

Vysoká škola strojní a textilní v. Liberci
nositelka Řádu práce

Fakulta strojní

Obor 23-07-8

strojírenská technologie

zaměření

strojírenská metalurgie

Katedra materiálů a strojírenské metalurgie

VLIV VÝCHOZÍ STRUKTURY NA
VÝSLEDKY LASEROVÉHO TEPEL-
NÉHO ZPRACOVÁNÍ OCELI

KMM - 272

Martin La j č i a k

Vedoucí diplomové práce : Ing. Vladimír Nosek

Rozsah práce a příloh

Počet stran	:	57
Počet tabulek	:	2
Počet obrázků	:	22
Počet příloh	:	10
Počet výkresů	:	0

10. května 1988

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

(PROJEKTU, UMELECKÉHO DÍLA, UMELECKÉHO VÝKONU)

pro Martin LAJČIAK
obor strojírenská technologie

Vedoucí katedry Vám ve smyslu nařízení vlády ČSSR č. 90/1980 Sb., o státních závěrečných zkouškách a státních rigorózních zkouškách, určuje tuto diplomovou práci:

Název tématu: Vliv výchozí struktury na výsledky laserového tepelného zpracování oceli

Zásady pro vypracování:

1. Seznamte se s problematikou ITPZ.
2. Studujte mechanismus a kinetiku fázových přeměn při rychlých ohřevech a se zvláštním zaměřením na rozpouštění karbidů.
3. Proveďte experimenty laserového zpracování na ocelích v různých výchozích stavech.
4. Výsledky experimentů vyhodnoťte v intencích bodu 2.

V. 189 / 88 S
VYSOKÁ ŠKOLA STROJNÍ A TEXTILNÍ
Ústřední knihovna
LIBEREC 1, STUDENTSKÁ 5
PSČ 461 17

Del - 189 - 188

KMM / JKM

Rozsah grafických prací:

40 - 50 stran

Rozsah průvodní zprávy:

Seznam odborné literatury:

- /1/ Výzkumné zprávy a DP KMM
- /2/ PÍŠEK F. a kol.: Nauka o materiálu I-1
- /3/ další, zejména časopisecká literatura podle dispozic vedoucího DP.

Vedoucí diplomové práce: **Ing. Vladimír Nosek**

Datum zadání diplomové práce:

7.9.1987

Termín odevzdání diplomové práce:

10.5.1988



Zdeněk Holabec
Doc. Ing. Zdeněk Holabec, CSc

Vedoucí katedry

Vladimír Prášal
Prof. Ing. Vladimír Prášal, DrSc

Děkan

v **Liberci** dne **4.9.** **1987**

Místopřísežné prohlášení

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

V Liberci dne 10. 5. 1988

Marta Lyžek

O B S A H

1.	ÚVOD	7
2.	TEORETICKÁ ČÁST	9
2.1.	Historie laseru	9
2.2.	Lasery v průmyslocě vyspělých krajinách	10
2.3.	Fyzikální princip, typy laserů	12
2.4.	Technologická aplikace laserového záře- ní	14
2.5.	Absorpce laserového záření	19
2.6.	Laserové tepelné zpracování	21
2.6.1.	Problematika ohřevu kovu vysokými rychlostmi	21
2.6.2.	Princip tepelného zpracování laserem	23
2.6.3.	Struktury vzniklé v teplem ovlivněné oblasti	25
2.6.4.	Austenitizační procesy, rozpouštění karbidů	27
2.6.4.1.	Austenitizační procesy při pomalých ohřevech	27
2.6.4.2.	Austenitizační procesy při rychlých ohřevech	31
2.6.4.3.	Shrnutí poznatků o austenitizaci	33
2.6.5.	Použití tepelného zpracování laserem, ekonomické zhodnocení	34
3.	EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	36
3.1.	Charakteristika oceli 12 040	36
3.2.	Příprava vzorků pro ozáření laserem	37
3.3.	Příprava vzorků pro optické pozorování	37

3.4.	Metodika vyhodnocování vzorků	38
3.5.	Měření mikrotvrdosti	38
3.6.	Výsledky experimentu	39
3.6.1.	Studium struktur tepelně zpracovaných laserem	42
3.6.2.	Diskuse dosažených výsledků	51
4.	ZÁVĚR	53
5.	SEZNAM POUŽITÉ LITERATURY	55

SEZNAM POUŽITÝCH ZKRATEK A SYMBOLŮ

Značka	Význam
A_1	rovnovážná teplota perlitické přeměny
Ac_1	teplota A_1 pro ohřev
A_3	teplota čáry GS v rovnovážném diagramu Fe - Fe_3C
Ac_3 / A_{cm} /	teplota A_3 pro ohřev
HV	tvrdost podle Vickerse
I	intenzita vypařování
I_V	kritická intenzita vypařování
t	doba ohřevu
ΔT	nárůst teploty v čase t
v	rychlost ohřevu
$\bar{v}$	střední rychlost ohřevu
$\bar{v}_{KR}$	kritická rychlost ohřevu
Δx	difúzní dráha
α	tuhý roztok
α_r	relativní ukazatel rychloohřevu
$\bar{u}$	rychlost migrace atomů

1. Ú V O D

Jak bylo zdůrazněno na XVII. sjezdu KSČ, před naším strojírenstvím stojí závažný úkol, zabezpečit při plném zapojení do mezinárodní socialistické integrace výrobu ucelených systémů a komplexů strojů a zařízení, přístrojů nejvyšší technicko-ekonomické úrovně zajišťujících zásadní změny v technologii a organizaci výroby. Charakteristická pro budoucí období bude cesta zvyšování kvality a užitečných vlastností hutní produkce a postupné snižování výroby surové oceli a železa. K plnému zhodnocení použitých surovin se přistupuje k využívání nových progresivních technologií, které umožní dosažení nových materiálů, popřípadě materiálů s novými kvalitativně lepšími vlastnostmi.

Jednou z těchto nových netradičních technologií je použití laserového paprsku, který dobře splňuje současný světový trend ve strojírenství - neustálé zvyšování produktivity práce, ale současně také maximální využívání surovin a energie.

Laser je jedním z největších vynálezů poslední doby, je představitelem přístrojů kvantové elektroniky, nabývajícím stále většího významu v praktickém použití v oborech vědy a techniky. Laser má obrovské možnosti využití. Neexistuje snad obor lidské činnosti, ve kterém by paprsek laseru nenašel uplatnění. Ve strojírenské výrobě může laserový paprsek měřit, řezat vrtat, legovat, svařovat, tepelně zpracovávat. Lasery našly široké využití i při vědecké práci v astrono-

mií, holografii, v optice, ve vytváření a zkoumání plazmy, ve výzkumu vlastností materiálů a v dalších oborech základního výzkumu. Jsou známá využití laseru i v geodezii, při svařování miniaturních součástek z těžkovitavých materiálů, v chemii a metalografii při spektrálních mikroanalýzách /tzv. " bodových "/, i v elektronické výpočetní technice, kde svazku paprsků laserového záření se využívá k přenosu informací mezi jednotlivými jednotkami uvnitř počítačů.

Podle prognózy sovětského fyzika akademika A. M. Prochorova, nositele Nobelovy ceny za práce v oblasti stimulované emise k zesílení mikrovln, se do roku 2000 budou lasery využívat v osmdesáti procentech všech technologií.

Moje diplomová práce navazuje na předchozí výzkumné práce na katedře materiálů a strojírenské metalurgie. Jejím cílem je zjištění vlivu výchozí struktury na výsledky laserového tepelného zpracování ocelí.

2. T E O R E T I C K Á Č Á S T

2.1. Historie laseru

Laser je jedním z nejvýznamnějších a největších vynálezů poslední doby, nabývajícím stále většího významu v oborech vědy a techniky.

Počátky laseru sahají do let 1953-54, kdy nezávisle na sobě američtí vědci Weber z univerzity Maryland a Townes z univerzity Columbia a sovětsí vědci Basov a Prochorov předpověděli využití stimulované emise k zesílení mikrovln.

Výsledky jejich práce byly oceněny v roce 1964 Nobelovou cenou za významné výsledky v oboru fyziky. Roku 1954 C. H. Townes se svými spolupracovníky realizovali tuto myšlenku postavením prvního zesilovače mikrovln, který nazvali maser.

/ Microwave Amplification by Stimulated of Radiation/, což v překladu znamená "zesílení mikrovln s využitím stimulované emise záření". Masery našly využití při zesilování velmi stálých signálů, například v radioastronomii.

Roku 1960 v průběhu prací zaměřených na zdokonalování maserů byl postaven v laboratořích firmy Hughes Aircraft company v Kalifornii nový optický maser, později nazývaný laser.

/ Light Amplification by Stimulated Emission of Radiation/, v překladu "zesílení světla indukovanou emisí záření". / 2. /

Stačilo několik let intenzivní vědeckovýzkumné práce, aby lasery pronikly do různých oblastí vědy a techniky. O významu laseru svědčí i fakt, že se v současné době na celém světě zabývá výzkumem laserů tisíce vědeckých pracovníků a laserové

zařízení vyrábí několik stovek firem.

2.2. Lasery v průmyslově vyspělých krajinách

V mnoha průmyslově vyspělých krajinách se podporuje rozvoj laserové techniky vytvářením národních programů, ale i mezinárodních vědeckých center.

V SSSR se realizuje program "Vývoj a výroba laserové techniky pro národní hospodářství", na kterém se účastní víc než dvacet ministerstev a ústředních orgánů a víc než sto výzkumných organizací. Zřídilo se vědecké školicí středisko laserové technologie.

Průmysl vyrábí široký sortiment tuholátkových a plynových laserů, například typu LOK-2M/1,2 kW/, laser Lantan /2 kW/, laser TL-5 /5 kW/. K nim třeba připočíst i další vysokovýkonné lasery, které začíná průmysl vyrábět v současnosti, například lasery typu ULG-2.01 /2 kW/, ULG-5.02 /5 kW/ a LTI-5 /5 kW/ / 3. /.

V zemích RVHP jsou velmi příznivé podmínky pro rozvoj laserů v Bulharsku. Byla tu vyvinuta a v současnosti se vyrábí řada technologických CO₂ laserů s výkonem od 500 do 1 300 W doplněnými technologickými zařízeními a CNC řídícími systémy.

V dalších zemích RVHP, jako jsou ČSSR, PLR, RSR a MLR, byly vyvinuty z iniciativy odborníků v laserové technice prototypy výkonných technologických laserů, které však z různých důvodů nejsou průmyslově vyráběny / 3. /. Do Komplexního programu vědecko-technického pokroku členských zemí do roku 2000 byl zařazen také program "Vývoj série technologických laserů

a jejich použití na řezání, svařování a tepelné zpracování". Tím se vytvořily předpoklady pro urychlení a rozšíření technologických laserů do československého průmyslu.

Ačkoliv v Japonsku začal rozvoj laserové techniky dříve než v SSSR a USA, v současné době je již vidět jeho prudký růst. V roce 1982 se průmyslově využívalo 270 laserů, o rok později už víc než 470 a v roce 1984 už víc než 600. Z nich je více než 70% využíváno při řezání, dělení a obrábění, 10% při svařování a tepelném zpracování a zbytek, který čítá 20% při značení a ostatních aplikacích, hlavně v automobilovém průmyslu.

USA jsou v současnosti největším výrobcem technologických laserů na světě. V roce 1982 se průmyslově využívalo v USA 4 336 laserů, ze kterých asi 80 mělo výkon nad 1 000 W. Z nich 48% se využívalo na svařování, 44% na řezání a obrábění a 8% na tepelné zpracování. V roce 1984 byl počet laserů již 6 000, přičemž roku 2000 se předpokládá výroba asi 30 000 až 35 000 laserů.

Západoevropské státy ve snaze zabránit dalšímu prohlubování technického zaostávání západní Evropy za USA a Japonskem a naopak vytvořit v nesocialistickém světě třetí vědecko-technické centrum jako protiváhu USA a Japonsku přišly roku 1985 s programem EUREKA /European Research Coordination Agency/. V rámci něj řeší 18 států 10 projektů špičkových technologií a mezi nimi zaujímá významné místo i projekt vysokovýkonného průmyslového laseru. / 3. /

2.3. Fyzikální princip, typy laserů

Laser je z fyzikálního hlediska kvantově-elektronický zesilovač elektromagnetického záření nejčastěji v oblasti viditelného spektra /světla/ a přilehlých vlnových délek. Laser je tedy velmi intenzivním zdrojem monochromatického koherentního záření. Princip laseru je založen na stimulované emisi fotonů. Za normálních podmínek se většina atomů, iontů nebo molekul nachází v nejnižším energetickém stavu. Jsou-li však tyto částice excitovány do vyšších energetických stavů vnějším zdrojem energie, např. intenzivními záblesky nebo elektrickým výbojem, budou při přechodu do původního energetického stavu vyzařovat nekoherentní světelné záření. U laserů jsou tyto emitované fotony uzavřeny v optickém rezonátoru tvořeném protilehlými vysoce vyleštěnými a rovnoběžnými zrcadly. Při průchodu fotonů kolem excitované částice dojde k její stimulaci a vyzáření fotonu stejné vlnové délky, fáze a prostorové koherence s původním fotonem. Tak dochází k postupnému zvyšování toku fotonů, jenž po průchodu jedním ze zrcadel, které je polopropustné, vytvářejí intenzivní koherentní svazek.

Podmínkou stimulované emise je tzv. inverze populace, t.j. inverze normálního termodynamického stavu, kdy je takový nadbytek počtu částic excitovaných na vyšší energetickou hladinu nad počtem částic na nižší energetické hladině právě potřebný k poskytnutí pokrytí ztrát v aktivním prostředí.

Každý laser se skládá ze tří základních částí :

- aktivního zesilovacího prostředí, které obsahuje atomy, ionty nebo molekuly schopné excitace na emisní energetické

- hladiny a které je schopné zajistit inverzi populace ;
- zdroje energie, který tuto excitaci vyvolává ;
 - optického rezonátoru, který zajišťuje obraz fotonů na zrcadlech dutiny optického rezonátoru, a tím zesilování laserového záření.

Lasery se nejčastěji charakterizují podle aktivního prostředí nebo podle vlnové délky emitovaného záření. Podle prvního kritéria je možné lasery zhruba rozdělit na :

- plynové
- v pevné fázi
- polovodičové
- kapalinové

V současné době se v průmyslové praxi používají nejčastěji plynové lasery, u nichž je aktivní prostředí tvořeno směsí plynů CO_2 , N_2 , a He, nazývají se krátce CO_2 lasery a lasery v pevné fázi typu NdYAG, využívající jako aktivní prostředí syntetické krystaly yttrio-hlinitého granátu / $\text{Y}_3\text{Al}_5\text{O}_{12}$ / s ionty neodymu / Nd^{3+} /. Oba výše uvedené lasery se liší vlnovou délkou emitovaného záření. CO_2 laser emituje záření o vlnové délce 10,6 m, laser NdYAG o vlnové délce 1,06 m.

Provoz obou typů laserů je možný buď v kontinuálním nebo pulsivním režimu. Ve srovnání s kontinuálním režimem, kdy výstupní výkon je ekvivalentní celkovému jmenovitému výkonu daného typu laseru, při pulsivním režimu je laser elektronicky modulován k emisi pulsu o výkonu několika násobně vyšším, než při kontinuálním režimu. / 5. /

2.4. Technologické aplikace laserového záření

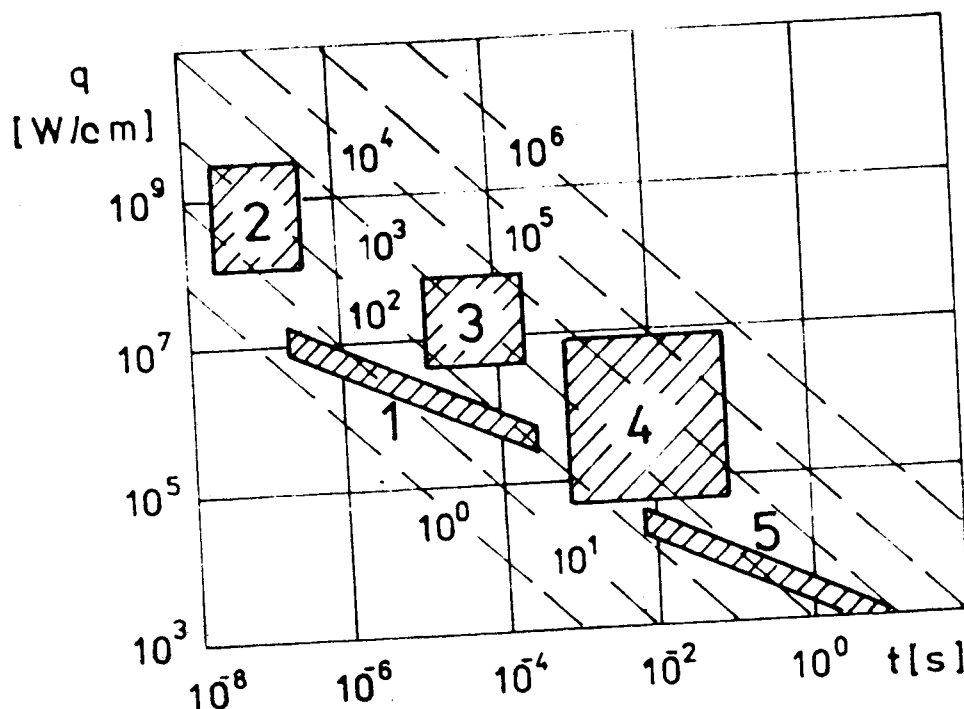
Podle intenzity a způsobu zužitkování vzniklého tepla je možné technologické procesy s použitím laseru rozdělit do dvou skupin rozlišených určitou kritickou intenzitou laserového záření I_v definovanou jako prahová intenzita vypařování.

Při intenzitách nižších než je prahová / $I < I_v$ / dochází k odvodu velké většiny vzniklého tepla do vzorku. Nedochozí k výrazným změnám geometrického tvaru zpracovávaného tělesa, ale spíše ke změnám vlastností materiálu v jeho povrchových vrstvách. Běžnými technologickými aplikacemi jsou transformační zpevňování kovů v tuhém stavu, žíhání a povrchové legování kovů.

Při intenzitách vyšších než je intenzita prahová / $I > I_v$ / se veškeré vzniklé teplo využívá k převodu objemu materiálu do plazmy aniž by došlo k jeho ohřevu. Běžnými technologickými aplikacemi jsou technologie abrazivního zpracování, jako např. řezání, vrtání nebo obrábění a procesy spojené s tavením povrchu materiálu jako např. svařování, roztavení povrchu následované jeho prudkým ochlazením /"glazing"/ a zpevňování rázem /"shock hardening"/. / 5. / Intenzity / hustoty výkonu / a doby interakce pro jednotlivé druhy technologických aplikací jsou patrné z obr. 1. / 6,3 /

V technologických aplikacích se používají lasery s vlnovou délkou v intervalu / 0,4; 10; 6 / . 10^{-6} m. Optické vlastnosti lasera se řídí zákony optiky elektromagnetického vlnění. Velký stupeň koherentnosti a velmi malá divergence paprsku umožňují zkoncentrovat laser optickým zařízením do průměru

0,05 až 0,25 mm, takže hustota energie laseru v místě jeho interakce s materiálem je pak větší než 10^9 až 10^{12} Wm^{-2} , což umožňuje dosáhnout v ultrakrátkém čase - několik nanosekund - v této lokalitě teplotu až $25 \cdot 10^3 \text{ K}$. / 3./



Čárkovaně - konstantní měrné energie / J.cm^{-2} /

- 1 - vytváření amorfních vrstev
- 2 - laserové zpracování šokem
- 3 - vrtání otvorů
- 4 - svařování
- 5 - povrchové kalení

Obr. 1. Pracovní režimy pro zpracování technických materiálů laserem.

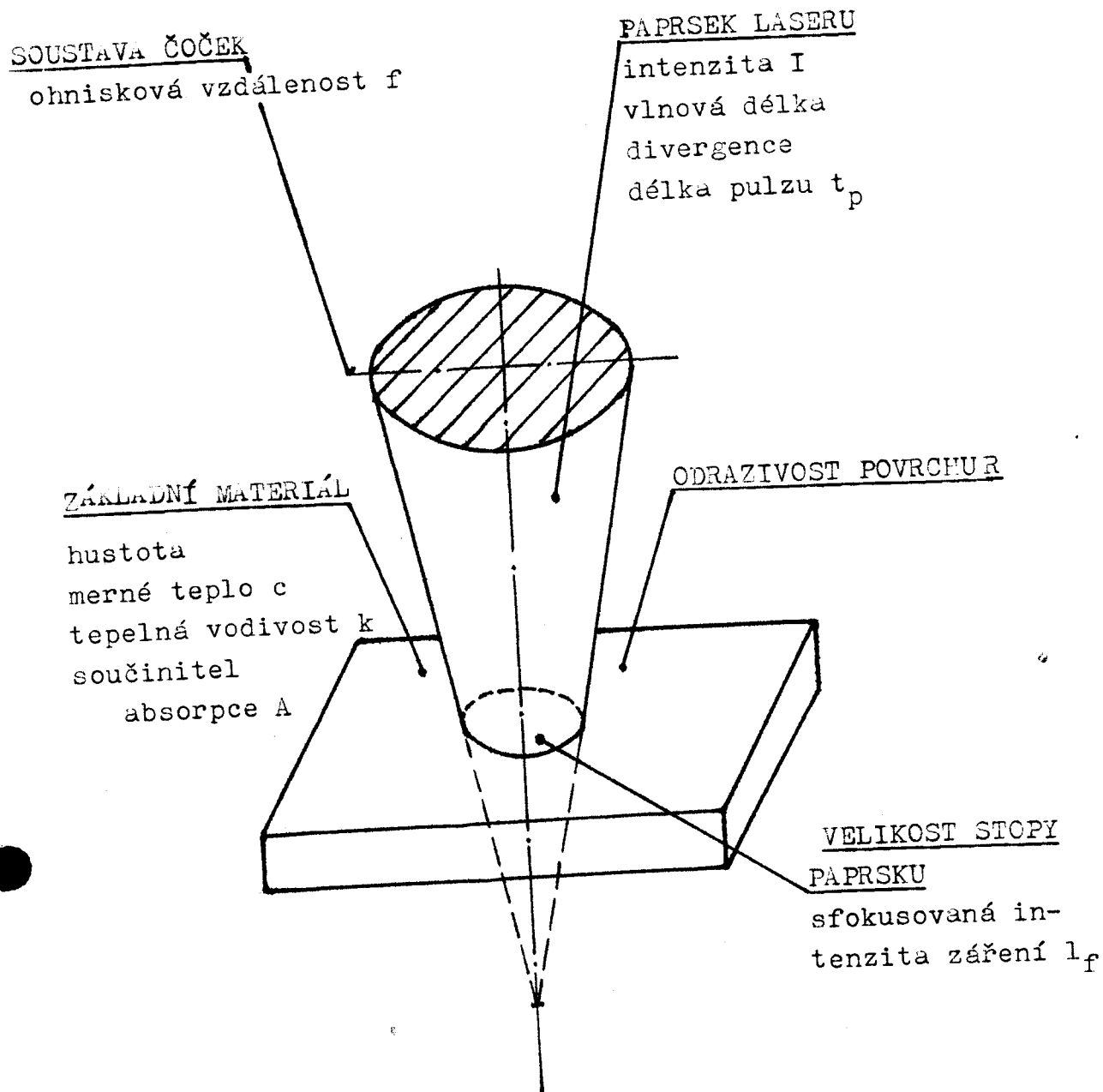
Výsledek interakce laserového paprsku s materiálem závisí podstatně na součiniteli absorpce paprsku v materiálu.

Velikost tohoto součinitele určují :

- druh materiálu
- stav jeho povrchu a teplota
- vlnová délka laseru

Absorpce se zvětšuje zmenšením vhodné délky laseru, zvýšením teploty materiálu, úpravou povrchu materiálu /zvětšením nerovnosti povrchu, nekovová vrstva, předešlé poškození povrchu laserem apod./ Z ostatních vlastností materiálů je důležitá tepelná vodivost - malá tepelná vodivost je výhodná pro dosažení vysoké teploty v místě interakce laserového paprsku s materiálem /obrábění, dělení/, velká tepelná vodivost zvláště v tom případě, kdy se má splnit požadavek minimalizování vypařování kovu v první fázi této interakce /tepelné zpracování, svařování, apod./.

O velikosti odevzdané energie laseru do materiálu významně spolurozhodují divergence paprsku, která se musí minimalizovat, a poloha ohniska laserového paprsku vzhledem na zpracovávaný povrch. Největší energetické ovlivnění materiálu se dosáhne ztotožněním ohniska laserového paprsku s povrchem materiálu. Některé technologické operace však vyžadují velkou šířku stopy laserového paprsku při menší požadované energii. To dosáhneme defokusací paprsku vzhledem k povrchu materiálu.



Obr. 2. Schéma parametrů laserového technologického procesu
/ 3. /

Bezesporná perspektivnost použití laseru v technologických procesech spočívá především v těchto skutečnostech /3./:

1. Extrémní koncentrace energie a výkonu, velká účinnost přeměny energie, jednoduchá a neobyčejně přesná regulace energetického účinku laseru na materiál. V současné době se v technologických procesech mohou používat lasery o výkonu 100 W až 20 kW.

2. Možnost rozdělení laseru velkého výkonu na elementární paprsky menších výkonů. Výhodné ovládání laseru a přenos pomocí optických systémů a světlovodů na pracovní místa. Velká bezpečnost při práci.

3. Na laser nepůsobí externí magnetické a elektrické pole, proces zpracování nevyžaduje vakuum, v interakci lasera s materiály nevzniká röntgenové záření.

4. Bezkontaktnost procesu zpracování - laserové zpracování nevyžaduje nástroje a upínací předměty, nemusíme uvažovat o poškození a porušení nástrojů se všemi důsledky na výrobní náklady a kvalitu výrobků.

5. Velká hygiena práce, čistota procesu, bezhlučnost operace, t.j. humanizace pracovního procesu a prostředí.

6. Velká výrobní pohotovost a velká výrobní rychlost / elektromagnetické vlnění v procesech neprojevuje setrvačnost / rychlý start a ukončení technologického procesu - to vše se odrazí v podstatném zvýšení produktivity práce.

7. Zmenšení energetické náročnosti více operací, zmenšení podílu následné práce, neobyčejně velká kvalita^a výrobků.

8. Nasazení automatizace, robotizace a systémů vyšší

automatizace, vytvoření pružných laserových výrobních systémů.

9. Kontrola kvality výrobků.

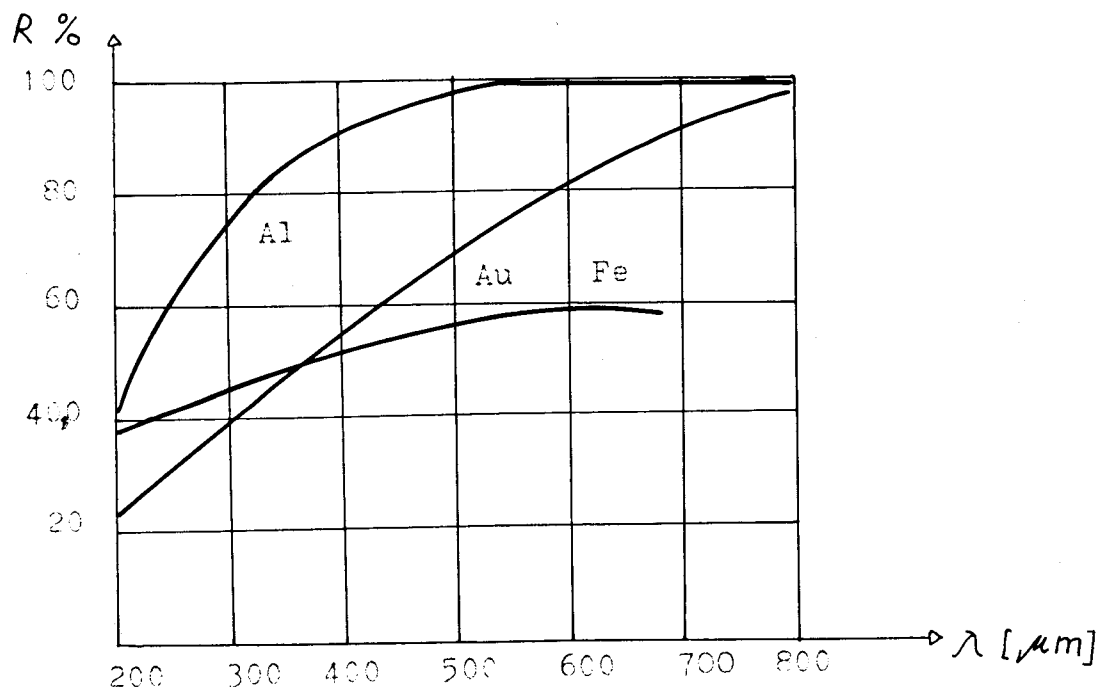
2.5. Absorpce laserového záření

Jedním z nedostatků laserového ohřevu jsou značné ztráty energie způsobené odrazem od zpracovávaného předmětu. Kovy s hladkým lesklým povrchem odrážejí až 80-96% laserového záření. Absorpční schopnost povrchu předmětu lze zvýšit nanesením různých povlaků, které musí mít nejen vysokou schopnost pohlcovat záření, ale i žáruvzdornost a dobrou tepelnou vodivost a také nesmí narušovat technologický cyklus. Povlaky jsou osobitně účinné při použití laserů malých výkonů.

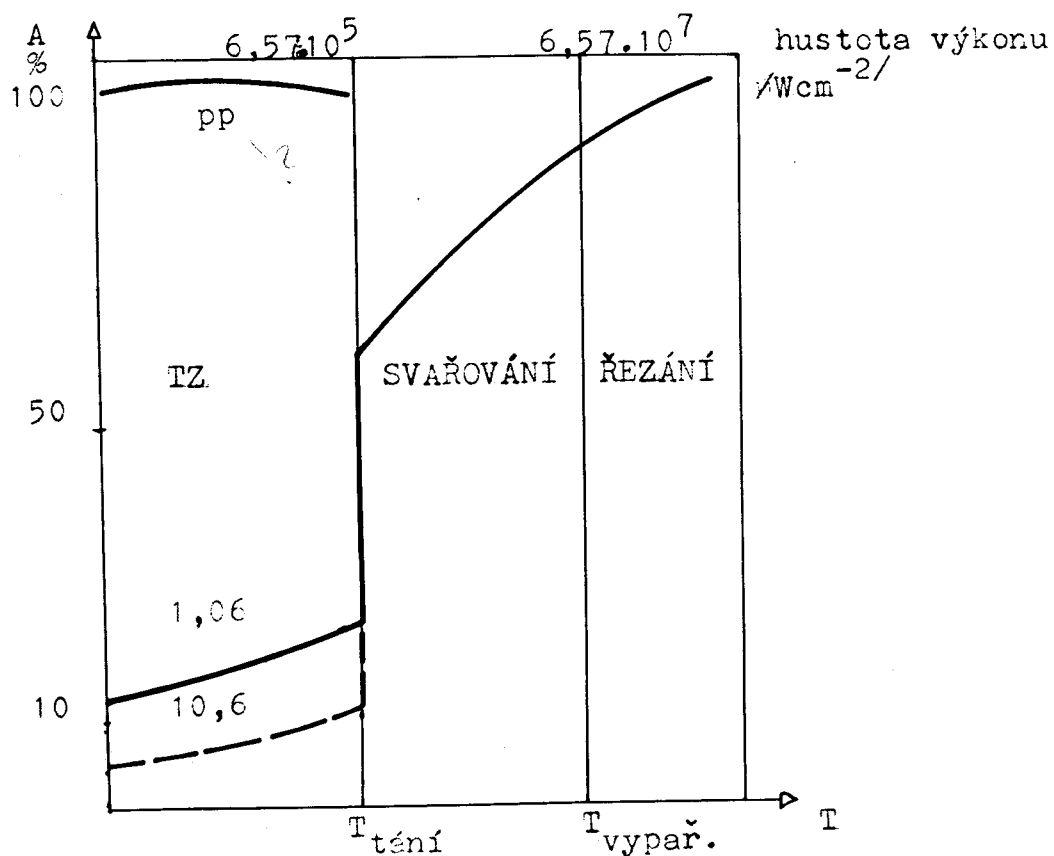
Jako pohlcující povlaky se používají krystalické materiály jako jsou oxidy kovů, fosfáty, suspenze jemně mletých kovů s práškovým uhlíkem. Vákuová vrstvička wolframu může zvýšit pohlcovací schopnost až o 96%. Oxid mědi má také vysokou absorpční schopnost a dobře vede teplo. Fosfát manganu nemá takovou absorpční schopnost, je však dostupnější a lacinější.
/ 10./

Absorpční schopnost kovů závisí též na vlnové délce laserového záření, jak ukazuje obr. 3.

S rostoucí teplotou absorpční schopnost kovových povrchů mírně vzrůstá. Při teplotách blízkých teplotě tání dochází k prudkému růstu pohltivosti/obr.4/. Významná je i ta skutečnost, že ačkoliv energie o vlnové délce $1,06\ \mu\text{m}$ /typická pro lasery NdYAG/ je pohlcována intenzivněji než u vlnové délky $10,6\ \mu\text{m}$, 70 až 80% energie je stále odráženo. / 15./



Obr. 3. Odrazivost některých kovů v závislosti na vlnové délce. / 11. /



Obr. 4. Závislost absorbované energie na povrchové teplotě zpracovávané oceli / zjednodušený model /.

2.6. Laserové tepelné zpracování

2.6.1. Problematika ohřevu kovu vysokými rychlostmi

Při velmi vysokých rychlostech ohřevu může dojít k lokálnímu natavení materiálu na hranicích zrn. Toto lokální natavení způsobuje přeměny poblíž hranic zrn, a tím i změny tvrdosti těchto ocelí po zakalení. Rozměry takto zasažených oblastí řádově převyšují koeficient difuze.

Na strukturu povrchové vrstvy mají vliv i chemické reakce. K natavení materiálu dochází nejdříve na hranicích zrn. Při vysokých teplotách a vypařování kovu dochází také k hoření jednotlivých prvků. U uhlíkových slitin dochází k tzv. vyhořívání uhlíku. / 12. / Při rychlých ohřevech může dojít k plastickým i elastickým změnám krystalové mřížky. To je spojeno se zvýšením hustoty dislokací a dalšími jevy. Při ohřevu paprskem laseru se některé výše uvedené jevy uplatňují více, jiné méně. Význam mají i další jevy, specifické právě pro ohřev laserem. Při některých parametrech záření /intenzita záření $10^6 - 10^{10} \text{ W} \cdot \text{mm}^{-2}$ / převažuje vypařování látky, doprovázené dalšími efekty /vytrhávání kapalné hmoty, vznik rázových vln, apod./. / 12. /

Pro účel klasifikace rychloohřevu z technologického hlediska provedeme rozdělení tepelného zpracování. Klasická klasifikace tepelného zpracování je ve své podstatě založena na rozdělení na způsoby směřující k dosažení stavů rovnovážných a způsoby s výslednými strukturami nerovnovážnými. Dále lze způsoby zpracování rozdělit na způsoby povrchové a objemové. Zatímco zpracování objemové spadá pod "rovnovážné" i "nerovnovážné", povrchové zpracování považujeme výhradně za

"nerovnovážné". / 4. / Pro povrchové tepelné zpracování je charakteristický povrchový ohřev, t.j. ohřev jen velmi tenkých vrstev, vyžadující vysoké hustoty výkonu. Aby došlo k povrchovému ohřevu, musí transport tepla na povrch součásti překročit rozvod tepla dovnitř součásti. Je-li součást dostatečně hmotná, postačí k ochlazení povrchové vrstvy rozvod tepla do jejího objemu. Jak uvádí dále práce / 4. /, má-li zaustenitizovaná vrstva dostatečně malou tloušťku, pak její ochlazení proběhne nadkritickou rychlostí a dojde v ní k martenzitické transformaci. Rychlost ohřevu a výsledné ochlazení je zde určeno hustotou absorbovaného tepelného příkonu a za rychlý ohřev lze považovat takový, který /za předpokladu dostatečné hmotnosti součásti vzhledem k absorbovanému teplu/ vyvolá ochlazení povrchové vrstvy nadkritickou rychlostí. Tato klasifikace je v souladu s běžně se vyskytujícím použitím pojmu rychloohřev. Některé zahraniční prameny za "vysokorychlostní tepelné zpracování" označují takové, při kterém ohřev v pevném stavu probíhá rychlostí větší nebo rovnou 50 K.s^{-1} bez ohledu na způsob ohřevu a druh tepelného zpracování.

Ohřevu kovů vysokými rychlostmi se zabývá také práce / 16. /. Podle ní bude míra ohřevu úměrná homogenitě vznikajícího austenitu a lze ji posuzovat podle relativního ukazatele rychloohřevu, značíme α .

$$\alpha = \frac{\bar{q} \cdot t}{\Delta x} = \frac{\bar{q} \cdot \Delta T}{\Delta x \cdot \bar{v}}$$

Kde t je doba ohřevu,

ΔT je nárůst teploty v čase t ,

$\bar{v}$ je rychlost migrace atomů,

Δx je difúzní dráha a představuje střední poloměr zrn nebo poloviční tloušťku mezilamelárního perlitu.

Mezní hranice mezi ohřevem a rychloohřevem pak bude pro $\chi = 1$ a v této souvislosti mluvíme o kritické rychlosti ohřevu $\bar{v}_{KR}$. Pro rychloohřev je $\chi < 1 / 16$. /.

Hodnocení rychloohřevů a austenitizace pomocí ukazatele χ je přibližné, neboť zanedbáváme řadu dalších vlivů, účastnících se na tomto procese, mezi jinými i napěťové pole, které vzniká v důsledku velkého gradientu teploty $T / 8$. /.

Zvýšená rychlost ohřevu $\bar{v}$ vede tedy k dynamickým tlakům, ke zvýšení rychlosti deformace a tím ke značnému nárůstu hustoty dislokací a defektům krystalové mřížky, ke změně jejich rozložení v materiálu, s čímž úzce souvisí i změna mechanických a jiných vlastností důležitých pro technické použití. Práce / 17. / uvádí, že při extrémně velkých rychlostech ohřevu, t.j. nadkritickou rychlostí je průběh přeměny složitý. Dříve než proběhne přeměna směsi ferit + cementit na austenit, která vyžaduje kromě přestavby základní mřížky i difúzní přemístění atomů uhlíku průměrně o 10^3 parametrů, překročí se totiž teplota A_{c3} ve feritu /910°C/ a začne přímá přeměna feritického podílu perlitu na austenit. Skutečný průběh přeměn při takových rychlostech není pro experimentální náročnost ještě zcela prozkoumán / 17. /.

2.6.2. Princip tepelného zpracování laserem

Laserové tepelné zpracování kovových materiálů využívá

laser na ohřev materiálu na teplotu nižší než je teplota solidus. Energetické ovlivnění materiálu se řídí tak, aby se neuskutečnilo vypařování kovu. Využívají se zde mnohé specifické vlastnosti laseru a přednosti uvedené předtím, především však mimořádná pracovní pohotovost, velká rychlost operace, možnost definovaného tepelného ovlivnění povrchových vrstev materiálů posuzovaná z hledisek lokálnosti, hloubky, plochy, objemu, nerovnosti povrchu, minimální deformace, mechanického působení na materiál, vlastnosti apod..

Různé názory na principy tepelného zpracování kovů laserem shrnuje literatura/18./ následovně. "Podle Mazumdera / 19. / v tomto procesu se tenká povrchová vrstva substrátu rychle ohřívá na austenitizační teplotu laserovým ohřevem a následovně se velmi rychle ochlazuje rozvodem tepla do celého objemu součásti za vzniku martenzitické struktury. Tento obecně přijímaný princip tedy vysvětluje laserové zpevnění stejně jako konvenční kalení. Mimo to se objevují i další názory, které sice nevylučují uvedený mechanismus, ale dosažení vysokých tvrdostí vysvětlují i dalšími vlivy jako vysokoteplotním nasycením povrchových vrstev oceli vzdušným dusíkem / 20. /, nebo drobením tlaků a zvýšením hustoty mřížkových poruch austenitu. Kukuchi / 21. / vyslovuje teorii, že během tepelného zpracování vzniká martenzit za neobvykle vysokého "prostorového omezení" vzhledem k vysokým rychlostem ohřevu a ochlazování. Tento jev vede k tvorbě deformovaného martenzitu, který ale dosahuje vyšších tvrdostí. Tato hypotéza však vyžaduje hlubší metalografické prověření."

2.6.3. Struktury vzniklé v teplem ovlivněné oblasti

V práci Gorjušina a Martjakové / 22. / byl proveden rozbor struktury po ozáření kontinuálním laserem. Vyšetřovali vzorky sovětské oceli 35. Tato ocel přibližně odpovídá oceli ČSN 12 040. Vzorky byly vyšetřovány při konstantní hustotě výkonu a různých rychlostech posuvu od 10 mm.s^{-1} do 49 mm.s^{-1} . Při rychlostech 10 mm.s^{-1} až 40 mm.s^{-1} se povrch natavuje, nad 43 mm.s^{-1} k natavení nedochází. Stopa tepelného působení paprsku se skládá ze dvou zón - centrální a periferní. Centrální zóna nesla stopy po natavení a periferní zóna je tepelně ovlivněnou zónou. *jale' H*

Vlivem různých podmínek ohřevu a ochlazování kovu vznikají v různé vzdálenosti od povrchu v zóně působení laseru různé struktury. Celá oblast má kulovitý tvar a při rychlosti 10 mm.s^{-1} až 30 mm.s^{-1} je tvořena čtyřmi vrstvami odlišných mikrostruktur a tvrdostí.

První bílá zóna je charakteristická sníženou leptatelností a tvrdostí cca 800 HV, která čtyřikrát převyšuje tvrdost oceli ve výchozím stavu a je o cca 150 HV vyšší než po obyčejném kalení s ohřevem v peci. Mikrostruktura vrstvy je tvořena martenzitem a zřejmě obsahuje nevelké množství zbytkového austenitu. Disperznost martenzitu této vrstvy je 1,5 až 2 krát vyšší než po obyčejném kalení. Snížená leptatelnost se vysvětluje vysokým pnutím a nepřítomností dekorací hranic prvního a druhého řádu z důvodů nedostatku času k redistribuci atomů příměsí a defektů krystalové stavby.

Vysoká tvrdost může být způsobena

- 1/ značným stupněm přesycení tuhého roztoku α intersticiály v důsledku vysoké rychlosti ochlazování a spolu s tím nedostatkem času pro průběh samopopouštění
- 2/ zvýšenou hustotou defektů krystalové stavby
- 3/ jemně disperzní stavbou martenzitu.

Druhá vrstva - bezprostředně pod bílou - má vyhovující leptatelnost a ve srovnání s bílou vrstvou sníženou tvrdost. Je tvořena jehlicovým martenzitem s jehlicemi 2x až 4x většími než u martenzitu první vrstvy. Svým charakterem je oblast přechodové vrstvy bližší strukturám oceli po klasickém kalení. Rychlost ohřevu a ochlazování jsou u druhé vrstvy poněkud nižší než u první. Druhá vrstva je rozložena mezi více ohřátou vrstvou první a méně ohřátou vrstvou třetí, ta pak brání rychlému odvodu tepla. V důsledku toho se rychlost ochlazení blíží kritické rychlosti. Nastává nedostatečně ostré kalení doprovázené samopopouštěním a relaxací vnitřních napětí.

Třetí vrstvou je zóna neúplného zakalení a její struktura je tvořena martenzitem, troostíkem a feritem. Martenzit vzniká na místě původních perlitických zrn. Ferit se pak zachoval na místě feritického síťového výchozí struktury. Vlivem tepelného a tlakového rázu se síťové rozpadlo, ale krátká doba byla nedostatečná k rozpuštění zrn feritu. Tvrdost martenzitických zrn je poněkud vyšší a velikost podstatně menší než u martenzitu druhé vrstvy. Zvýšená tvrdost martenzitu této vrstvy je podmíněna zvýšeným stupněm disperznosti, což je spojeno s růstem rychlosti odvodu tepla do hloubky kovu. Množství feritu u této vrstvy je asi 8x menší a tvrdost této

vrstvy asi 1,5x vyšší než u výchozí struktury. Zvýšená tvrdost feritu může být vysvětlena jeho rozpadem v podmínkách všestranného tlaku.

Čtvrtá vrstva leží v přímé blízkosti u zóny, která nebyla vystavena ohřevu. Má sníženou leptatelnost. Tato vrstva, stejně jako předchozí, je neúplně zakalená, ale neobsahuje troostit a je v ní zachováno feritické síťové výchozí struktury a vyznačuje se vyšší tvrdostí. Slabě se leptající struktura je tvořena martenzitem s nejjemnějšími jehlicemi. Tvrdost martenzitu je vysoká, což je podmíněno nejvyšší rychlostí ochlazování v této vrstvě. Rozložení feritického síťového se udržuje stejně jako u výchozí struktury.

2.6.4. Austenitizační procesy, rozpouštění karbidů

Kvůli porovnání austenitizace a s tím souvisejícího rozpouštění karbidů provedu rozbor procesů jednak při pomalých a jednak při rychlých ohřevech.

2.6.4.1. Austenitizační procesy při pomalých ohřevech

Austenitizací při pomalých ohřevech se podrobně zabývá ve své práci Hyspecká / 23./ . Uhlíkové a nízko- nebo střednělegované ocele mají po pomalém ohřevu na teplotu těsně pod A_{c1} dvoufázovou strukturu, sestávající z feritické a karbidické fáze. V pod- nebo nadeutuktoidních ocelích dochází při velmi pomalém ohřevu ke vzniku austenitu a to těsně nad teplotou A_1 . Embrya a zárodky austenitu nukleují heterogenně na rozhraní obou přítomných fází nezávisle na sobě a rostou při plynulém pomalém ohřevu až konečně je austenitizace nad teplotou

tou A_3 nebo A_{cm} zcela ukončena.

U podeutektoidních ocelí transformuje feritická fáze, t.j. ferit v perlitu a proeutektoidní ferit na austenit úměrně dané teplotě při pomalém, plynulém ohřevu, až konečně těsně nad teplotou A_3 je transformace feritické fáze ukončena. Karbidická fáze transformuje na austenit daleko pomaleji a např. při teplotě 10 až 15 K nad A_3 nemusí být karbidy ještě zcela rozpuštěny, t.j. v austenitu jsou ještě jejich zbytky, zatímco feritická fáze již zcela transformovala. Každé austenitické zrno nukleuje samostatně a tvoří monokrystal a jeho růst je zastaven dotykem s jinými austenitickými zrny. Jestliže pokračujeme v ohřevu, pak jemná zrna austenitu hrubnou, ale zhrubnutí zrna je přítomností nerozpuštěných karbidů malé. Proto karbidy, nebo karbonitridy či nitridy, /např. karbidy a karbonitridy vanadu, titanu apod./, které jsou jemné a rovnoměrně rozloženy v matici austenitu a které se rozpouští až při vysokých teplotách, brání velmi účinně migraci zrn austenitu /hrubnutí/.

U nadeutektoidních ocelí je průběh austenitizace při plynulém pomalém ohřevu obdobný jako u podeutektoidních ocelí. Poreutektoidní cementit se však v podstatě hůře rozpouští, nežli proeutektoidní ferit u podeutektoidních ocelí, a také hůře, nežli se rozpouští většina feritu. Proto také, mají-li se všechny karbidy rozpustit, musí být teplota ohřevu nad A_{cm} mnohem vyšší. V praxi se ohřev nad A_{cm} používá jen výjimečně, a to jen při některých technologických operacích normalizace.

I když bychom teoreticky očekávali rozpouštění perlitu, t.j. fázovou transformací perlitu na austenit při teplotě těsně

nad A_1 , není tomu tak, neboť rozpouštění karbidů se uskutečňuje až při vyšších teplotách. Rovněž rozpouštění proeutektoidního feritu nebo proeutektoidního cementitu se ukončuje až při teplotě nad A_3 nebo A_{cm} . Zcela homogenního austenitu lze dosáhnout až po ohřevu nad tyto kritické teploty, neboť jak austenitizace, tak i dosažení homogenního austenitu vyžaduje difúzi uhlíku a difúzi legujících prvků. Oblast teploty v níž dochází k homogenizaci austenitu závisí na

1. tendenci legujícího prvku tvořit karbidy
2. na heterogenitě vyvolané segregacemi
3. na rychlosti ohřevu.

U legovaných ocelí je teplota, nutná pro tvorbu homogenního austenitu tím vyšší, čím hůře je karbid rozpustný a mnohdy se stává, že při komerčním způsobu zpracování se vůbec některé typy karbidů nerozpustí.

Austenitizaci perlitu lze charakterizovat těmito procesy:

1. Transformaci k.pr.c. mřížky feritu na k.pl.c. mřížku austenitu z rozhraní ferit-cementit, což je doprovázeno zmenšením objemu,
2. transformací mřížky cementitu a jeho rozpouštěním z rozhraní austenit-cementit, což je doprovázeno přeskupením atomů železa v mřížku austenitu a současně přeskupením atomů uhlíku. Rozpuštění atomů uhlíku v mřížce austenitu je doprovázeno zvětšením objemu,

3. difúzí uhlíku uvnitř austenitu z původního rozhraní austenit-cementit směrem do austenitu, transformovaného z feritu. Homogenizace austenitu je řízena rychlostí difúze v austenitu,

4. migrací rozhraní austenitu do feritu a cementitu. Rychlost migrace rozhraní austenitu do feritu je větší než do cementitu, neboť nevyžaduje žádnou difúzi. Během austenitizace existují lokálně koncentrační rozdíly, i když zdánlivě perlitická struktura transformovala, neboť v matici zůstaly nerovnovážné fáze-cementit nebo jiné karbidy. Úplné rozpuštění nerovnovážných fází v austenitu a homogenizace austenitu je funkcí teploty a času. Austenitizace probíhá rychleji při vyšších teplotách a i pro dlouhé izotermické výdrže jsou v austenitu zbytkové karbidy, které se úplně rozpustí až při vyšších teplotách.

Jak již bylo výše uvedeno nukleace austenitu nastává na rozhraní ferit-cementit. Čím jemnější je perlit, tím je rychlost nukleace austenitu větší. Jestliže vznik homogenního austenitu je podmíněn difúzí uhlíku, je přirozené, že rychlost růstu austenitu je závislá na mezilamelární vzdálenosti perlitu nebo na množství, rozdělení a velikosti sferoidizovaných karbidů ve feritické matici. Rychlost růstu austenitu je tím větší, čím menší byla mezilamelární vzdálenost, nebo čím menší je vzdálenost mezi sferoidizovanými karbidy. Rychlost růstu austenitu také vzrůstá s teplotou. Kalené a málo popuštěné struktury obvykle transformují na homogenní austenit rychleji než sferoidizované struktury.

Kinetika austenitizace je závislá i na legující bázi oceli. Mangan a nikl snižují teplotu austenitizace, zatím co např. křemík a molybden zvyšují. Obsahuje-li ocel prvky, které stabilizují karbidy (Cr, W, Mo, V apod.), pak kinetika austenitiza-

ce je zpomalena, neboť homogenizace austenitu je doprovázena i difúzí legujících prvků. / 23. /

2.6.4.2. Austenitizační procesy při rychlých ohřevech

Krystalizace vzniklá austenitizací má difúzně řízený průběh, který v rovnovážném stavu, tedy při pomalém záhřevu pod eutektoidních ocelí začíná u Ac_1 a končí u Ac_3 . Tím však není zaručeno, že by všechny utvořené krystaly měly stejný podíl obsahu uhlíku. Žádoucí homogenita austenitu je ovšem nejen závislá na rozložení uhlíku ve výsledné struktuře, ale i na teplotě a délce intervalu austenitizace. Teprve, když v průběhu austenitizace je dosaženo vyrovnané koncentrace, lze nadkritickým schlazením také docílit homogenní martenzit / 25. /.

Práce / 25. /, s odvoláním na jiné autory, poukazuje na to, že při jakkoli uzpůsobeném krátkodobém kalení, zvýšením austenitizační teploty se může difúze natolik urychlit - a přestože byl austenitizační čas zkrácen - je možné docílit homogenního zakalení, aniž by docházelo k hrubozrnosti. Zároveň však upozorňuje na to, že také při krátkodobém kalení mohou nastat případy přehřátí s nežádoucími výsledky - hrubozrnnost a zbytkový austenit. Vyšší množství zbytkového austenitu se utvoří u ocelí s vyšším obsahem uhlíku v povrchové vrstvě, v níž se teplota blíží nebo dokonce překročí bod tavení.

Při kratším průběhu austenitizace než 0,1 s již není možné s jistotou provést v pevném stavu difúzně řízené kalení. V důsledku diskontinuality teplot dochází k natavení karbidů a k povrchovému natavení, při čemž za určitých okolností mohou

vzniknout velmi tenké, čistě austenitické povrchové vrstvy. Natavující se karbidy se seskupují a vytvoří po schladnutí vrstvu austenitu silně obohaceného o uhlík / 25. /.

Zkrácení austenitizační doby vede ke zhoršení homogenity austenitu zvláště u nadeutektoidních, resp. karbidotvorných ocelí. Části matrice jsou vysoce austenitizované a vykazují znaky přehřátí, jiné části matrice jsou méně austenitizované, martenzitická tvrdost těchto oblastí je nižší a schopnosti plastické deformace větší / 24. /.

Krátkodobě austenitizované podeutektoidní oceli se ve srovnání s ocelmi dlouhodobě austenitizovanými výslednou homogenitou navzájem od sebe liší jen nepodstatně, neboť i zde je po překročení A_{c3} ukončeno rozpouštění karbidů, homogenizační fáze probíhá relativně rychle a malý obsah uhlíku prakticky vylučuje možnost přehřátí / 24. /.

Tvrdost docílená v příznivých podmínkách okrajových vrstev jemnozrné martenzitické struktury je o 50 až 100 jednotek HV vyšší, než při konvenčním kalení, což lze zdůvodnit chybějící schopností popouštění. Toto je také důvod, proč se martenzitická struktura vzniklá krátkodobým kalením obtížněji naleptává než konvenční martenzit. Lze také konstatovat, krátkodobým kalením bez spolupůsobení jakýchkoliv mechanických prostředků v průběhu austenitizace i při extrémně vysoké austenitizační resp. schlazovací rychlosti nestoupne výsledná tvrdost nad hodnotu 1 000 HV / 25. /.

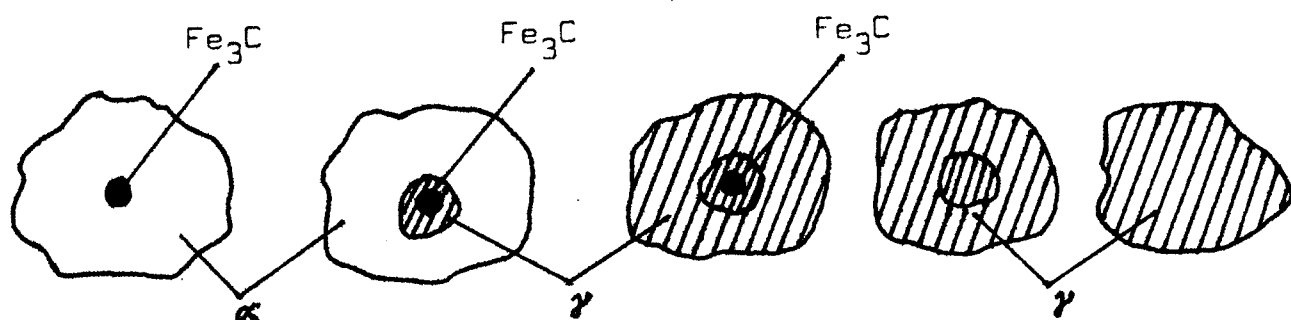
Práce / 16. / uvádí, že uhlíkové oceli vlivem vysokých teplot a jiných mechanismů se v povrchové vrstvě přesytí uhlí-

kem a proto jsou v těchto zónách kalitelné. Uhlík z perlitických zrn /kolonií/ nemá čas vydifundovat v plné míře, takže se dosahuje značné nehomogenity austenitu a v těchto místech se tvoří ostrůvky tvrdé fáze.

Přeměna feritu na austenit se končí při teplotě vyšší než A_1 , ale dříve se ukončuje disociace cementitu. Celý proces vzniku austenitu předbíhá difúzní fronta z koncentrací uhlíku blízko k 0,8%. Proces disociace cementitu je značně rychlejší, než při pozvolném ohřevu / 16. /.

Je nutné podotknout, že při rychlém ohřevu mohou vznikat krystaly austenitu nejen na hranicích, ale i uvnitř zrn feritu.

Práce / 24. /, která studovala kinetiku austenitizace ocelí při rychlém odporovém ohřevu, uvádí, že při rychlosti ohřevu $v = 30\ 000\ K.s^{-1}$ může dojít ke změně mechanismu v bezdifúzní.



Obr. 5. Schéma rozpouštění karbidů / 26. /.

2.6.4.3. Shrnutí poznatků o austenitizaci

Práce / 4. / přináší shrnutí poznatků o austenitizaci následovně:

1/ austenitizace při rychlém ohřevu začíná přednostně na fázovém rozhraní ferit-cementit,

2/ ve všech případech kromě čistě feritických ocelí je austenitizace řízena difúzí uhlíku z cementitu do rostoucího austenitu,

3/ vznikající fáze má již od své nukleace složení odpovídající eutektoidu, tedy 0,8% C,

4/ austenitizaci lze i při velké rychlosti ohřevu považovat za izotermický proces.

Poslední dva body formulace však nejsou přijímány zcela bezvýhradně.

2.6.5. Použití tepelného zpracování laserem, ekonomické zhodnocení

Laserové tepelné zpracování je drahý způsob zvýšení pevnosti a má se použít v případech, kdy je třeba podstatně snížit vlastní náklady na výrobu dílců a dosáhnout velkého ekonomického efektu nebo jestliže je třeba z technologického cyklu vyloučit jakýkoliv zdraví škodlivý proces.

Nejúčelnější je použití laserového tepelného zpracování při zvláště složitém tvaru opracovávaných povrchů, kde je přípustná minimální deformace, dále tehdy, kdy je třeba dodržet přesně zadaný profil zakalené vrstvy. Dále v případech, u kterých je ohřev zpracovávané zóny obvyklými metodami obtížný jako i při malém povrchu zpracovávané zóny v porovnání s povrchem výrobku.

Lasery se dají využít pro jakýkoliv druh tepelného zpracování, nejen samostatných dílců, ale i dílců zamontovaných do sestavy. Při volbě typu a výkonu lasera je třeba dbát na to,

že provoz výkonnějších zařízení vychází levněji. Například při laserech s vysokým výkonem výdaje za elektrickou energii dosahují 30 - 50 dolarů za 1 W, ale při laserech nízkého výkonu 70 - 90 dolarů.

Volbou optimálního režimu ohřevu je možné dosáhnout snížení energetických výdajů až o 20%. Jestliže uvažujeme energii obsaženou v ohřáté vrstvě, pak optimálním se jeví krátký výkonný impuls. Odpovídající zisk energie může být až 35%.

Zvýšení absorpční schopnosti zpracovaného výrobku také zajišťuje snížení energetických ztrát. Při zvětšení rychlosti pohybu zdroje a odpovídajícím zvýšením výkonu se mohou mezní náklady na energii snížit 10 až 15x.

Tímto způsobem je třeba při zavedení laserového tepelného zpracování zhotovit pro každou skupinu detailů speciální vybavení, zvolit režim a provést náčrt. Vysoké náklady tohoto procesu vyžadují ekonomickou účelnost zpracování nevelkých, avšak důležitých částí dílů. Před zavedením tepelného zpracování laserem v průmyslu je třeba udělat technicko-ekonomický rozbor, který potvrdí účelnost použití této metody.

Laserové zpracování se v současné době jeví dražší než standartní tepelné zpracování, avšak v řadě případů je jeho zavedení přínosem v podobě vyššího ekonomického efektu. V souvislosti s tím počet laserových technologických zařízení ve světě stále roste. Provádějí se výzkumné práce na zhotovení nových zařízení a na stanovení nejperspektivnějších oblastí využití laseru. / 10. /

3. EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

3.1. Charakteristika oceli 12 040

Pro experiment byla po dohodě s vedoucím diplomové práce zvolena ocel 12 040. Jedná se o podeutektoidní ušlechtilou uhlíkovou ocel. Chemické složení oceli podle ČSN 41 2040 je uvedeno v tabulce číslo 1. /hodnoty uvedeny v procentech/

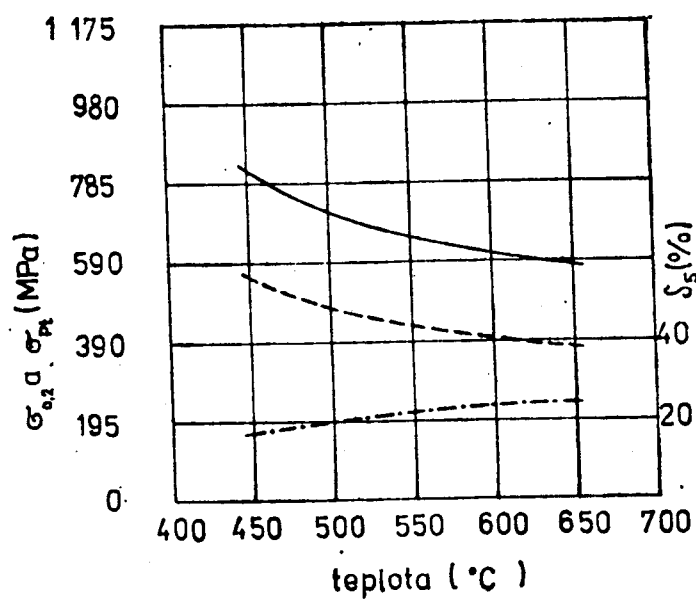
C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S
0,32	0,50	0,17	max	max	max	max	max
až	až	až	0,25	0,30	0,30	0,040	0,040
0,40	0,80	0,37					

Ocel 12 040 je vhodná na části rozvodů, předlokové a zalomené hřídele, ojnice, páky, táhla, jeřábové háky, apod.

Body přeměny : $Ac_1 = 720^{\circ}\text{C}$

$Ac_3 = 790^{\circ}\text{C}$

Popouštěcí diagram této oceli je uveden na obr. 6.



Obr. 6.

Popouštěcí diagram

Pevnost v tahu σ_a —————

Mez kluzu $\sigma_{0.2}$ - - - - -

Tažnost δ_5 % - . - . -

3.2. Příprava vzorků pro ozáření laserem

Vzorky byly opracovány na rozměr 40 x 100 x 10. Povrch, který měl být ozářen byl broušen.

Výchozí stavy dané oceli byly voleny následovně :

1/ Stav dodaný /tepelně nezpracovaný/.

2/ Stav zakalený - teplota kalení 860°C, ochlazení ve vodě.

3/ Stav kalený a popouštěný - teplota kalení 860°C, ochlazení ve vodě, popouštění z teploty 550, 600 nebo 650°C.

4/ Stav normalizačně žíhaný - vzorky ohřáté na teplotu 860°C, pomalu ochlazované na vzduchu.

Tabulka 2 uvádí přehled vzorků použitých k experimentu.

Označení vzorku	Výchozí stav	Rychlost posuvu paprsku
D 276d	kaleno	2 000mm/min
D 276e	kaleno	2 400mm/min
D 277d	kaleno+popouštěno (z) 550°C	2 000mm/min
D 277e	kaleno+popouštěno (z) 550°C	2 400mm/min
D 278d	kaleno+popouštěno (z) 600°C	2 000mm/min
D 278e	kaleno+popouštěno (z) 600°C	2 400mm/min
D 279d	kaleno+popouštěno (z) 650°C	2 000mm/min
D 279e	kaleno+popouštěno (z) 650°C	2 400mm/min
D 280a	normalizačně žíháno	2 000mm/min
D 282a	tepelně nezpracováno	2 000mm/min

Vzorky byly ozářeny kontinuálním laserem výkonem 2 kW a posuvovou rychlostí 2 000 a 2 400 mm/min.

3.3. Příprava vzorků pro optické pozorování

Po ozáření laserem byly vzorky postupně rozříznuty v rovině kolmé na vzniklou stopu. Dále byly vzorky zality do dentakrylu a broušeny na metalografických bruskách obvyklým způsobem. Poté byly leštěny na metalografické leštičce. Po vyleštění se provedlo naleptání struktury v 3% nitalu /3% roztok HNO_3 v etylalkoholu/. Leptací časy jsou pro jednotlivé materiály i pro jednotlivé druhy tepelného zpracování různé. Proto bylo třeba tyto časy zjistit experimentálně.

3.4. Metodika vyhodnocování vzorků

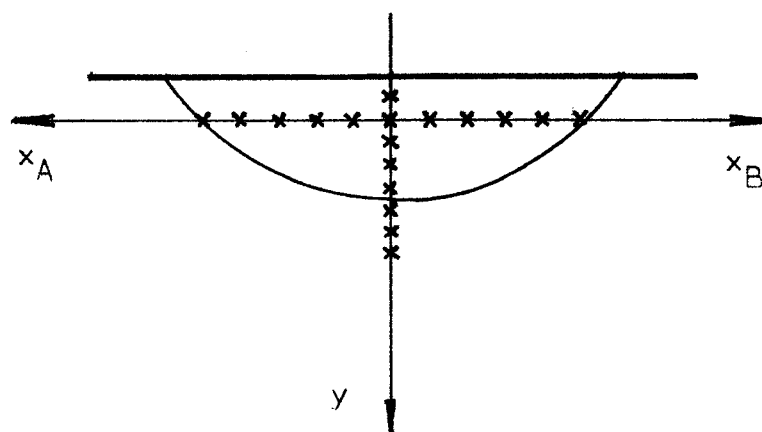
- 1/ Pozorování a vyhodnocování výchozích struktur,
- 2/ změření rozměrů transformovaných oblastí /hlavně maximální tloušťky transformované vrstvy/ - měřeno na optickém mikroskopu Neophot 2,
- 3/ popis vzniklých oblastí a zhotovení fotografií struktur,
- 4/ měření mikrotvrdosti transformovaných oblastí na přístroji PMT - 3.

3.5. Měření mikrotvrdosti

Měření mikrotvrdosti bylo prováděno na sovětském mikrotvrdoměru PMT - 3. Závaží bylo vybíráno podle místa měření tvrdosti. V oblastech, kde bylo možno předpokládat značně velké hodnoty /transformovaná oblast/, jsem použil závaží 0,2kg, v oblastech předpokládané nižší tvrdosti /základní materiál/ závaží 0,1kg.

Hodnoty mikrotvrdosti jsou dále označovány pod symbolem HV.

Mikrotvrdost byla měřena jak v příčném, tak v některých případech i podélném směru, jak ukazuje obr. 7.



Obr. 7. Postup při umísťování vpichů.

Místa byla volena tak, aby vzdálenosti mezi vtisky byly odpovídající vzdálenostem, které jsou zadány normou, avšak s přihlédnutím k co nejlepšimu zmapování ozářených oblastí.

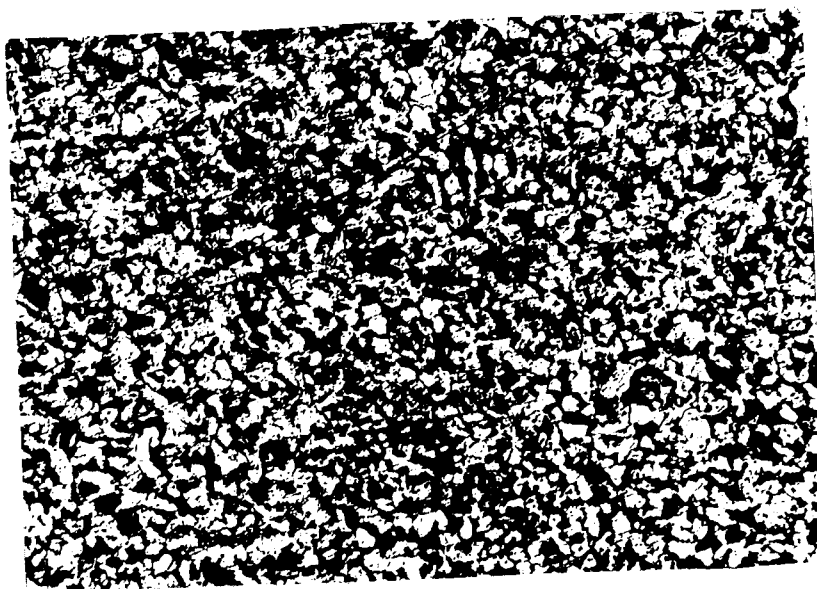
Před měřením mikrotvrdosti byly vzorky vždy lehce přeleštěny.

3.6. Výsledky experimentu

Pozorování a fotografování výchozích struktur bylo prováděno na optickém mikroskopu Neophot 2. Na obr. 8 je výchozí struktura oceli 12 040 tvořená feritem a jemným lamelárním perlitem.

Kalením byla vytvořena struktura, patrná z obr. 9. /z tohoto obrázku je však patrné, že došlo k podkalení - martenzit a světlé plochy feritu svědčí o nedostatečné homogenizaci austenitu/.

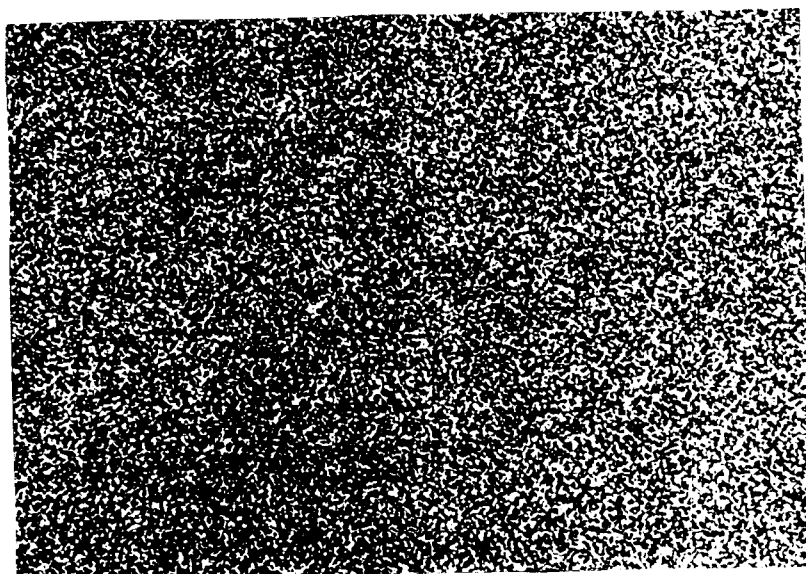
Na obr. 10. je jemná kalená a popouštěná struktura - sorbid.



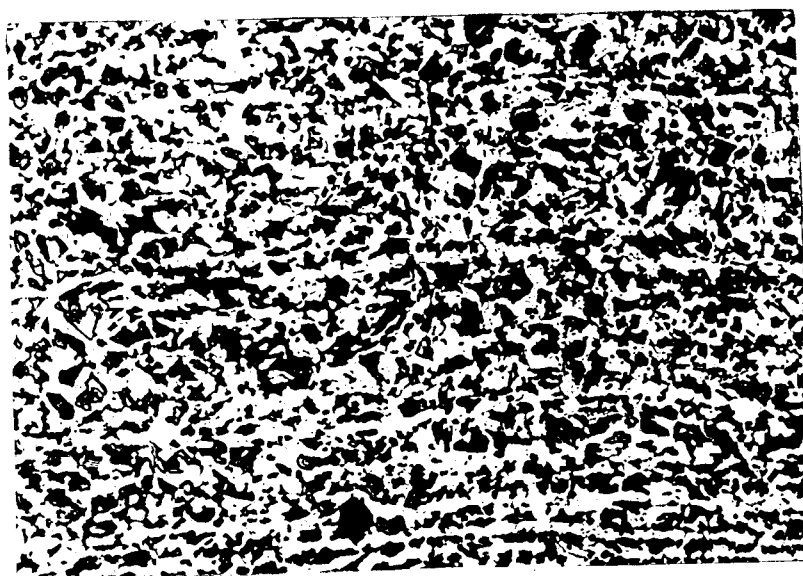
200x obr. 8. Nital 3%
 Ocel 12 040 - výchozí struktura /D 282a/



200x obr. 9. Nital 3%
 Ocel 12 040 - kalená /D 276 d/



200x obr. 10. Nital 3%
 Ocel 12 040 - kalená a popouštěná /D 279d/



200x obr. 11 Nital 3%
 Ocel 12 040 - normalizačně žíhaná / D 280a/

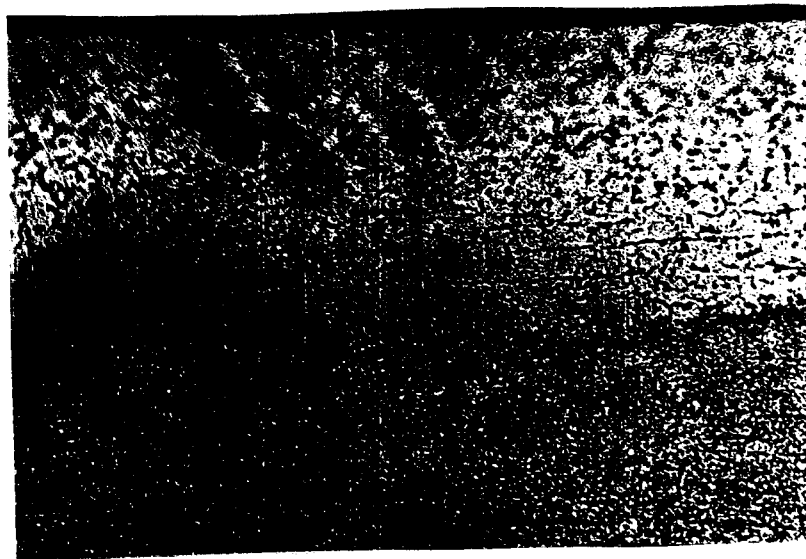
Normalizačně žíhaná struktura je proti výchozí struktuře jemnější a má stejnoměrnější zrna. Je tvořena feritem a jemným lamelárním perlitom - obr. 11.

3.6.1. Studium struktur tepelně zpracovaných laserem

Metalografickou cestou byly zkoumány struktury zón, které vzniknou po lokálním ohřevu laserem. Hlavním předmětem výzkumu byla ovlivněná zóna se změněnou strukturou i tvrdostí.

a/ Ocel 12 040 - kalená

Geometrický obrazec transformované vrstvy má v příčném řezu přibližný tvar kruhové úseče stejně jako je tomu u vzorků ostatních. Část transformované vrstvy je znázorněna na obr. 12. /D 276d/ a obr. 13. /D 276e - mírně přeleptáno/. Největší tloušťka této vrstvy, která byla změřená asi uprostřed, měla hodnotu 0,46 mm a šířka hodnotu 4,2 mm. Oblast interakce je ostře ohraničená od základního materiálu.



100x

obr. 12.

Nital 3%

Ocel 12 040 - kalená /D 276d/

- 42 -



100x

obr. 13.

Nital 3%

Ocel 12 040 - kalená /D 276e/

Tepelně ovlivněná oblast vzorku D 276d má tedy rozměry :

tloušťka 0,46 mm

šířka 4,20 mm.

Tepelně ovlivněná oblast vzorku D 276e má rozměry:

tloušťka 0,42 mm

šířka 4,10 mm.

Byl potvrzen předpoklad, že v případě větší posuvové rychlosti paprsku /což je v našem případě vzorek D 276e/ je velikost transformované oblasti menší.

Na obr. 14. a obr. 15. jsou zvětšena místa transformované oblasti /patrně z obr. 12./. Detail 1 - obr. 14. - oblast bezprostředně zasažená laserovým zářením . Struktura je tvořena jehlicemi martenzitu ve zbytkovém austenitu. Tato vrstva má vysokou tvrdost - u vzorku D 276d je to 700 HV, u vzorku

D 276e je to 682 HV.



1 250x obr. 14. Nital 3%
Ocel 12 040 - kalená /D 276d/.



1 250x obr. 15. Nital 3%
Ocel 12 040 - kalená /D 276d/.

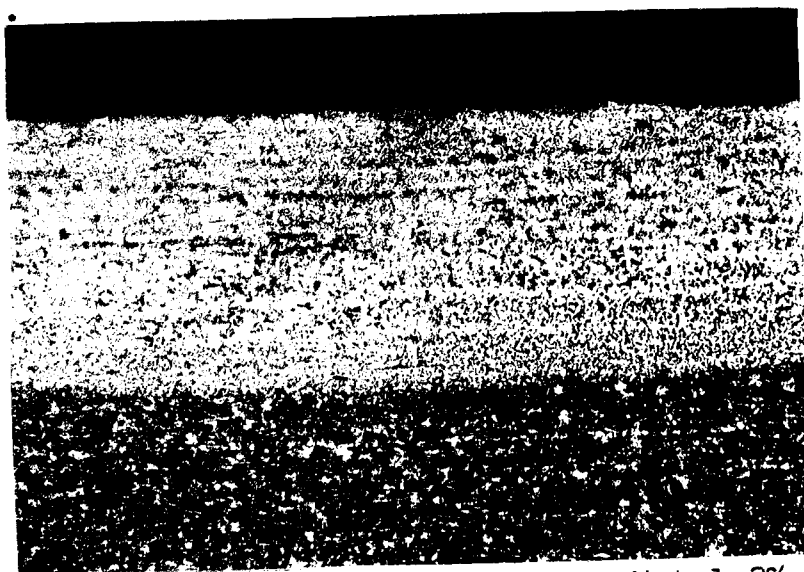
Vrstva znázorněná na obr. 14 má poměrně špatnou leptatelnost.

Detail 2 - obr. 15. je z dolní poloviny ovlivněného pásma a jsou zde patrné karbidické útvary, které jsou orientovány ve směru martenzitických jehlic. Z obr. 12. a obr. 13. je patrné, že směrem k povrchu vzorku dochází k růstu karbidických zrn a jejich orientace podle původních jehlic martenzitu je méně zřetelná. Nad určitou hranicí pak dochází k rozpouštění těchto karbidů podle zákonitostí uvedených v části 2.6.4.

Změřené mikrotvrdosti kalených vzorků a jejich grafické znázornění je uvedeno v příloze 1. a v příloze 2. Snížení mikrotvrdosti základní martenzitické struktury je způsobeno pravděpodobně tím, že působením paprsku laseru došlo k popouštění ve vrstvě těsně sousedící s transformovanou vrstvou.

b/ Ocel 12 040 - kalená a popouštěná.

Výřez z transformované oblasti je na obr. 16., obr. 18 a obr. 17.



100x

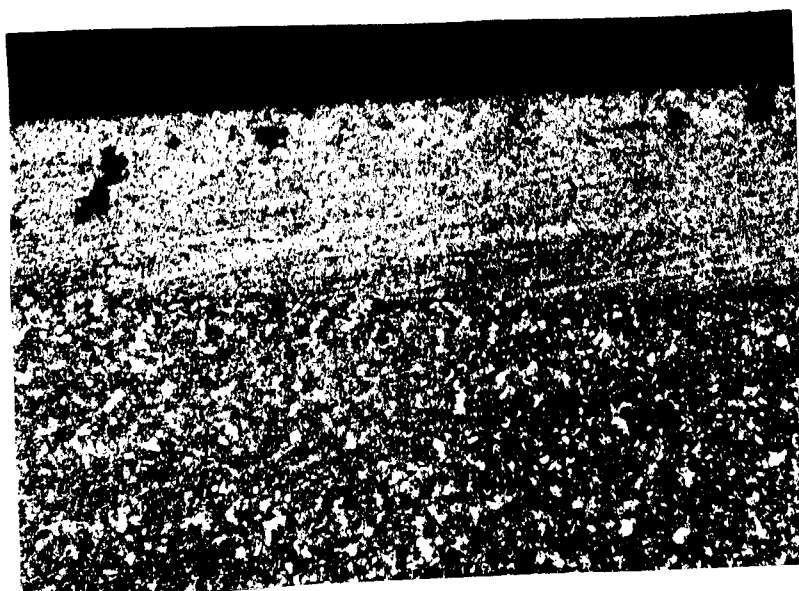
obr. 16.

Nital 3%

Ocel 12 040 - kalená a popouštěná / D 277d /.



100x obr. 17. Nital 3%
 Ocel 12 040 - kalená a popouštěná /D 278d/



100x obr. 18. Nital 3%
 Ocel 12 040 - kalená a popouštěná /D 279a/

Největší tloušťka transformované oblasti je zjištěna u vzorku popouštěného z nejnižší teploty, ozářeného rychlostí 2 000 mm/min / D 277d /. Tepelně ovlivněné oblasti jednotlivých vzorků mají rozměry :

vzorek	tloušťka/mm/	šířka/mm/
D 277d	0,45	4,2
D 278d	0,38	4,2
D 279d	0,33	4,1
D 277e	0,40	4,0
D 278e	0,33	4,0
D 279e	0,32	4,2

Mikrotvrdosti jednotlivých vzorků jsou uvedeny v přílohách 3 - 8. Z uvedených mikrotvrdostí vyplývá, že při vyšší posuvové rychlosti jsou hodnoty maximálních tvrdostí nižší. Největších hodnot zde dosahovaly vzorky popouštěné z teploty 650°C, tedy nejvyšší popouštěcí teploty.

Zóna, která je nejbližší k neovlivněnému pásu překonala popouštění. Pak následuje oblast, kde se dosáhla teplota postačující k novému zakalení. Velikost zrna v této oblasti vytváří zrno předcházejícího zakalení. V souvislosti s tím tvrdost ocele je nižší v popouštěné oblasti než v oblasti nového zakalení, kde vysoko překračuje výchozí tvrdost.

c/ Ocel 12 040 - normalizačně žíhaná.

Základní struktura oceli 12 040 po tepelném zpracování na normalizačně žíhaný stav je feritická s jemným lamelárním perlitem. Ferit a perlit jsou zde poměrně rovnoměrně

rozloženy. Velikost transformované oblasti dosáhla značné hodnoty, větší než u vzorků kalených i kalených a popouštěných. Mikrotvrдость však až tak vysoká není. Maximální naměřená mikrotvrдость byla 532 HV, což je však oproti výchozí tvrdosti / kolem 200 HV / značné zvýšení. Příčný řez transformovanou oblastí je na obr. 19. Z obrázku je patrný vzhled jednotlivých zón popsaných v kapitole 2.6.3. Dále je patrné zachování feritického síťoví ve čtvrté a částečně ve třetí vrstvě. V té, jak i ve druhé vrstvě dochází vlivem tepelného a tlakového rázu k rozpadu síťoví, ale krátká doba je nedostatečná k rozpouštění zrn feritu. Martenzit vzniká na místě původních perlitických zrn.



100x

obr. 19.

Nital 3%

Ocel 12 040 - normalizačně žíhaná /D 280a/.

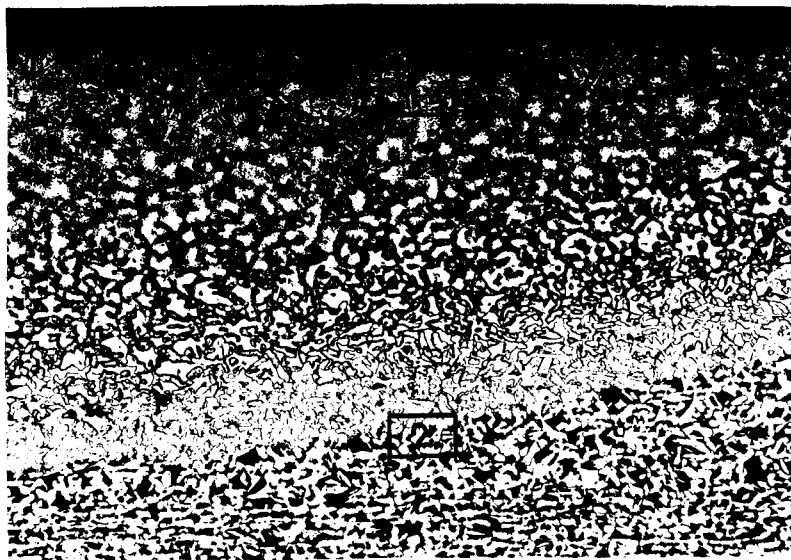
Rozměry transformované oblasti :

tloušťka : 0,64 mm

šířka : 4,50 mm

d/ Ocel 12 040 - výchozí struktura

Ocel 12 040 je feriticko-perlitická ocel složená z feritu a jemných lamelií perlitu. Ferit a perlit jsou rovnoměrně rozloženy po celé ploše přibližně ve stejném množství. Geometrický obrazec transformované vrstvy má v příčném řezu přibližný tvar kruhové úseče stejně jako příčné řezy předchozích vzorků. Část vrstvy je na obrázku 20. Její největší tloušťka byla změřena uprostřed a má velikost 0,64 mm, šířka vrstvy má velikost 4,6 mm.



100x

obr. 20.

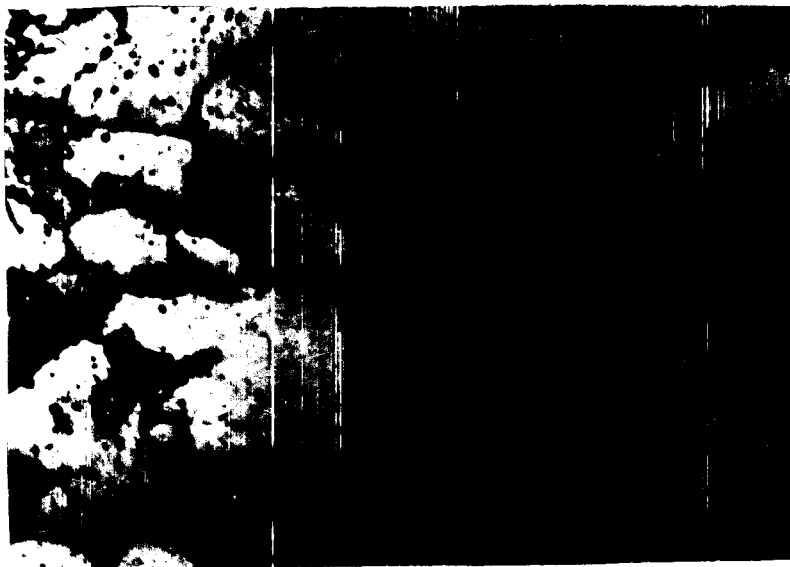
Nital 3%

Ocel 12 040 - výchozí struktura / D 282a/

Detail 1 - obr. 21. zachycuje ve velkém zvětšení přechodovou oblast mezi transformovanou zónou a neovlivněným pásmem. Z obrázku je patrné, že zrna feritu zůstala i v transformované oblasti zachována a perlit se přetransformoval. Při ohřevu došlo v této oblasti k rozpouštění karbidů, které však nebylo ukončeno. Kolem zrn feritu vznikla feriticko-

karbidická struktura.

Detail 2 - obr. 22. zachycuje zakalenou , martenzitickou strukturu na povrchu transformované oblasti.

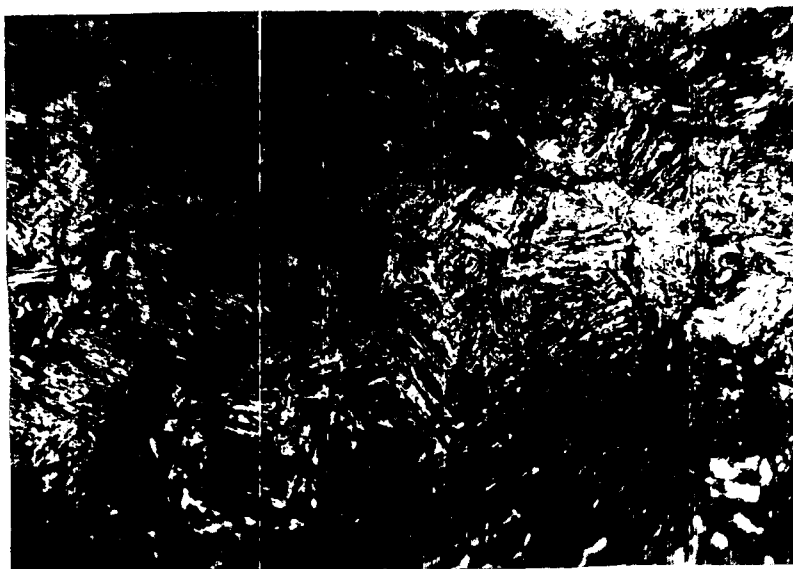


1 250x

obr. 21.

Nital 3%

Ocel 12 040 -- výchozí struktura / D 282a /.



1 250x

obr. 22.

Nital 3%

Ocel 12 040 - výchozí struktura / D 282a /.

3.6.2. Diskuse dosažených výsledků

U všech vzorků byly sledovány velikosti transformované oblasti, fázové a strukturální změny v této oblasti probíhající a velikost a průběh mikrotvrdosti.

Transformovaná oblast po ozáření laserem měla ve všech případech přibližně tvar kruhové úseče. U většiny vzorků byla maximální tloušťka teplem ovlivněné oblasti změřena uprostřed této oblasti. Celkově lze vyslovit poznatek, že prakticky u všech vzorků maximální tloušťka transformované oblasti klesala s rostoucí rychlostí pohybu paprsku po čele vzorku. Při podrobnějším výzkumu vlivu rychlosti posuvu paprsku by však bylo nutné použít podstatně větších rozsahů posuvových rychlostí.

Na tloušťku transformované oblasti měla vliv i výchozí struktura oceli, jak vyplývá z výsledků experimentů. Maximálních tloušťek transformované vrstvy dosáhly struktury normalizačně žíhané a struktury ve stavu výchozím, o něco menších tloušťek bylo dosaženo u struktur předběžně zakalených. Nejmenších tloušťek bylo dosaženo u vzorků kalených a popouštěných. U vzorků kalených a popouštěných byly největší tloušťky transformované oblasti pozorovány u vzorků popouštěných z nejnižší teploty.

Dalším parametrem, který je velice důležitý pro správný výběr výchozího tepelného zpracování pro materiály určené k laserovému tepelnému zpracování je mikrotvrdost. Po srovnání výsledků měření mikrotvrdosti je možné říci, že nejvyšší hodnoty bylo dosaženo u vzorků předběžně kalených, nejnižší hodnoty u vzorků normalizačně žíhaných a vzorků s výchozí

strukturou. U kalených vzorků došlo vlivem popouštění způsobeném působením paprsku lasera k snížení tvrdosti základního materiálu.

U většiny vzorků byla pozorována přechodová vrstva mezi ovlivněnou a neovlivněnou oblastí. Došlo zde k poklesu mikrotvrdosti pod hodnotu základního materiálu. Vyšších hodnot bylo dosaženo při menší posuvové rychlosti paprsku. U vzorků kalených a popouštěných bylo dosaženo nejvyšších hodnot mikrotvrdosti při nejvyšší popouštěcí teplotě.

Z naměřených hodnot tvrdosti lze usoudit, že použité parametry lasera nejsou vhodné na povrchové zpevňování oceli za účelem získávání extrémně tvrdé povrchové vrstvy. Přibližně stejných výsledků lze dosáhnout ekonomicky výhodnějšími konvenčními způsoby. K předpokládanému nárůstu tvrdosti sice došlo, avšak hodnoty zdaleka nedosahovaly požadované výše.

4. Z Á V Ě R

Cílem této diplomové práce bylo prověření vlivu výchozích struktur na výsledky tepelného zpracování laserem.

Bylo zde učiněno několik následujících úvah :

1/ V rámci diplomového úkolu bylo provedeno předběžné tepelné zpracování oceli 12 040 a poté její ozáření kontinuálním laserem.

2/ Transformovaná zóna má v příčném řezu tvar kruhové úseče.

3/ Tloušťky transformovaných oblastí jsou závislé na posuvové rychlosti - se zvětšující se posuvovou rychlostí klesá tloušťka transformované oblasti.

4/ Na tloušťku transformované vrstvy má vliv výchozí struktura oceli - z použitých druhů tepelného zpracování měly největší tloušťky ovlivněných oblastí vzorky normalizačně žíhané a vzorky s výchozí strukturou.

5/ Dosažené hodnoty mikrotvrdosti jsou srovnatelné s konvenčními druhy tepelného zpracování.

6/ Největší hodnoty mikrotvrdosti byly naměřeny u předběžně zakalených vzorků.

7/ Na velikost mikrotvrdosti má vliv posuvová rychlost - se zvětšující se posuvovou rychlostí klesá velikost mikrotvrdosti.

8/ Ze vzorků kalených a popouštěných měly největší mikrotvrdost vzorky popouštěné z nejvyšší popouštěcí teploty.

9/ Interakcí laserového paprsku s materiálem bylo dosaženo fázových transformací materiálů.

10/ Byla provedena studie transformačních jevů prostředky

optické mikroskopie.

11/ Austenitizace při rychlém ohřevu začíná přednostně na fázovém rozhraní ferit-cementit.

12/ Ve všech případech je austenitizace řízena difúzí uhlíku z cementitu do rostoucího austenitu - dochází k jeho rozpouštění.

*pl
je
ferit*

5. SEZNAM LITERATURY

- /1/ SADOWSKI, A. - KREHLIK, R. : Lasery v obrábění a metrologii, SNTL 1977.
- /2/ TARABA, O. - KODEŠ, J. : Zázraky světla - lasery, Práce 1965.
- /3/ ORAVEC, R. : Laserové tepelné spracovanie, Strojárské výrobné procesy - str. 42, 12 - 13 / 1987.
- /4/ NOSEK, V. : Zákonitosti tvorby struktur při zpracování s vysokými rychlostmi ohřevu, Písemný referát k odborné zkoušce, VŠST Liberec 1987.
- /5/ Metody sledování povrchů materiálů zpracovaných pomocí laserových paprsků, Sborník přednášek z VIII. celostátního semináře, VŠST Liberec 1987.
- /6/ HICK, A. J. : Rapid surface heat treatments - a review of laser and electron beam hardening, Heat treatment of metals - str. 3 - 11, 1983.
- /7/ SADOVSKIJ, V. D. : Fazovyje i strukturnyje prevraščenja pri lasernom nagreve stali, FMM, díl 53, str. 88, Moskva 1982.
- /8/ SADOVSKIJ, V. D. : Fazovyje i strukturnyje prevraščenja pri lasernom nagreve stali, FMM, díl 58, str. 812, Moskva 1984.
- /9/ Sadovskij, V. D. : Fazovyje i strukturnyje prevraščenja pri lasernom nagreve stali, FMM, díl 63, str. 1 165, Moskva 1987.
- /10/ ISAKOV, S. - MEDDES, V. - SOLOVIEV, V. : Ustrojstvo i tehnologija

- pri lasernom nagreve stali, Metallovedeniye i termičeskaja obrabotka stali, díl 4, str. 17, Moskva 1983.
- /11/ NOVÁK, M. : Vliv výchozího stavu uhlíkové oceli na výsledky tepelného zpracování laserem, /diplomová práce/ VŠST Liberec 1984.
- /12/ KRAFT, P. : Tepelné zpracování oceli ČSN 12 050 laserem, /diplomová práce/ VŠST Liberec 1985.
- /13/ MATOUŠ, M. : Tepelné zpracování uhlíkových ocelí laserem, /diplomová práce/ VŠST Liberec 1986.
- /14/ MIKULECKÝ, J. : Tepelné zpracování oceli ČSN 12 040 laserem, /diplomová práce/ VŠST Liberec 1985.
- /15/ ENGEL, S. E. , American machinist, díl 120, str. 5, 1976.
- /16/ CHALOUPECKÝ, V. a kol. : Impulsní ohřevy v tepelném zpracování kovů - rešerže a hodnocení /Úvodní studie/, Liberec, VŠST 1982.
- /17/ PLUHAŘ, J. - KORITTA, J. a kol. : Strojírenské materiály, Praha 1982.
- /18/ HORYNA, J. a kol. : Impulsní ohřevy v tepelném zpracování kovů - první výsledky na čsl. ocelích a slitinách /Výzkumná zpráva/, VŠST Liberec 1984.
- /19/ MAZUMDER, J. : Laser Heat Treatment The State of the Art in J. of Metals, díl 35, str. 18, 1983.
- /20/ BURAVLEV, J. M. a kol. : FCHOM, díl 3, 1984.
- /21/ KUKUCHI, M. a kol. : The Influence of Laser Heat Treatment Technique on Mechanical Properties, Paper No. 12, Ohio 1981.
- /22/ GORJUŠIN, V. V. - MARTJAKOVA, A. V. : MTOM, díl 5, str. 16, 1983.

- /23/ HYSPECKÁ, L. : Teorie tepelného zpracování, Ostrava 1985.
- /24/ HORYNA, J. : Studium kinetiky austenitizace vybraných ocelí při rychlém odporovém ohřevu. Kandidátská disertační práce, VŠST Liberec 1978.
- /25/ STÄHLI, G. : HTM, díl 34, str. 55, 1979.
- /26/ JECH, J. : Tepelné zpracování oceli, SNTL 1983.
- /27/ ČSN 41 2040

Poděkování

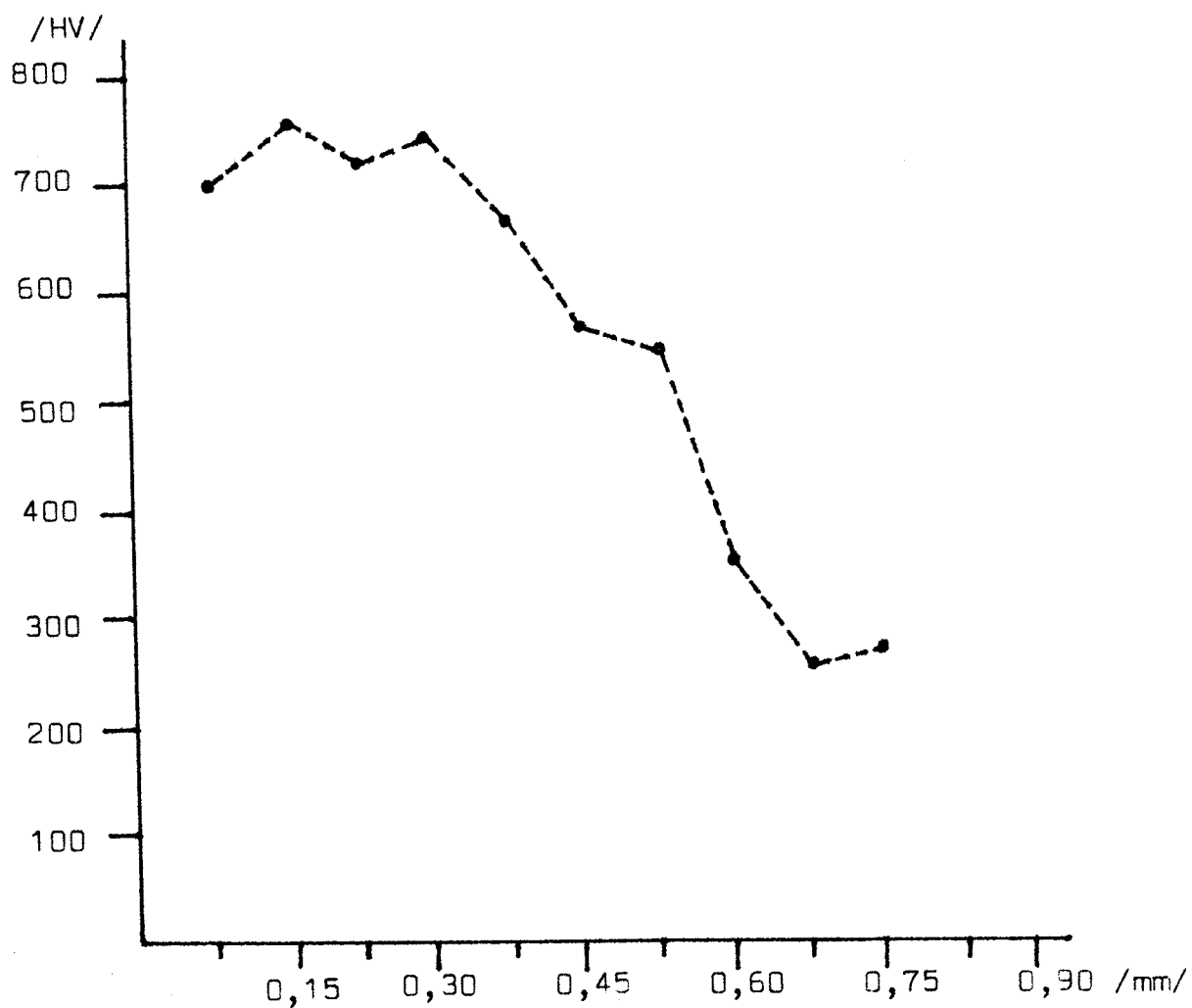
Touto cestou si dovoluji poděkovat vedoucímu diplomové práce ing. Vladimíru Noskovi za cenné podněty a připomínky k vypracování této práce.

Dále bych chtěl poděkovat s. Vorlovi, s. Kerdové a s. Pokorné, za pomoc při provádění, přípravě a vyhodnocování experimentu.

Martin Hájek

Průběh mikrotvrdosti

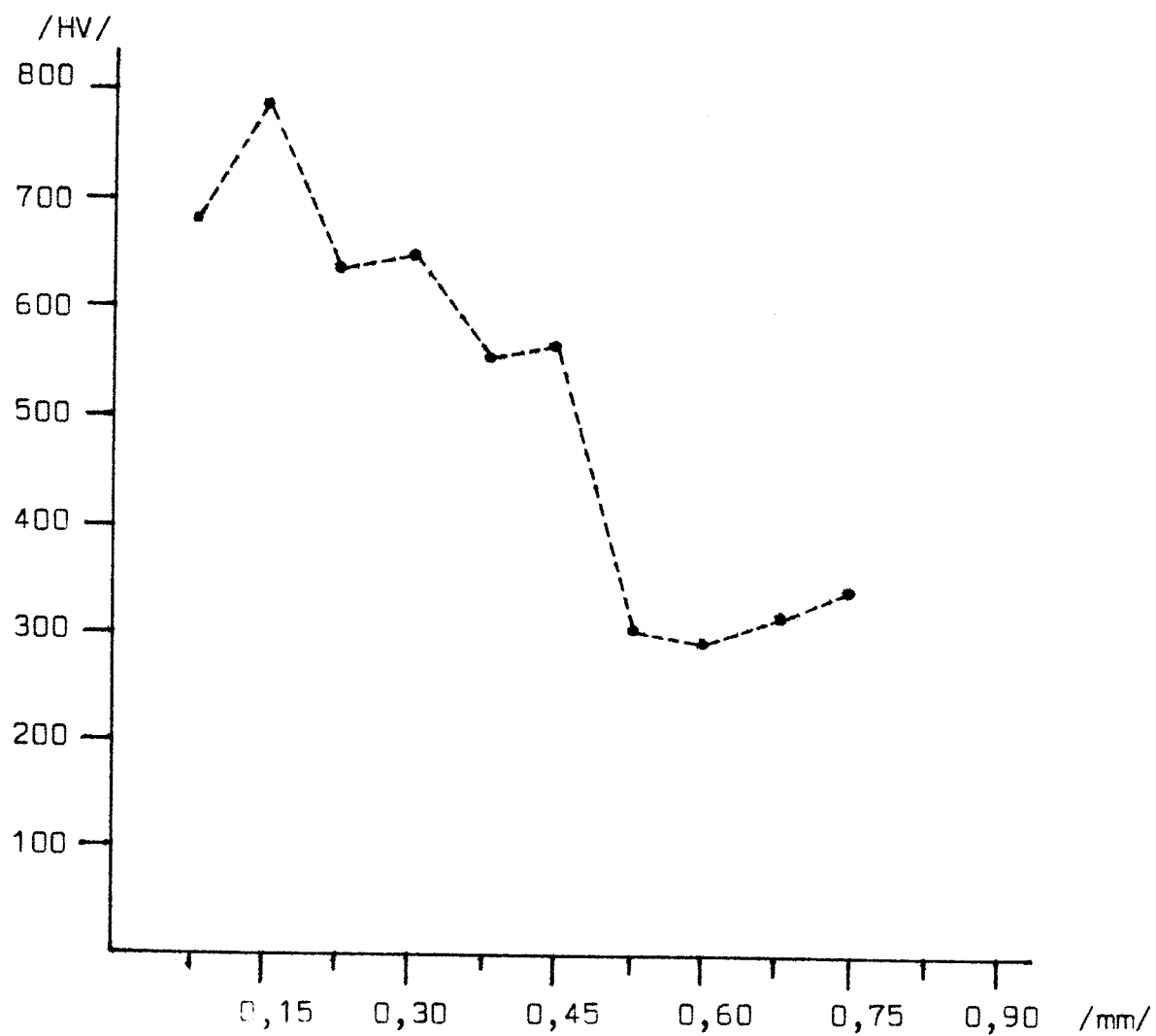
Ocel 12 040 - kalená / D 276d /



Č.m.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
HV	700	761	719	740	664	570	532	348	258	266

Průběh mikrotvrdosti

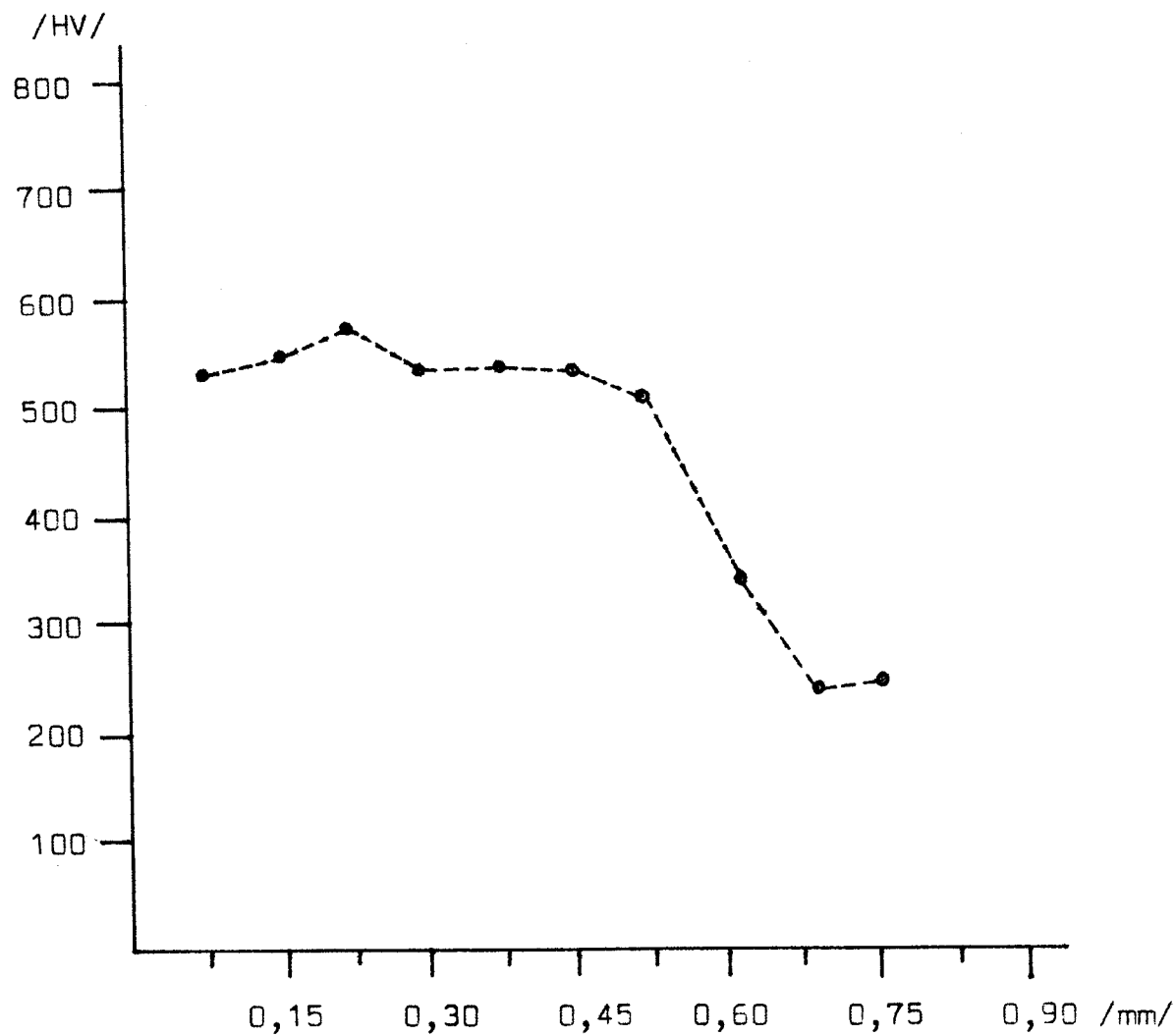
Ocel 12 040 - kalená / D 276e /



Č.m.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
HV	682	782	631	647	544	557	295	280	305	369

Průběh mikrotvrdosti

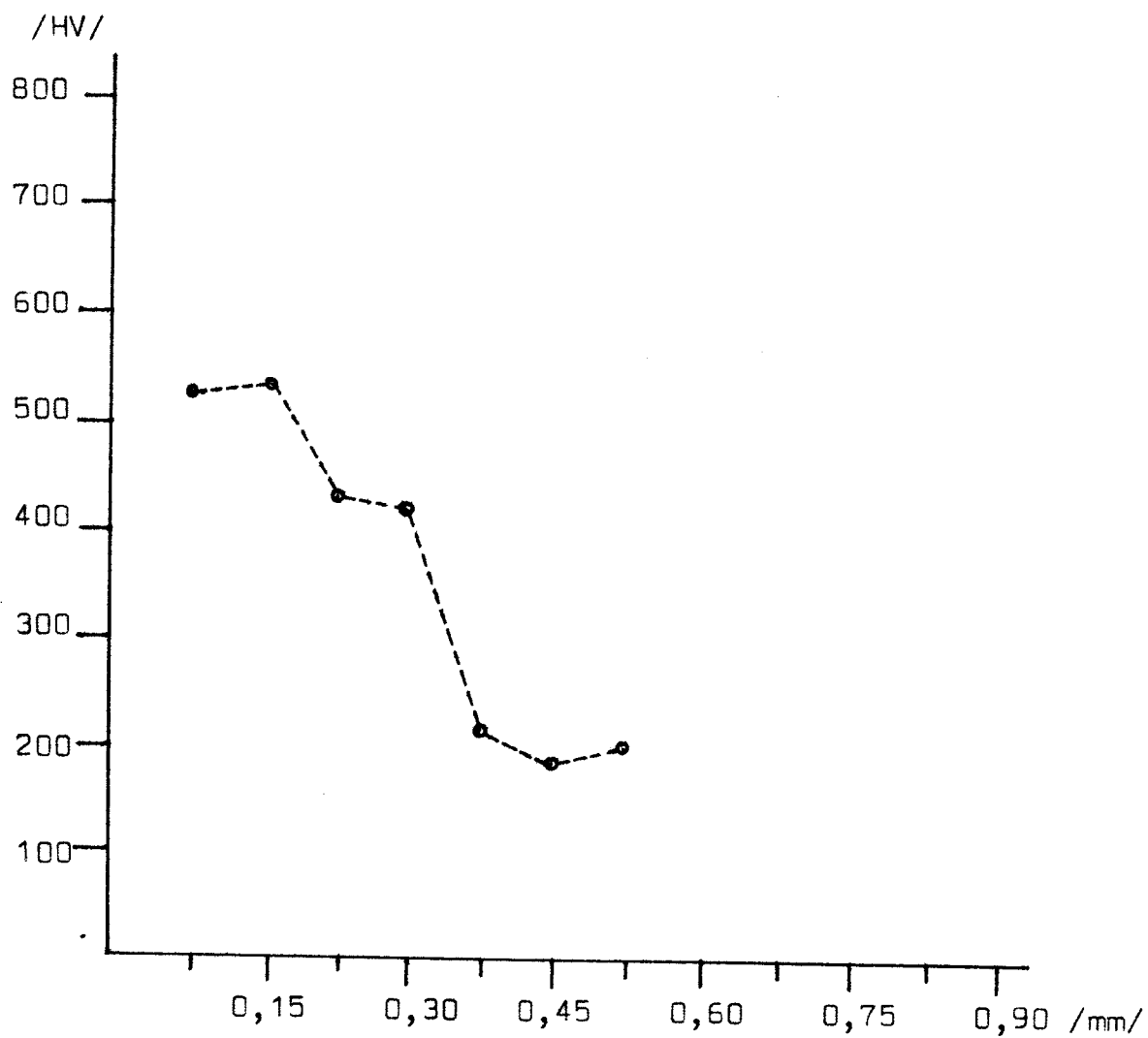
Ocel 12 040 - kalená a popouštěná / D 277d /



Č.M.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
HV	527	550	578	532	534	525	499	332	231	236

Průběh mikrotvrdosti

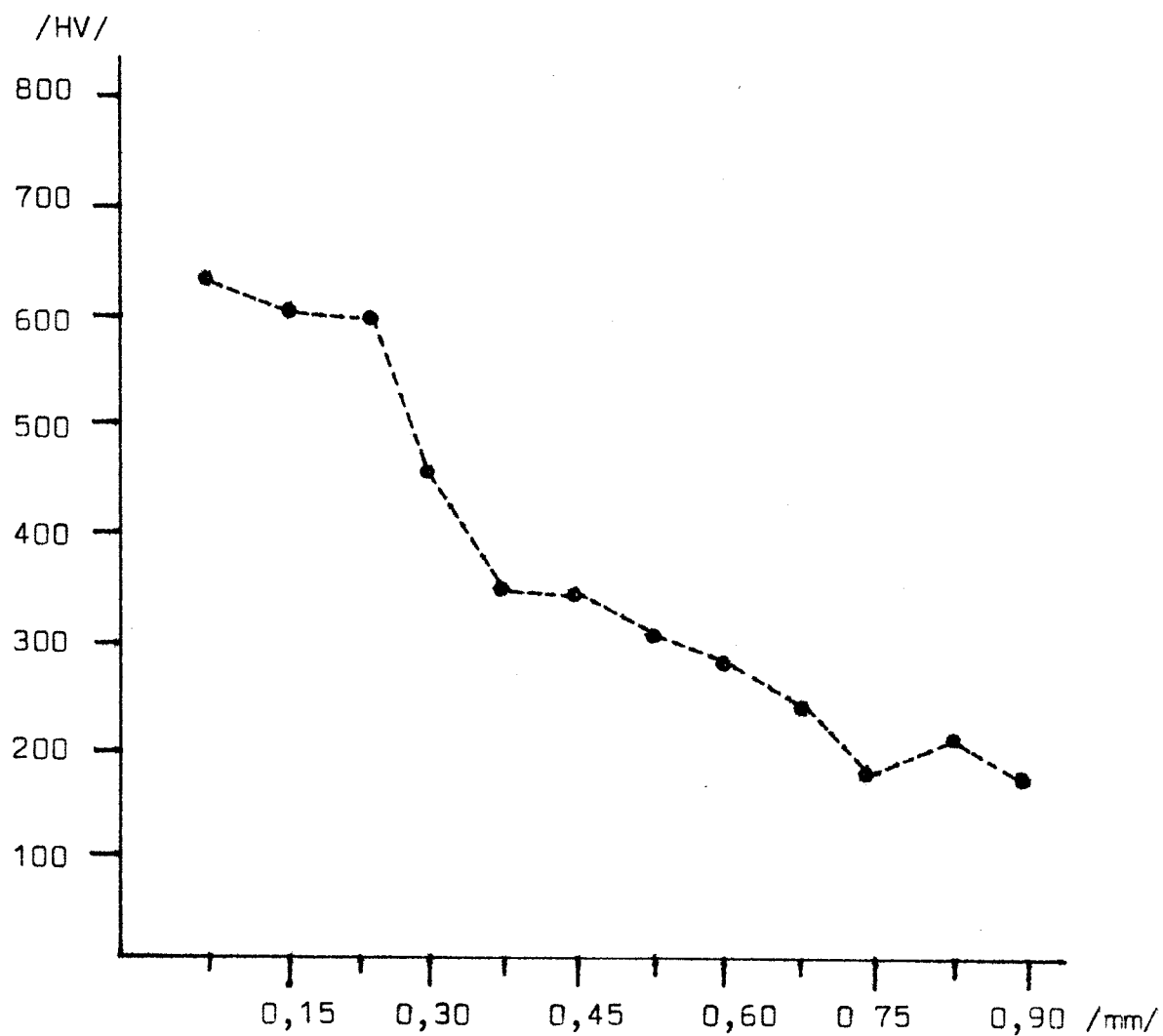
Ocel 12 040 - kalená a popouštěná / D 278d /



Č.m.	1	2	3	4	5	6	7
HV	520	532	434	416	223	193	202

Průběh mikrotvrdosti

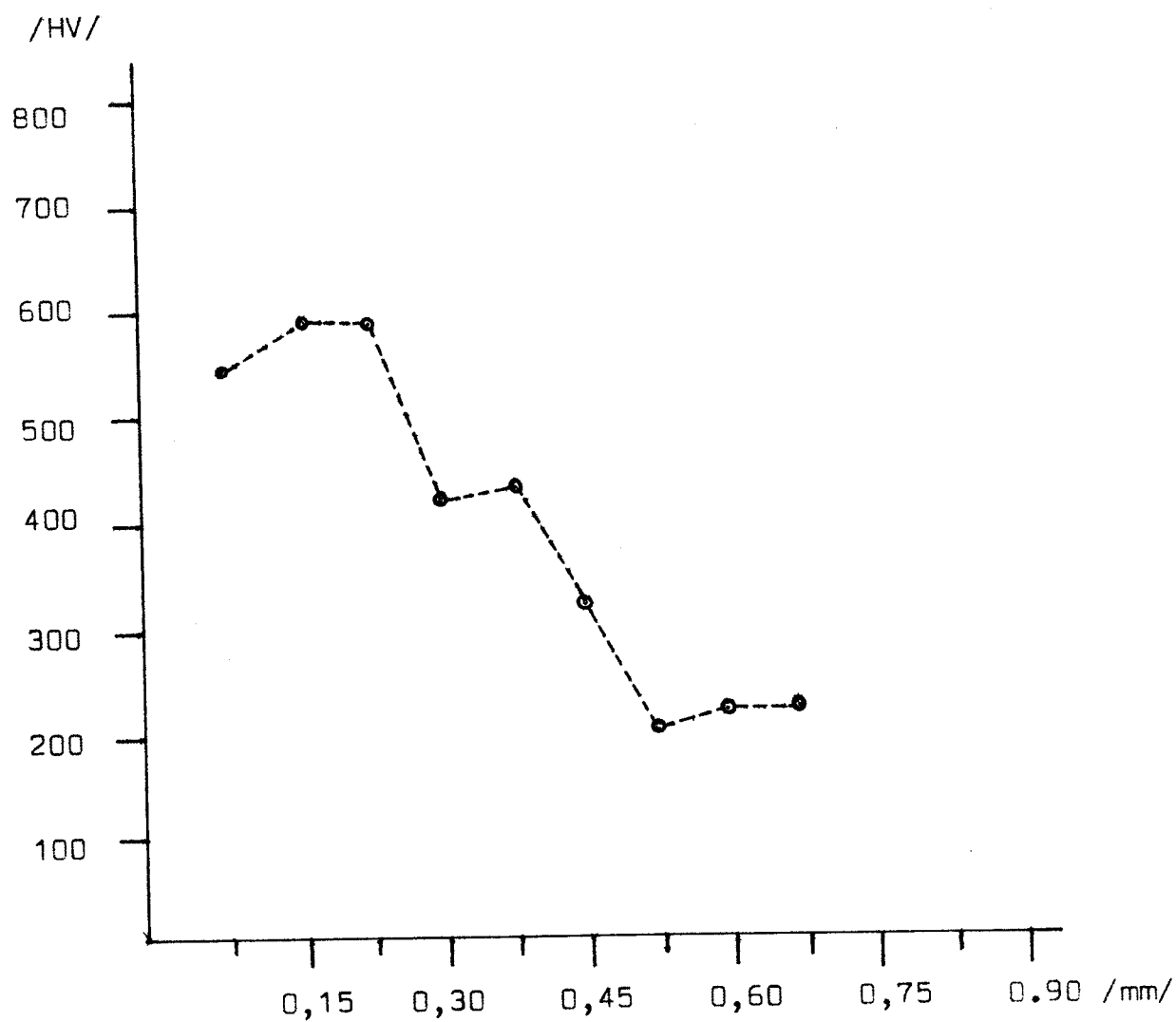
Ocel 12 040 - kalená a popouštěná / D 279d /



Č.m.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
HV	631	599	584	447	357	344	299	270	243	187	230	190

Průběh mikrotvrdosti

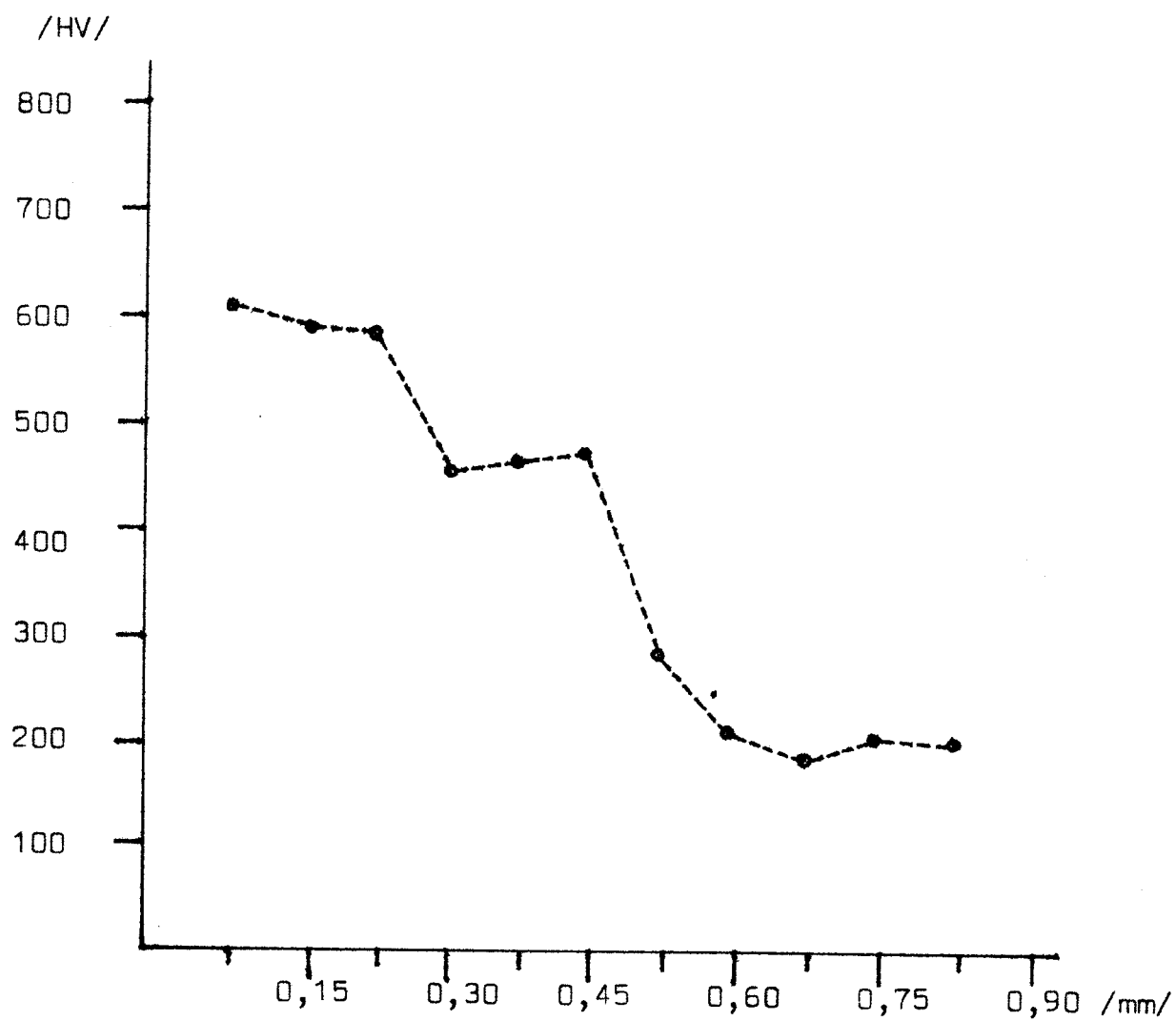
Ocel 12 040 - kalená a popouštěná / D 277e /



Č.m.	1	2	3	4	5	6	7	8	9
HV	540	580	577	420	438	318	202	231	231

Průběh mikrotvrdosti

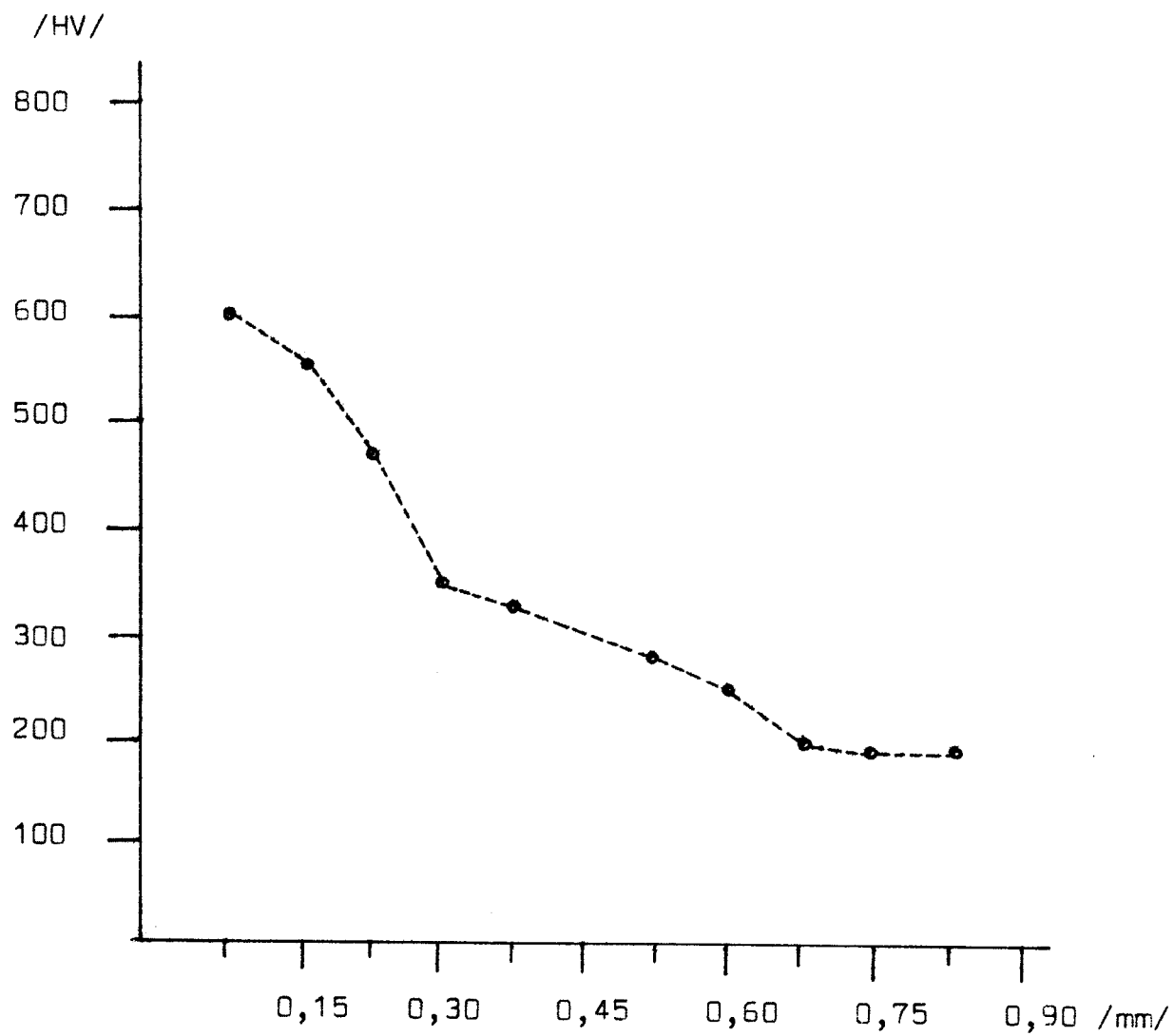
Ocel 12 040 - kalená a popouštěná / D 278e /



Č.m.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
HV	602	590	582	461	473	496	290	223	205	220	217

Průběh mikrotvrdosti

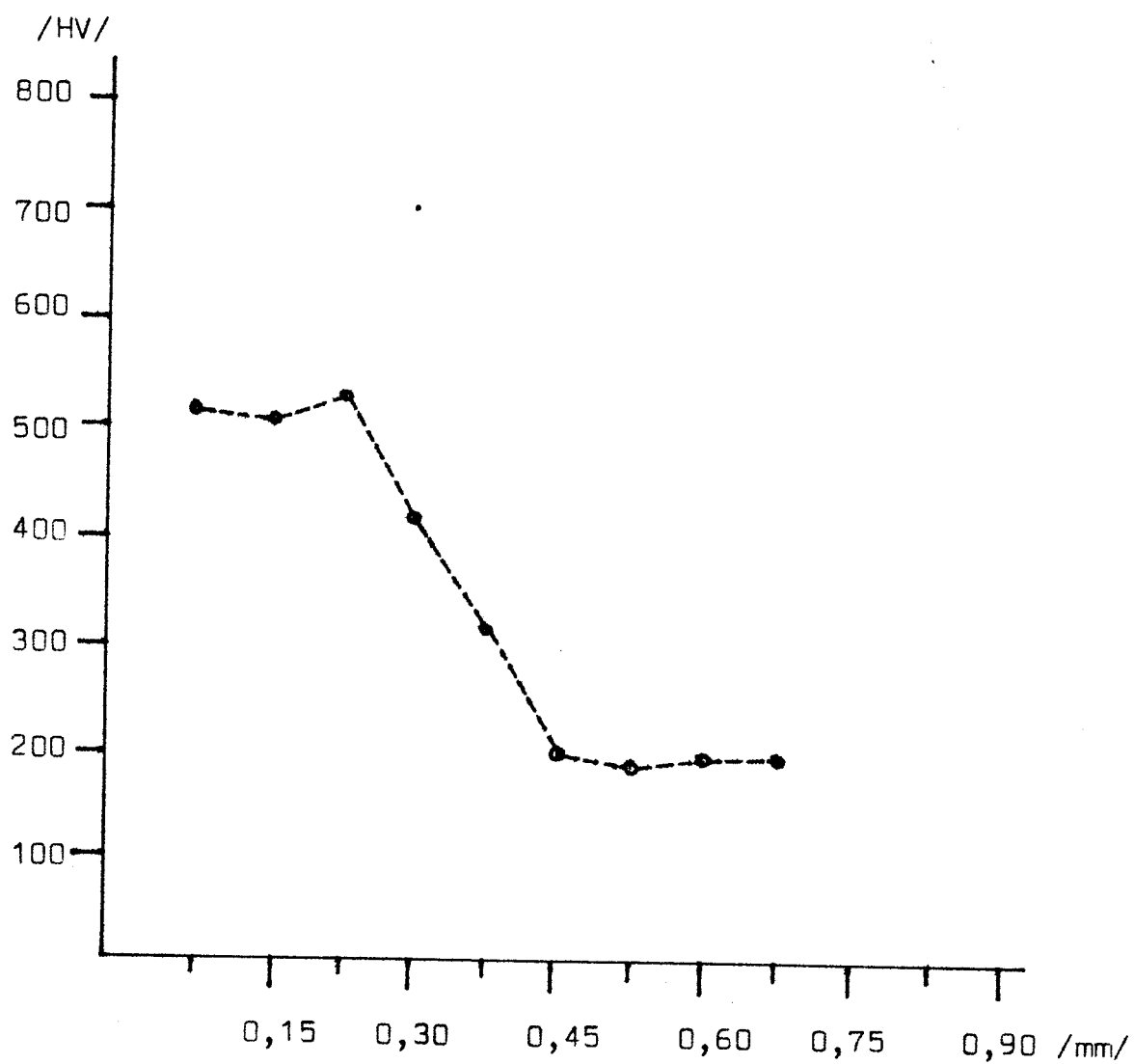
Ocel 12 040 - kalená a popouštěná / D 279e /



Č.m.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
HV	603	550	470	350	323	285	266	199	195	199

Průběh mikrotvrdosti

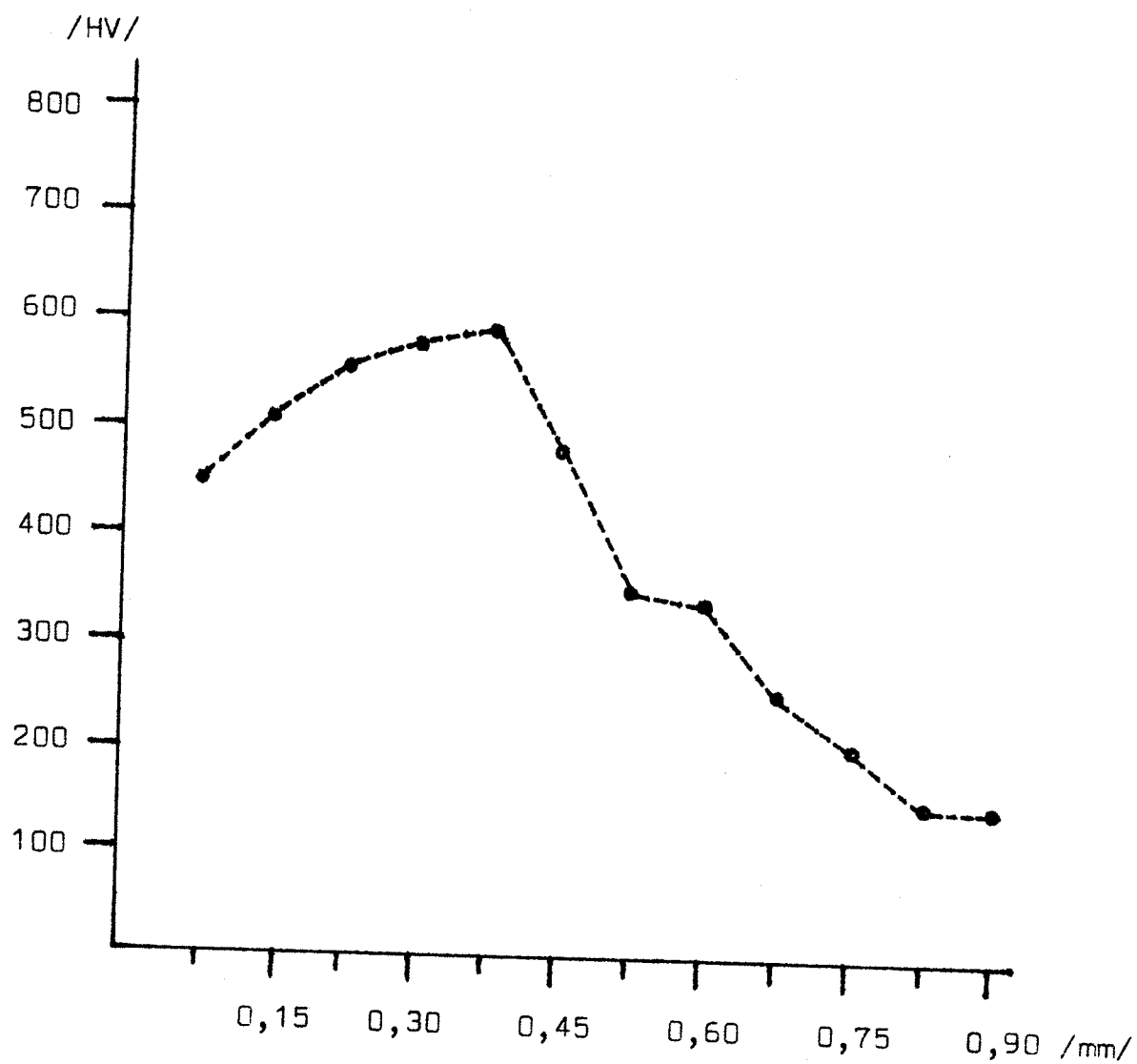
Ocel 12 040 - normalizačně žíhaná / D 280a /



Č.M.	1	2	3	4	5	6	7	8	9
HV	520	508	532	434	322	202	190	196	202

Průběh mikrotvrdosti

Ocel 12 040 - tepelně nezpracovaná / D 282a /



Č.m.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12
HV	443	496	557	570	599	473	348	341	250	211	175	175