651/68

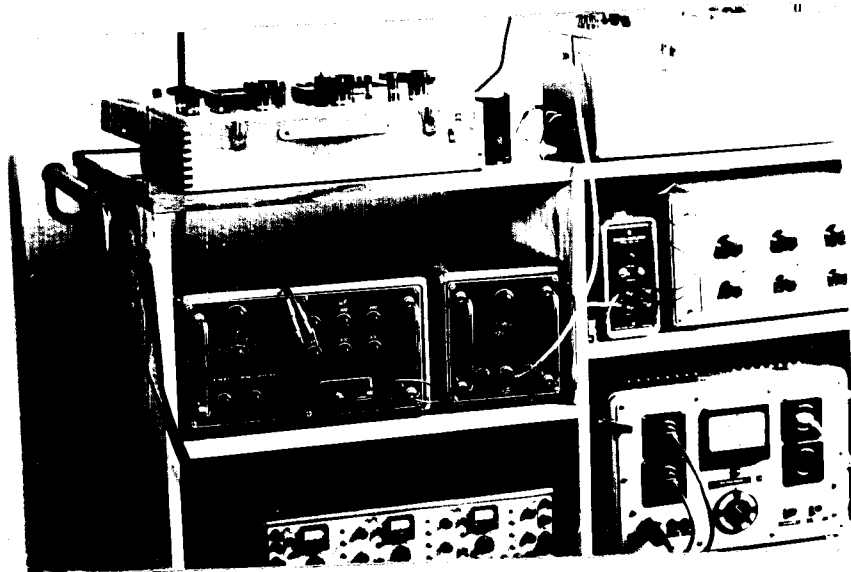
prostoru, kde se nachází vzorek, chladicí voďu. Zařícení je schematicky nakresleno na obrázku 21.



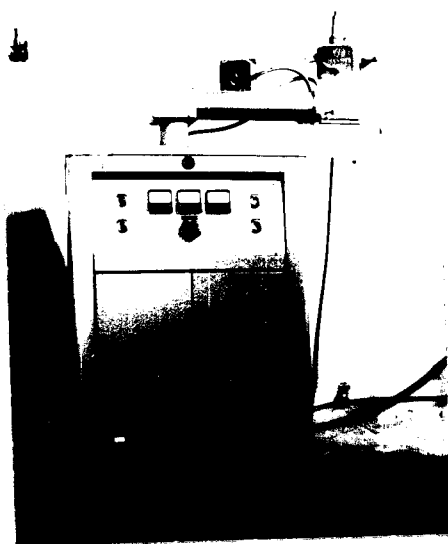
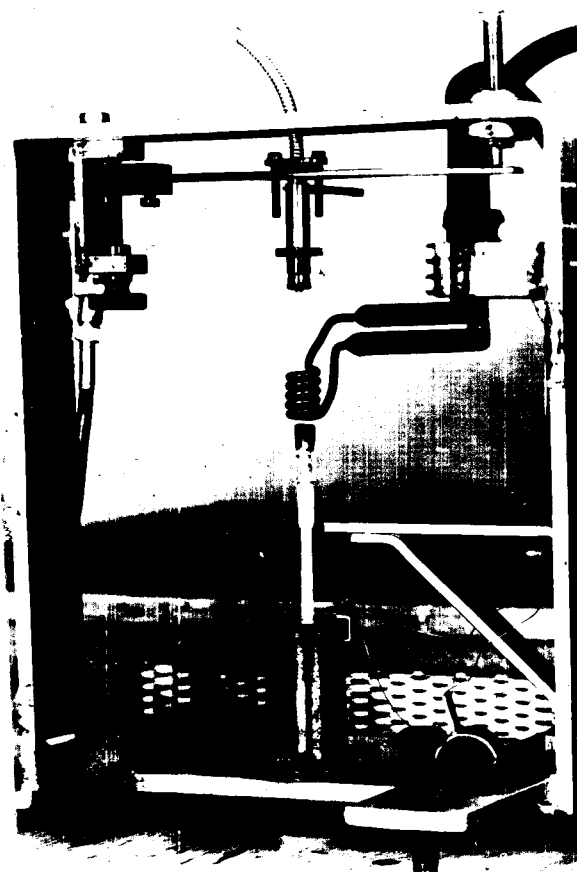
obr.č. 21

Regulace doby chodu generátoru a okamžiku zapnutí elektromagnetického ventilu, který pouští na vzorek chladicí voďu, je provedena fotoodporem. Fotoodpor je zabudován ve spínací skříňce a je osvětčován žárovkou. Mezi fotoodporem a žárovkou je fotografická závěrka s regulovatelným časem a clonou. Působením intenzity světelného paprsku a dobou osvětlení, což je obojí regulováno fotografickou závěrkou, vzniká elektrický signál. Tento signál je zpracován releovým systémem, který dává impulsy k zapnutí a vypnutí generátoru. Celkový pohled na měřicí pracoviště je na obrázku č. 22.

CELKOVÝ POHLED NA MĚŘÍCÍ PRACOVISTĚ.



Celkový pohled na měřicí aparaturu.

Celkový pohled na
generátor GV-6A.

Celkový pohled na dilatometr.

VLASTNOSTI A POUŽITÍ PŘIDĚLENÉ OCELI

Pro splnění zadaného úkolu byla přidělena ocel 12081
norma ČSN 419356 udává toto složení:

C0,7 - 0,8%

Mn.....0,4 - 0,65%

Si.....max.0,35%

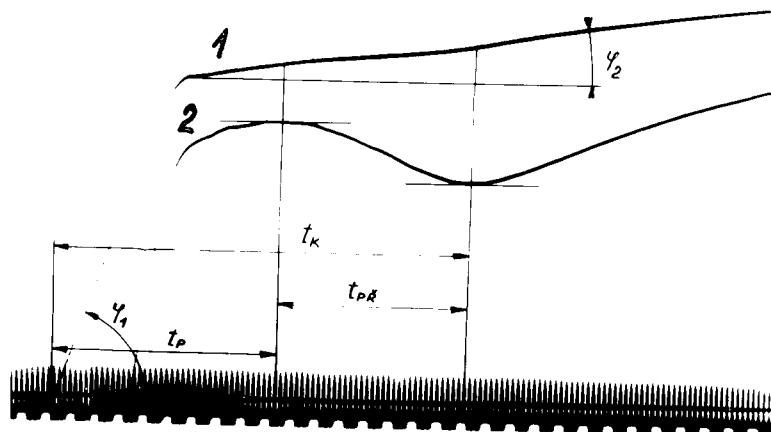
Smax.0,035%

Pmax.0,035%

Jako příklad použití udává norma použití na tažené pružiny,
například hodinové, na kalení a zušlechťování.

VYHODNOCENÍ

Dilatometrické záznamy, získané měřením, byly vyhodnoceny způsobem zřejmým z obrázku č. 23, kde křivka č. 1 předstává průběh teploty a křivka č. 2 průběh dilatace.



obr.č. 23

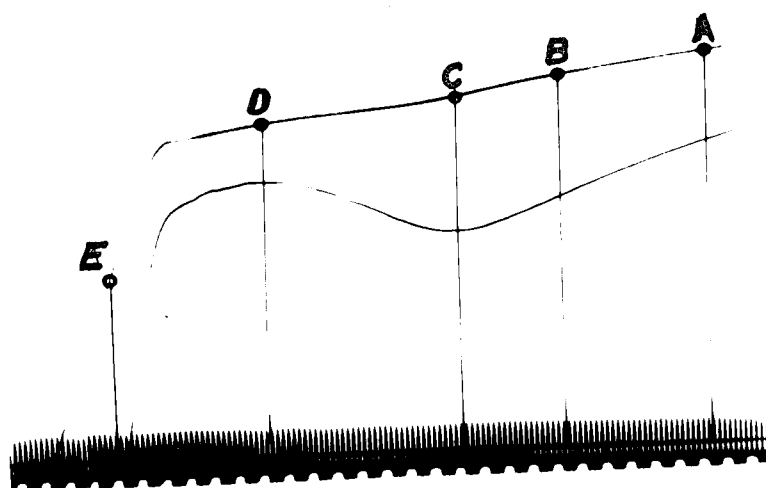
Rychlost ohřevu je úměrná tangente úhlu φ a počítáme ji ze vztahu $R = \frac{t}{n \cdot 0,02}$ -

R je rychlost ohřevu, n je počet dílků časové základny a t je teplota bodu ležícího na interpolační čáře, proložené křivkou teploty. Pro uvedený materiál bylo provedeno jedenáct měření. Prvá tři měření, odpovídající nejmenší rychlostem, byla provedena induktorem o větším průměru než zbývajících osm. Vyhodnocování záznamu bylo provedeno takto. Maximum a minimum na křivce dilatací odpovídá počátku a konci přeměny. Tečny vedené k maximum a minimum dilatační křivky, rovnoběžně s časovou základnou, přesně vyznačí bod A_{olp} a A_{olk} a tyto body byly promítnuty na křivku teploty a na časovou základnu. Přitom pod označením A_{olp} rozumíme počátek přeměny A_1 při ohřevu a A_{olk} konec

přeměny A_1 při ohřevu. Tímto způsobem byly určeny , čas a teplota počátku a konce přeměny. Pro každou rychlost ohřevu bylo naměřeno pět záznamů. Získané výsledky jsou uvedeny v tabulce 2 až 7, kde jsou uvedeny též průměrné hodnoty. Pro lepší názornost byly některé naměřené hodnoty vyneseny do grafů .

1. závislost teploty začátku a konce přeměny na rychlosti ohřevu, graf č. 1
2. závislost doby trvání přeměny na rychlosti ohřevu, graf č. 2
3. závislost rozdílu teplot mezi začátkem a koncem přeměny na rychlosti ohřevu, graf č. 3

Jak již bylo dříve podotknuto, součástí měření bylo též kalení vzorků z různých teplot a vyhodnocování takto vzniklých struktur. Kalení vzorků se provádělo v pěti místech, viz. obr. č. 24.



obr. č. 24

Tabulka č. 2

číslo vzorku	rychlost ohřevu		počátek přeměny				konce přeměny			
			teplota °C		čas /sek./		teplota °C		čas /sek.-/	
	°C /sek.	°C	°C	°C	sek.	°C	°C	°C	sek.	°C
N 1900-68-12081	230	200	750	742	3,32	3,685				
N 1901-68-12081	112		750		3,88					
N 1902-68-12081	249		730		3,22					
N 1903-68-12081	210		740		3,9					
N 1904-68-12081	202		740		4,05					
N 1905-68-12081	445	467	725	752	1,75	1,82	750	763	5,75	5,68
N 1906-68-12081	486		760		1,8					
N 1907-68-12081	412		760		2,1					
N 1908-68-12081	510		750		1,62					
N 1909-68-12081	475		765		1,84					

Tabulka č. 3

číslo vzorku	rychlost ohřevu		podátek přeměny				konec přeměny			
			teplota °C		čas /sek./		teplota °C		čas /sek./	
	°C /sek.	°C	°C	°C	sek.	°C	°C	°C	sek.	°C
N 1910-68-12081	615	663	730	729	1,34	1,28	735	749	2,5	2,31
N 1911-68-12081	725		750		1,24		762		2,12	
N 1912-68-12081	702		742		1,28		755		2,37	
N 1913-68-12081	550		742		1,52		744		2,72	
N 1914-68-12081	710		675		0,96		750		1,84	
N 1915-68-12081	700	675	750	785	1,50	1,32	775	803	2,6	2,19
N 1916-68-12081	635		820		1,46		825		2,36	
N 1917-68-12081	692		715		1,12		785		2,3	
N 1918-68-12081	770		775		1,2		825		2,03	
N 1919-68-12081	590		740		1,46		775		2,1	

Tabulka č. 4

číslo vzorku	rychlost ohřevu		počátek přeměny				konc přeměny			
			teplota °C		čas/sek./		teplota °C		čas/sek./	
	°C/sek.	ρ	°C	ρ	sek.	ρ	°C	ρ	sek.	ρ
N 1920-68-12081	735	740	775	735	1,12	1,05	790	779	1,62	1,61
N 1921-68-12081	820		730		0,96		760		1,62	
N 1922-68-12081	660		700		1,1		765		1,66	
N 1923-68-12081	725		700		0,94		775		1,72	
N 1924-68-12081	750		775		1,14		800		1,7	
N 1925-68-12081	950	975	760	735	1,0	0,81	770	774	1,28	1,17
N 1926-68-12081	930		735		0,88		750		1,2	
N 1927-68-12081	955		740		0,82		760		1,02	
N 1928-68-12081	955		700		0,615		800		1,08	
N 1929-68-12081	1080		745		0,74		775		1,1	

Tabulka č. 5

číslo vzorku	rychlost ohřevu		počátek přeměny				konce přeměny			
			teplota °C		čas/sek./		teplota °C		čas/sek./	
	°C/sek.	š	°C	š	sek.	š	°C	š	sek.	š
N 1930-68-12081	1260	1100	775	750	0,7	0,67	790	790	1	0,96
N 1931-68-12081	1220		750		0,62		795		0,86	
N 1932-68-12081	1100		725		0,66		780		0,92	
N 1933-68-12081	1000		750		0,61		795		0,92	
N 1934-68-12081	860		725		0,76		800		1,1	
N 1935-68-12081	1140	1350	750	740	0,62	0,53	775	777	0,94	0,75
N 1936-68-12081	1490		735		0,52		780		0,7	
N 1937-68-12081	1380		740		0,525		776		0,74	
N 1938-68-12081	1350		755		0,52		780		0,72	
N 1939-68-12081	1460		700		0,44		775		0,64	

Tabulka č. 6

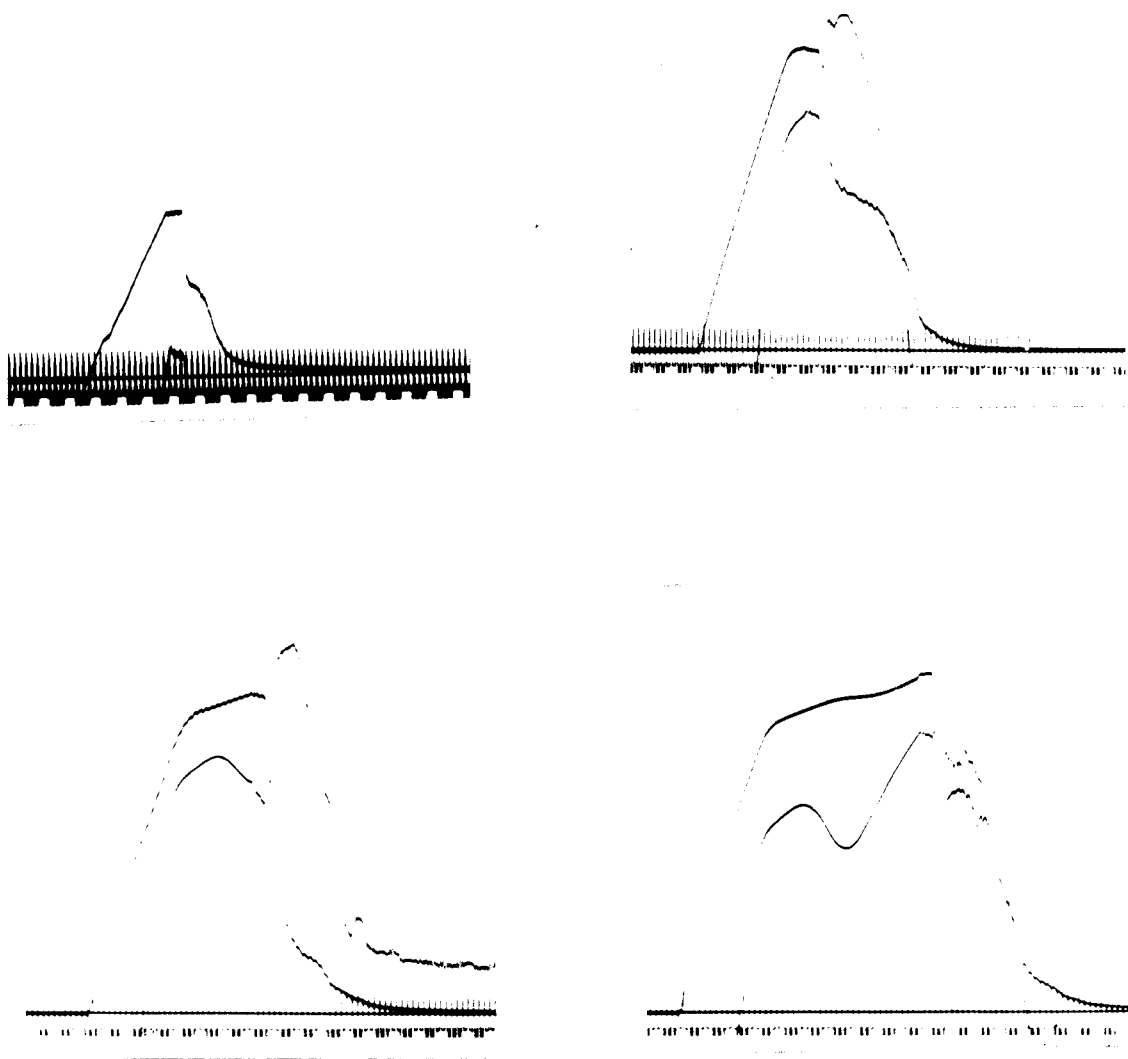
číslo vzorku	rychlost ohřevu		počátek přeměny				konec přeměny			
			teplota °C		čas/sek./		teplota °C		čas/sek./	
			°C	p	sek.	p	°C	p	sek.	p
	°C/sek.	p								
N 1940-68-12081	1600	1630	760	750	0,5	0,495	790	795	0,64	0,7
N 1941-68-12081	1500		775		0,54		790		0,72	
N 1942-68-12081	2140		725		0,32		790		0,6	
N 1943-68-12081	1400		750		0,56		780		0,76	
N 1944-68-12081	1500	1940	745	770	0,54	0,43	775	795	0,78	0,525
N 1945-68-12081	1950		780		0,44		810		0,56	
N 1946-68-12081	2350		775		0,36		800		0,44	
N 1947-68-12081	2000		775		0,5		790		0,58	
N 1948-68-12081	1850		750		0,44		775		0,54	
N 1949-68-12081	2150		775		0,4		800		0,5	

Tabulka č. 7

číslo vzorku	rychlost ohřevu		počátek přeměny				konec přeměny			
			teplota °C		čas/sek./		teplota °C		čas/sek./	
	°C/sek.	°C	°C	°C	sek.	°C	°C	°C	sek.	°C
N 1950-68-12081	3800	3500	765	750	0,26	0,27	800	780	0,36	0,37
N 1951-68-12081	3100		725		0,26		770		0,4	
N 1952-68-12081	3600		775		0,3		785		0,38	
N 1953-68-12081	3450		775		0,3		800		0,4	
N 1954-68-12081	3450		770		0,24		750		0,34	

Srovnání takto vzniklých struktur poskytlo obraz o postupu austenitizace vzorku. U záznamů byla vyhodnocována rychlost ohřevu, kalicí teplota, čas zakalení a tvrdost /Hv/. Odečtené hodnoty jsou v tabulce 8 a 9. Příklad kalících diagramů je na obrázku č. 25.

069879 19 1 1 1 1 1 . 1 1 1



obr. č. 25

Tabulka č. 8

číslo vzorku	rychlost ohřevu		kalenož teploty	kaleno v čase	tvrdost Hv	kalen- no v bodě
	C/sek.	ó C/sek.				
N 1900-68-12081 P	dodaný stav					242
N 1901-68-12081 KP	kaleno v peci dle normy					813
N 1902-68-12081 K	532	502	1012	13,7	910	A
N 1903-68-12081 K	480		850	6,85	858	B
N 1904-68-12081 K	538		760	2,3	824	C
N 1905-68-12081 K	465		725	1,82	387	D
N 1906-68-12081 K	1240	1155	925	3,13	933	A
N 1907-68-12081 K	950		760	1,2	800	B
N 1908-68-12081 K	1250		750	1,05	681	C
N 1909-68-12081 K	1170		660	0,66	317	D
N 1910-68-12081 K	1380	1495	925	1,88	1015	A
N 1911-68-12081 K	1450		850	1,56	964	B
N 1912-68-12081 K	1525		775	0,82	824	C
N 1913-68-12081 K	1590		750	0,62	642	D
N 1914-68-12081 K	1520	1770	720	0,54	299	B
N 1915-68-12081 K	2100		975	1,3	933	A
N 1916-68-12081 K	1740		775	0,9	882	B
N 1917-68-12081 K	1700		750	0,54	409	C
N 1918-68-12081 K	1530		660	0,44	317	D

Tabulka č. 9

číslo vzorku	rychlost ohřevu		kaleno z teploty	kaleno v čase	tvrdost Hv	kaleno v bodě
	g/sek.	° C/sek.				
N 1919-68-12081 K	2700	2330	975	0,86	1024	A
N 1920-68-12081 K	1960		875	0,78	988	B
N 1921-68-12081 K	2330		850	0,6	933	C
N 1922-68-12081 K	2830		850	0,38	363	D
N 1923-68-12081 K	1975		500	0,42	304	E
N 1924-68-12081 K	2650	2600	940	0,92	1187	A
N 1925-68-12081 K	2800		825	0,46	1132	B
N 1926-68-12081 K	2630		800	0,52	1048	C
N 1927-68-12081 K	2600		750	0,42	1003	D
N 1928-68-12081 K	2300		725	0,38	301	E

Označení fotografií se shoduje s označením v tabulce s označením vzorků, negativů a oscilogramu. V tabulce 8 a 9 jsou u některých rychlostí pouze čtyři záznamy. Je to způsobeno tím, že ne vždy se povedlo zakalit vzorek v předem určeném místě a jelikož cílem bylo vyhodnotit pouze typické a přesné záznamy, došlo k této nesrovnalosti. Ještě na vysvětlení symbolů užitých v tabulce a u fotografií struktur. Například u označení N-1910-68-12081-K je N číslo státního úkolu, 1910 pořadové číslo materiálu a číslo vzorku, 68 školní rok a 12081 použitý materiál dle ČSN. Písmeno K značí, že jde o kalení, písmeno P dodaný stav a KP značí, že vzorek byl kalen v peci. Struktura dodaného materiálu je perlitická s jemným lamelárním perlitem. U všech struktur se projevuje řádkovitost, což je patrně vlivem předchozího mechanického zpracování. Nyní blíže k jednotlivým strukturám. Struktura dodaného materiálu byla již popsána. Struktura vzorku kaleného po ohřevu v peci je typicky martensitická s jemnými, až středně hrubými jehlicemi martensitu. Struktura vzorků

N 1918-68-12081 K

N 1923-68-12081 K

N 1909-68-12081 K

je lamelárně perlitická a odpovídá dodanému stavu.

Ve struktuře vzorků

N 1914-68-12081 K

N 1928-68-12081 K

se kromě lamelárního perlitu objevily i malé dvorce velmi jemného perlitu /troostitu/. Je to patrně způsobeno tím,

že vzorky byly zakaleny z poněkud vyšší teploty, než vzorky předchozí, zhruba z teploty přeměny A_1 . Na fotografických číslo

N 1905-68-12081 K

N 1908-68-12081 K

N 1913-68-12081 K

N 1922-68-12081 K

N 1927-68-12081 K

vidíme martensit, lamelární perlit a velmi jemný lamelární perlit /troostit/, který se jeví jako tmavší ohraničené dvojce. Z této skupiny vzorků byla většina zakalena z teploty 750°C. Struktury vzorků číslo

N 1903-68-12081 K

N 1907-68-12081 K

N 1911-68-12081 K

N 1916-68-12081 K

N 1920-68-12081 K

N 1925-68-12081 K

jsou martensitické. Je to jemný martensit s drobnými jehlicemi. Vzorky číslo

N 1902-68-12081 K

N 1906-68-12081 K

N 1910-68-12081 K

N 1915-68-12081 K

N 1924-68-12081 K

mají strukturu martensitickou s jemnými a středně hrubými jehlicemi martensitu. V případě vzorku N 1902-68-12081 K jde o jehlice poněkud hrubší, ale ani tady se nejedná o strukturu zhrublou, nebo nepoužitelnou.

Struktura vzorku

N 1904-68-12081 K

je martensitická s velmi jemnými jehlicemi martensitu.

Struktura vzorků

N 1912-68-12081 K

N 1917-68-12081 K

N 1921-68-12081 K

je složena s martensitu, lamelárního perlitu a velmi jemného lamelárního perlitu /troostitu/

Struktura vzorku

N 1926-68-12081 K

je martensitická s velmi jemnými jehlicemi martensitu.

Tyto naposled uvedené vzorky byly zařazeny do jedné skupiny, a tím dostáváme šest skupin vzorků, jejichž umístění bylo provedeno podle dvou hledisek:

1. na základě podobnosti struktur
2. podle tvrdosti

Nyní budou jednotlivé skupiny zhodnoceny podle těchto uvedených hledisek.

První skupina vzorků měla strukturu uvedenou v předchozím textu a průměrná tvrdost byla kolem 300Hv. U druhé skupiny byla tvrdost v těchže mezích, ale poněkud se lišila strukturou. U třetí skupiny byla tvrdost průměrně 615 Hv.

U vzorku N 1905 /v dalším budeme používat pouze tohoto zkráceného označení vzorku / a u vzorku N 1912 je tvrdost poměrně nízká. Je to patrně tím, že byly zakaleny na počátku přeměny a jak je patrné z fotografií struktur je obsah

martensitu mnohem nižší, než u ostatních vzorků této skupiny. Rozptyl hodnot tvrdosti je dán pravděpodobně tím, že vzorky byly zakaleny mezi A_{clp} a A_{clk} a nelze přesně označit místo. Průměrná tvrdost čtvrté skupiny je 950 Hv a páté skupiny 960 Hv. Ze šesté skupiny vzorků je struktura vzorku M 1904, jak již bylo řečeno martensitická a odpovídá tvrdosti vzorku zakaleného z pece. Tento vzorek by se dal zařadit i do skupiny čtvrté, ale z tabulky vidíme, že byl zakalen v jiném bodě. Jde patrně pouze o chybu v měření, ale jelikož jsou struktury a tvrdosti všech vzorků popsány, není tak důležité do které skupiny je zařazen. Další tři vzorky této skupiny mají stejnou strukturu, ale rozdílné tvrdosti, a proto byly též zařazeny zvlášť. Poslední vzorek má martensitickou strukturu s jemnými jehlicemi martensitu a tvrdost podstatně vyšší, než po zakalení v peci. Tento jev je zvlášť markantní u poslední rychlosti ohřevu, kde tvrdost vzorků je vyšší o 300 až 350 Hv proti tvrdosti po zakalení z pece. V této kapitole bylo popsáno jakým způsobem se naměřené hodnoty vyhodnocovaly. Tabulky vyhodnocených hodnot jsou pro lepší přehlednost zařazeny v kapitole. Fotografie struktur a diagramy jsou v příloze. Zhodnocení výsledků bude v další kapitole.

DISKUSE VÝSLEDKU

V předchozí kapitole bylo popsáno vyhodnocování austenitizačních křivek jako první a toto pořadí bude dodrženo i v této kapitole. V diagramu č. 1, který je uveden v příloze, je závislost teploty počátku a konce přeměny v závislosti na rychlosti ohřevu. U první rychlosti nemohl být vyhodnocen konec přeměny, protože vzorek se neshřál na dostatečnou teplotu, aby přeměna proběhla. Z grafu je vidět značný rozptyl naměřených hodnot. Tento rozptyl je největší zhruba mezi 600–800°C/sek., kde je také maximum rozdílu teplot mezi počátkem a koncem překrystalizace. Dle bodů vynesných v diagramu se lze pouze domnívat o některých obecných zákonitostech přeměny α v γ pro tuto ocel. Zhruba se dá říci, že od rychlosti 2300–2500°C/sek. se teplotní interval již nezvětšuje a že je patrně konstantní. To by potvrzovalo domněnku, že přeměna bude probíhat bezdifusně, to znamená, že při takto vysokých rychlostech ohřevu je časový interval /tato závislost je na grafu č. 2/ počátku a konce přeměny tak malý a rychlost difuze relativně také tak malá, že zvětšení teplotního intervalu by stejně neusnadnilo difusní přeměnu. Bylo zde již poukázáno na graf č. 2. Tento graf závislosti trvání doby přeměny na rychlosti ohřevu tuto domněnku jen potvrzuje. Křivka doby trvání přeměny na rychlosti ohřevu je totiž od rychlosti přibližně 2300°C/sek. konstantní. Z předcházejícího plyne: Je-li od určité rychlosti ohřevu doba trvání přeměny na ní nezávislá a zároveň nedochází ke zvyšování teplotního intervalu mezi A_{clp} a A_{clk} , pak přeměna nemůže probíhat pouze jednoduchou difusní cestou.

Tento závěr se zdá obecně platný a to nejen pro tuto ocel, jak vyplynulo z podobných prací. Pouze teplota, při které k tomuto jevu dochází, se u různých ocelí liší. Na grafu č. 1 byla naneseny body, znázorňující počátek a konec přeměny, proložena křivka. Nedá se objektivně posoudit, zda proložení křivek je či není opodstatněné. Graf je však přesný /v rámci možností/ a naměřené hodnoty lze odečíst z příslušných bodů tvořících rozptyl kolem křivek. Jestliže se totiž do grafu vynesou místo průměrných hodnot hodnoty jednotlivých měření, pak se stane graf mnohem nepřehlednější a pozbude jakékoliv závislosti mezi jednotlivými hodnotami. Jediné možné vysvětlení tohoto jevu je, že na precizní osvětlení problémů by bylo třeba mnohem více hodnot, které by pak dávaly odpovídající hodnotu průměrnou. Bohužel měření je prakticky neopakovatelné, neboť i když je na generátoru nastavena stále stejná rychlost ohřevu, je vlivem napěťových a proudových změn každý ohřev proveden jinou rychlostí. Na grafu č. 3 je vynesena závislost mezi rychlostí ohřevu a rozdílem teplot počátku a konce přeměny. Křivka č. 1 na grafu znázorňuje závislost intervalu naměřeného a křivka č. 2 znázorňuje interval teplot odečtený z grafu č. 1 mezi proloženými křivkami počátku a konce přeměny. Křivka č. 2 byla nakreslena pouze proto, aby potvrdila oprávněnost proložení křivek. Je vidět, že křivky mají poněkud podobný tvar, ale jsou vůči sobě posunuty. Podle křivky č. 2 se posouvá maximum teplotního rozdílu směrem doprava k rychlosti ohřevu asi o $300^{\circ}\text{C}/\text{sek.}$ vyšší. Nejdůležitější ovšem je, že u obou křivek se jeví výrazné maximum a minimum, a že tudíž od určité rychlosti ohřevu

nenastává zvětšování teplotního intervalu mezi A_{clp} a A_{clk} . Tento poznatek jen potvrzuje teorii o bezdifuzní přeměně při vyšších rychlostech. Dá se říci, že při takovýchto rychlostech ohřevu neplatí rovnovážný diagram Fe-Fe₃C. Počátek a konec přeměny eutektoidní oceli je podle rovnovážného diagramu v jednom bodě a při vysoké rychlosti ohřevu se tento bodový interval rozšíří až na 80°C. Další měření, které bylo prováděno, bylo kalení vzorků a vyhodnocování vzniklých struktur. Struktury byly popsány v kapitole předchozí a dá se říci, že nepotřebují bližšího objasnění. Fotografie nejsou příliš kvalitní a podrobnější údaje o strukturách jsou mimo možnosti této práce. Snížená kvalita fotografií je dána tím, že fotografie byly pořízeny epitipem a leptání struktur bylo velmi obtížné.

Názornější bude, zabývat se podrobněji tvrdostmi, které jsou spolehlivým údajem o zakalení vzorků. Z tabulek je vidět, že tvrdosti vzorků zakalených ve stejných místech stoupají se zvyšující se ^{rychlostí} ohřevu. Nejdůležitějším poznatkem je, že tvrdost u vyšších rychlostí ohřevu je vyšší a to podstatně vyšší, než při ohřevu v peci a po zakalení. Nejpravděpodobnější vysvětlení tohoto jevu je toto:

u každé zakalené oceli i při správném zakalení se vyskytuje zbytkový austenit. Při normálním kalení se pohybuje obsah zbytkového austenitu asi kolem 5%. Při indukčním ohřevu, vzhledem k vysokých rychlostem ohřevu, nedojde k úplné homogenizaci austenitu a proto je zbytkového austenitu v těchto ocelích podstatně méně. Je možno tvrdit, že austenit není při těchto kritických rychlostech ohřevu stabilizován a snáze

se přemění na martensit. Tato problematika je v podstatě otázkou stabilizace austenitu. Další věc je, že při indukčním kalení v důsledku rychlých ohřevů a ochlazování vznikají velká vnitřní pnutí. Tato pnutí usnadňují průběh martensitické přeměny. Tvrdost je potom značně vysoká, ale již ohřevem na nízké teploty /kolem 200°C / rychle klesá. Stabilizace austenitu úzce souvisí s krystalizačními zárodky. Pouze po rozpuštění krystalizačních zárodků, okolo kterých se kupí poruchy, dostaneme stabilní austenit. Tento problém není zdaleka tak jednoduchý jak zde bylo řečeno a zvýšení tvrdosti při rychlém ohřevu může a nemusí být výsledkem této úvahy. Cílem práce bylo vyhodnotit výsledky měření při indukčním ohřevu a závěry získané měřením je ještě nutno důkladně ověřit dalším výzkumem.



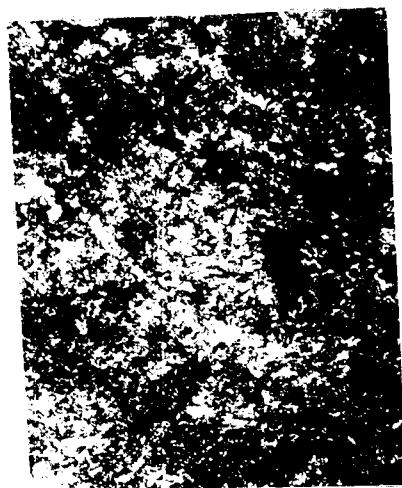
N 1918-68-12081K



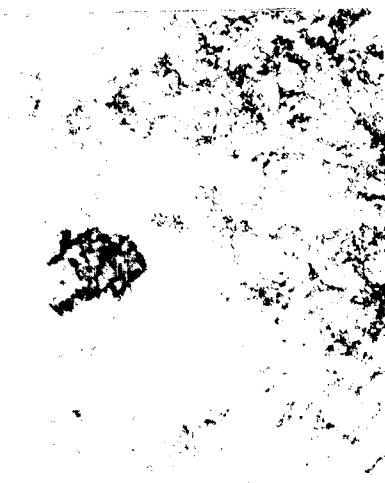
N 1923-68-12081 K



N 1909-68-12081 K



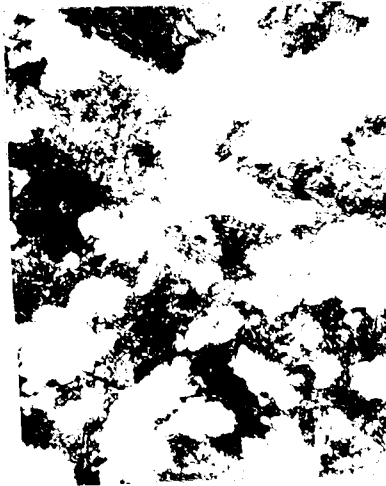
N 1914-68-12081 K



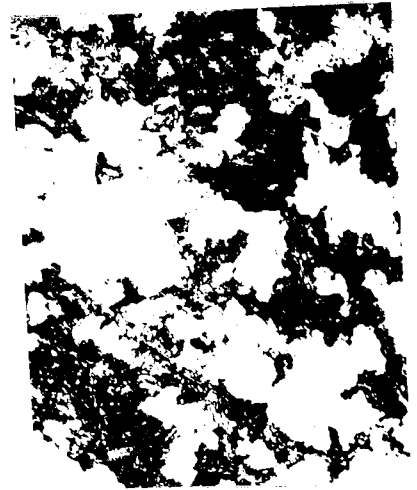
N 1928-68-12081 K



N 1905-68-12081 K



N 1908-68-12081 K



N 1913-68-12081 K



N 1922-68-12081 K



N 1927-68-12081 K



N 1903-68-12081 K



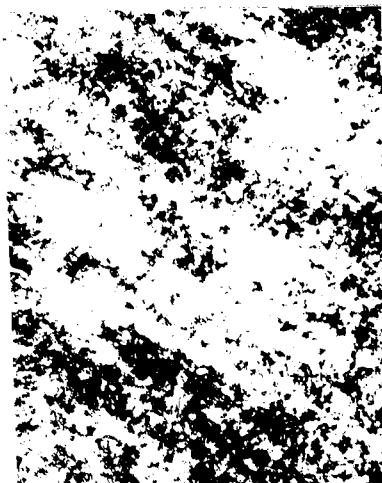
N 1907-68-12081 K



N 1911-68-12081 K



N 1916-68-12081 K



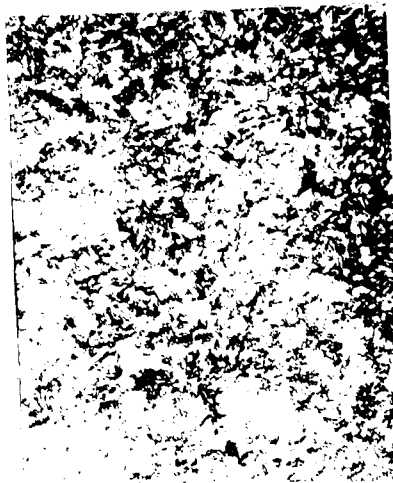
N 1920-68-12081 K



N 1925-68-12081 K



N 1902-68-12081 K



N 1906-68-12081 K



N 1910-68-12081 K



N 1915-68-12081 K



N 1924-68-12081 K



N L904-68-12081 K



N 1912-68-12081 K



N 1917-68-12081 K



N 1921-68-12081 K



N 1926-68-12081 K



N 1900-68-12081 P



N 1901-68-12081 KP

ZÁVĚR

V závěru své diplomové práce bych chtěl poděkovat
Doc. ing. Kořínkovi CSc, ing. Chaloupeckému,
ing. Grohovi a celému kolektivu KMT za všestrannou
pomoc a věcné připomínky ke své práci.

V Liberci 17.6.1968.

Jiří Novák

SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY

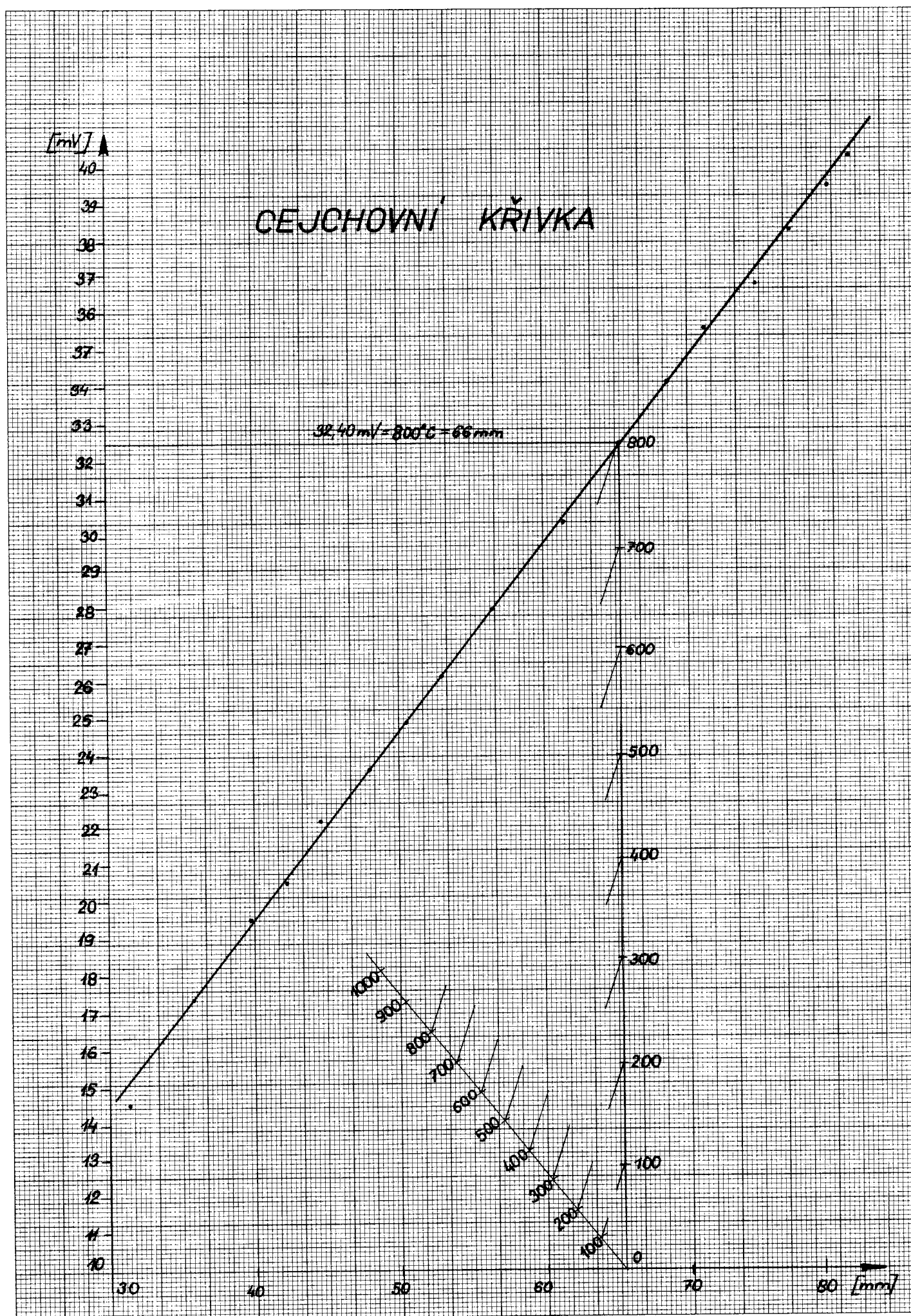
1. JAREŠ, V. : Metalografie neželezných kovů. Nakl. ČSAV, Praha 1955.
2. JAREŠ, V. : Metalografie ocele. Nakl. ČSAV, Praha 1960.
3. PÍŠEK, F. : Nauka o materiálu I. Nakl. ČSAV, Praha 1957.
4. PÍŠEK, F. : Nauka o materiálu II/2. Nakl. ČSAV, Praha 1957.
5. PÍŠEK, F. JENÍČEK, L.-RYŠ, P. : Nauka o materiálu I. Nakl. ČSAV, Praha 1966
6. PLUHAŘ, J.-KORITTA, J. : Strojírenské materiály SNTL/SVTL, Praha 1966.
7. KOŘÍNEK, M. : Problémy rychlých ohřevů oceli a automatizace strojírenské výroby. "Strojírenství" I.1964, str. 35
8. JECH, J. : Praktická metalografie "Strojírenská výroba" svazek 13/1965 č. 5 SNTL.
9. BAŠNIN, KIDIN: Izvestija vyššich učebnyh zavěděnij č. 9 - metalurgizdat 1960.

SEZNAM PŘÍLOH

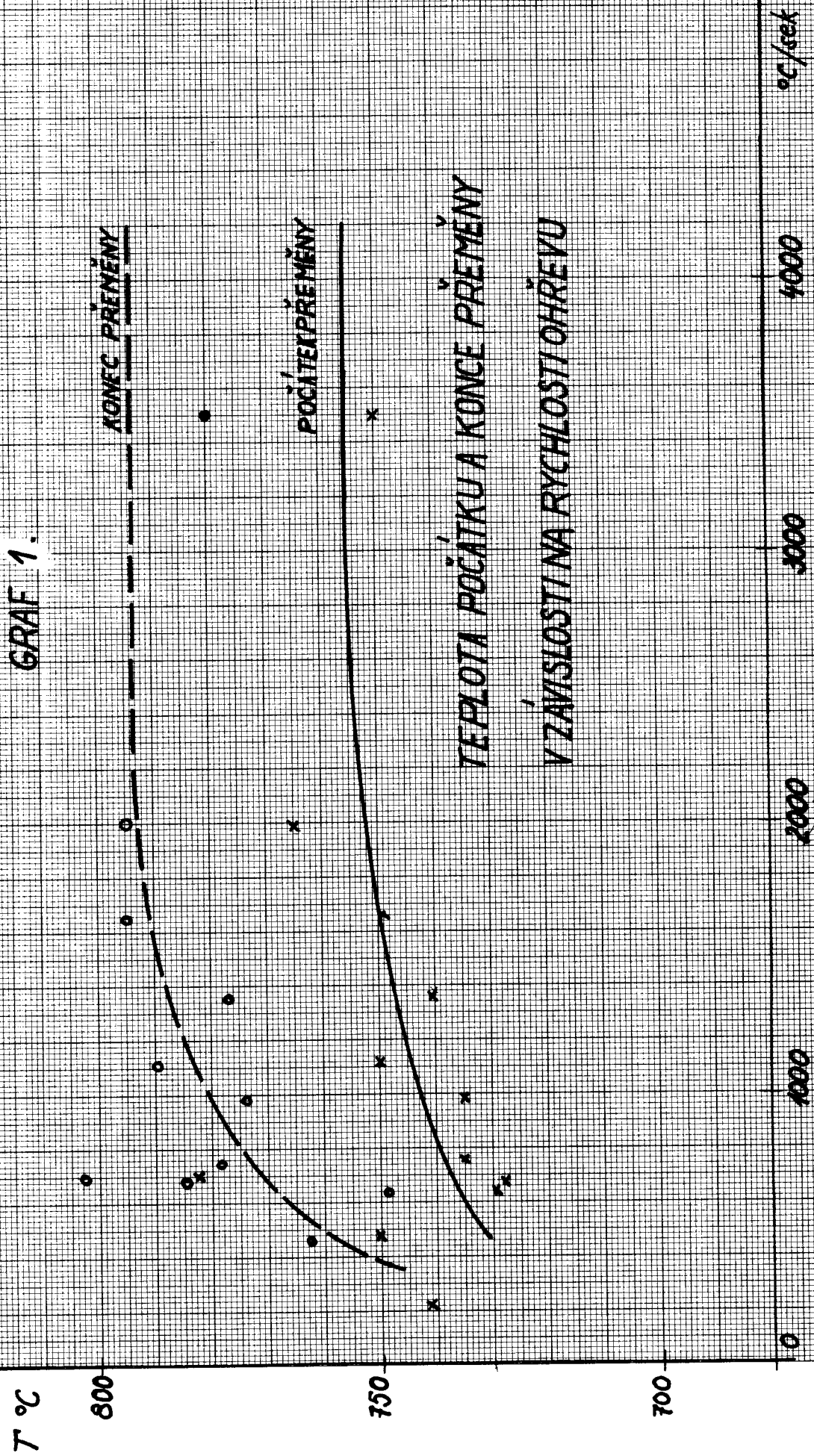
1. OSCILOGRAFICKÉ ZÁZNAMY
2. NEGATIVY STRUKTUR
3. VZORKY

<i>m</i> V	14,63	17,41	19,48	20,67	22,20	23,62	24,85	26,12	27,98	30,37	32,40	34,10	35,60	36,83	38,25	39,53	40,38
<i>mm</i>	31,50	36	40	42,50	45	48,50	51	53,50	57	62	66	69,50	72	75,50	78	80,50	82
TEPLOTA STUDENÉHO SPOJE 20°C																	

TABULKA č.4



GRAF 1.



sek.

4

3

2

1

0

GRAF ZÁVISLOSTI DOBY TRVÁNÍ
PŘEMĚNY NA RYCHLOSTI
OHŘEVU

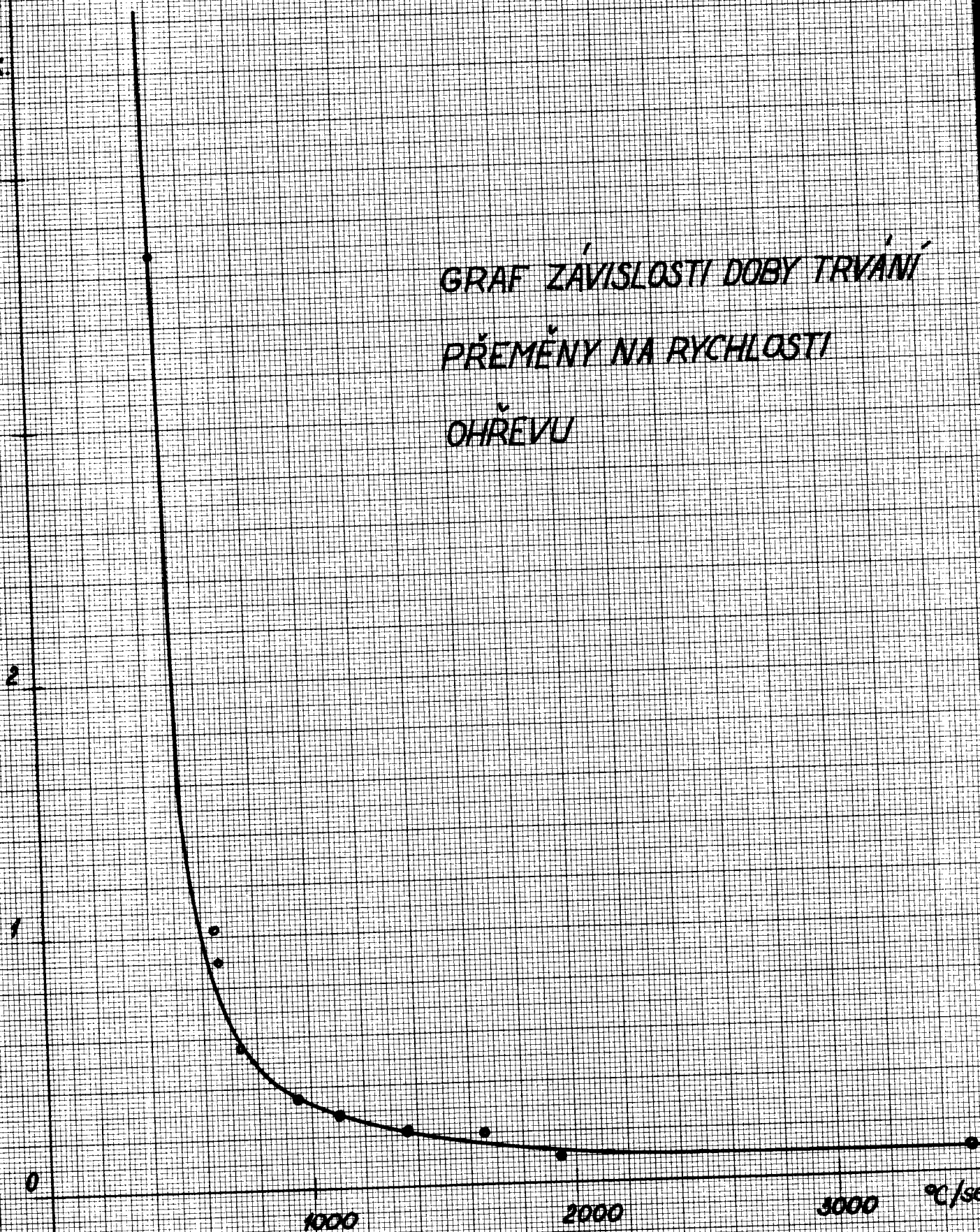
1000

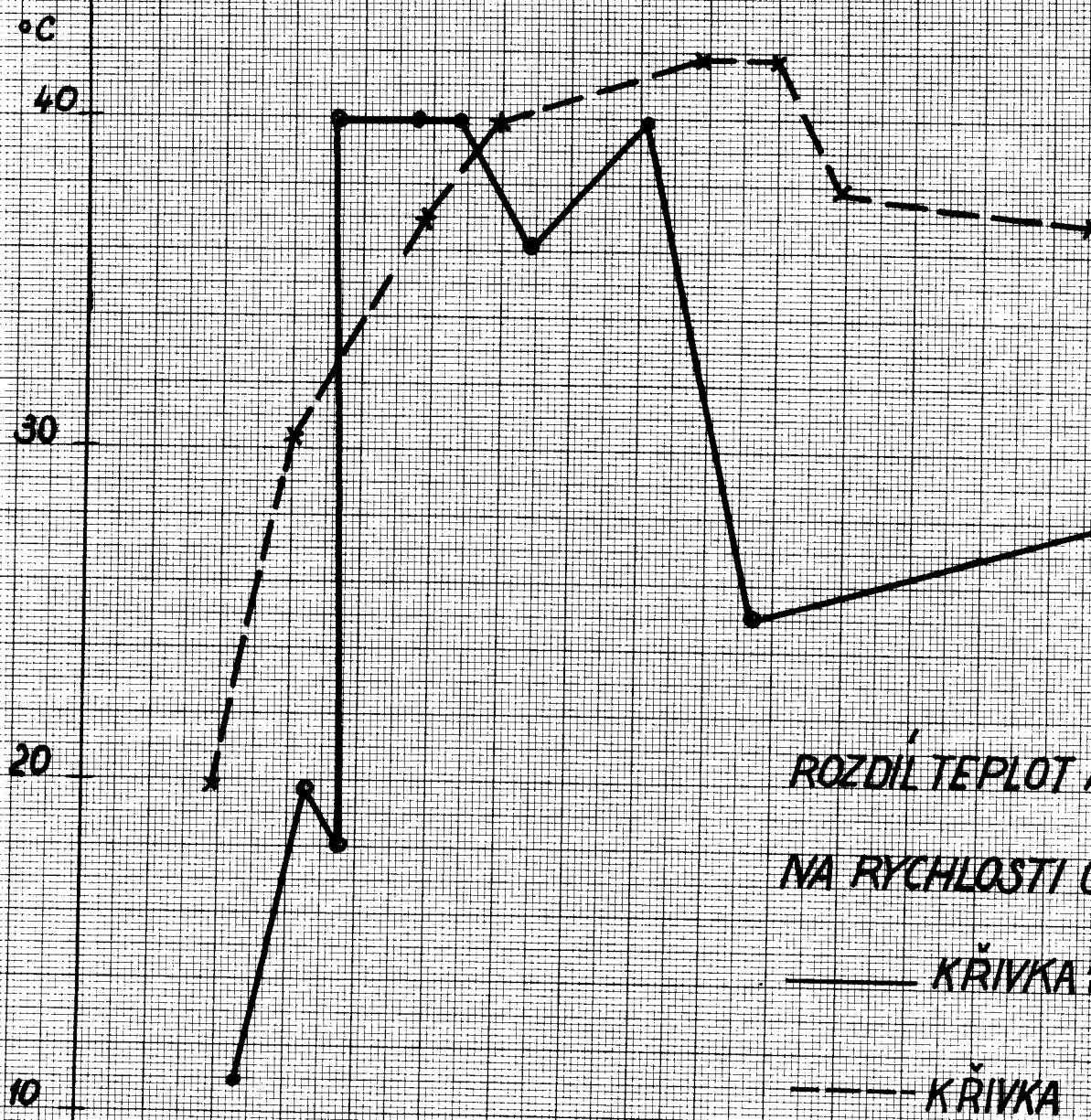
2000

3000

°C/sek

GRAF 2.





GRAF 3.

A_{c1p} A A_{c1k} V ZÁVISLOSTI
HŘEVU

00

4000 °C/sek