

VŠST LIBEREC

Fakulta strojní

Obor 23 - 07 - 8

Strojírenská technologie

zaměření

Strojírenská metalurgie

Katedra technologie a nauky o materiálu

STUDIUM STRUKTURNÍCH ZMĚN PŘI REAUSTENITIZACI

OCELI ČSN 19 830 RYCHLÝM INDUKČNÍM OHŘEVEM

Volejářová Eva

DP - ST - 1209/76

Vedoucí práce : Doc. Ing. V. Chaloupecký CSc , VŠST Liberec

Konzultanti : Ing. Jiří Horyna , VŠST Liberec

Ing. Karel Zikeš , VŠST Liberec

Rozsah práce a příloh

Počet stran : 83

Počet tabulek : 16

Počet obrázků : 25

Počet grafů : 07

Počet příloh : -

28. 5. 1976

Vysoká škola: Vysoká škola textilní a strojírenská v Brně Katedra: Textilní strojírenství

Fakulta: Strojní Školní rok: 1975/76

DIPLOMOVÝ ÚKOL

pro obor strojírenství

obor strojírenství

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

Název tématu: Účinnost a životnost spojovacích prostředků v textilním strojírenství
Účinnost a životnost spojovacích prostředků v textilním strojírenství

Pokyny pro vypracování:

1. Účinnost a životnost spojovacích prostředků v textilním strojírenství.
2. Účinnost a životnost spojovacích prostředků v textilním strojírenství.
3. Účinnost a životnost spojovacích prostředků v textilním strojírenství.

Autorské právo se řídí směrnicemi MŠV, per. úřad
národního výboru č. j. 31 707/80.III/2 ze dne
13. července 1971. Výtisk PČJ č. 10.000/71 ze dne
31. 8. 1972; 14. změna č. 116, 80.31

VYSOKÁ ŠKOLA STROJNÍ A TEXTILNÍ
Ústřední knihovna
LIDSKÉHO STROJNÍHO ÚSTŘEDÍ 5
PSČ 401 17

Nístopřisečně prohlašuji, že jsem diplomovou práci
vypracovala samostatně s použitím uvedené literatury.

V Liberci dne 28. 5. 1976

Holýková

O B S A H

	str.
1. SYMBOLIKA A POUŽITÉ ZKRATKY	03
2. CÍL A ÚČEL PRÁCE	04
3. ÚVOD	05
4. STUDIUM KINETIKY FÁZOVÝCH PŘEMĚN $\alpha \rightarrow \mu$ OCELI	07
4.1. Mechanismus austenitizace oceli	07
4.1.1. K termodynamice fázových přeměn v tuhém stavu	07
4.1.2. Difuzní přeměny	09
4.1.3. Bezdifuzní přeměny	12
4.2. Změny tvrdosti v důsledku $\alpha \rightarrow \mu$ přeměny	13
5. REAUSTENITIZACE	14
5.1. Úvod do problému reaustenitizace	14
5.2. Rychlá a konvenční austenitizace	15
5.3. Vliv velikosti zrna na mechanické vlastnosti materiálu	16
5.3.1. Mechanismus sježdění zrna	18
5.4. Opakovaný cyklus austenitizace	21
6. JINÉ METODY EXTRÉMNĚ RYCHLÝCH OHŘEVŮ	24
7. PRAKTICKÁ ČÁST	25
7.1. Zadaný materiál	25
7.1.1. Tvar a příprava vzorků	26
7.2. Popis měřicího zařízení pro reaustenitizaci	27
7.2.1. Vyhodnocování kinetiky reausteni- tizace	31
7.3. Tvrdostní analýza	44

7.4.	Rentgenová analýza	50
7.4.1.	Vyhodnocování rentgenogramu fotometrem	51
7.4.2.	Karbidy	53
7.4.3.	Stanovení %C v martenzitu	64
7.5.	Metalografická analýza	71
8.	DISKUSE VÝSLEDKŮ	75
9.	EKONOMICKÉ HODNOCENÍ	78
10.	ZÁVĚR	79
11.	LITERATURA	82

1. SYMBOLIKA A POUŽITÉ ZKRATKY

A_{o1}	-	teplota počátku vzniku austenitu
A_{o3}	-	teplota konce vzniku austenitu
d	-	velikost zrna
G	-	volná entalpie
ΔG	-	změna volné entalpie, energetická bariera
I	-	intenzita
M_s	-	teplota počátku vzniku martenzitu
n	-	počet cyklů
N	-	rychlost nukleace
S	-	rychlost růstu zrna
t, τ	-	čas
τ_k	-	čas kalení
T	-	teplota
T_k	-	teplota kalení
$T_{př}$	-	teplota překrytalizace
v	-	rychlost ohřevu
v_o	-	průměrná rychlost ohřevu
int.	-	intenzita
v.sl.	-	velmi slabá
v.sil.	-	velmi silná
stř.	-	střední
sl.	-	slabá
stop.	-	stopová
sil.	-	silná

2. CÍL A ÚČEL PRÁCE

Na katedře technologie a nauky o materiálu na Vysoké škole strojní a textilní v Liberci se již od roku 1965 zabývají výzkumem kinetiky fázových přeměn $\alpha \rightarrow \gamma$ v ocelích při rychlém indukčním ohřevu. Celý výzkum je prováděn v rámci státního výzkumného úkolu a jeho částí je i tato diplomová práce.

Cílem diplomové práce je praktické sledování reaustenitizace oceli při rychlém indukčním ohřevu. Byly prováděny čtyři cykly reaustenitizace a vyhodnocovány pomocí tvrdostní, optické a rentgenové analýzy.

3. ÚVOD

Vysokofrekvenční ohřev je poměrně novou technologií používanou v našem průmyslu. Umožňuje ohřívat jak vodivé, tak i nevodivé materiály, a proto se uplatňuje v mnoha odvětvích.

Tento ohřev může být : a, indukční
b, dielektrický

Indukční vysokofrekvenční ohřev je založen na vzniku vířivých proudů, které vznikají v ohřívaném materiálu. Výhodou tohoto způsobu ohřevu je, že velikost rychlosti ohřevu závisí pouze na maximálním teplotním gradientu, který materiál ještě nepoškodí. Další výhodou je možnost regulace tloušťky ohřívané vrstvy změnou frekvence proudu.

Chceme-li řešit vysokofrekvenční ohřev musíme znát vlastnosti zpracovávaného materiálu po stránce elektrické a jeho chování při rychlém ohřevu. Materiál je při ohřevu namáhán jak elektricky tak mechanicky a hodnoty namáhání nesmí překročit určitou mez /2/ .

Nevýhodou tohoto způsobu ohřevu je složitost a nákladnost zařízení, proto je vhodné jeho využití v hromadné nebo sériové výrobě. Jestliže se zde účelně využívá, vyrovná se nákladnost zvýšenou produktivitou práce, úsporou materiálu a zlepšením jakosti. Přes tuto nevýhodu lze použít vysokofrekvenční ohřev i v malosériové výrobě. Je to zejména tehdy, když se úkol nedá řešit jinak, nebo její menší hospodárnost vyvážena jinými výhodami.

V dnešní době se vysokofrekvenční ohřev využívá pro tepelné zpracování zejména pro povrchové kalení. Umožňuje měnit vlastnosti kovů a ocelí v širokém rozmezí. Pokud je zaváděn do výroby lze proces snadno automatizovat. Provoz sám je při

tom čistý a odpadají problémy s dovozem paliva.

Pro použití indukčního ohřevu je však potřeba znát děje probíhající v materiálu. Je nutno věnovat pozornost zejména strukturním změnám při austenitizaci rychlým indukčním ohřevem.

Předmětem práce bylo sledování strukturních změn při opakovaném ohřevu a kalení.

4. STUDIUM KINETIKY FÁZOVÝCH PŘEMĚN V OCELÍCH V PODMÍNKÁCH RYCHLÉHO OHŘEVU

4.1 Mechanismus austenitizace oceli

Při ohřevu materiálu dochází ke změnám $\alpha \rightarrow \gamma$ železa, při čemž mechanismus této změny závisí na rychlosti ohřevu.

Při pomalém ohřevu probíhá mechanismus přeměny ferito-cementitové směsi na jednofázovou austenitickou strukturu přibližně při stálé teplotě a řídí se rovnovážným diagramem Fe - Fe₃C.

Jiná situace je při rychlém ohřevu. Přeměna heterogenní směsi feritu a cementitu již neprobíhá při konstantní teplotě, nýbrž v intervalu a použití rovnovážného diagramu není opodstatněné. Velikost teplotního intervalu závisí na:

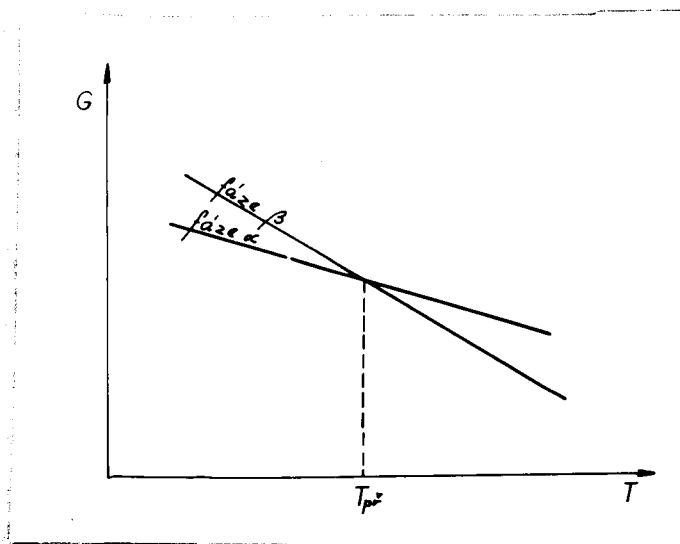
- 1, výchozí struktury materiálu
- 2, rychlosti ohřevu
- 3, u legovaných ocelí i na složení karbidické fáze

4.1.1 K termodynamice fázových přeměn v tuhém stavu

Probíhá-li v kovu při teplotě $T_{př}$ /teplota překrystalizace/ strukturální změna z fáze α na fázi β , dochází k této přeměně proto, že nad teplotou $T_{př}$ je volná entalpie G_{β} fáze β nižší než volná entalpie G_{α} fáze α /nad $T_{př}$ je fáze β stabilnější než fáze α /.

Má-li tedy přeměna nastat, musí se volná entalpie měnit s teplotou /obr.1/.

to je - příměň!



Obr.1 Teplotní závislost volné entalpie fáze α a β /15/

Je zřejmé, že při teplotě T_{pr} je $G_{\alpha} = G_{\beta}$, takže celková změna $\Delta G = 0$. Teplota T_{pr} je tedy rovnovážnou teplotou.

Jestliže kov dosáhne teploty T_{pr} nebo ji překročí, vznikají v určitých mikroobjemech podmínky pro vznik krystalizačních zárodků nové fáze. Aby byly tyto zárodky schopné dalšího růstu, je třeba dodat energii na překročení energetické bariéry.

Dále je rychlost heterogenní nukleace závislá na difuzi reagujících látek v mezifázové hranici a v případě difuze produktů, reakce z fázového rozhraní /12/. Během fázové přeměny $\alpha \rightarrow \beta$ nemění celý systém svou strukturu najednou, ale probíhá stádiem nukleace a růstu zrn.

Rychlost fázové změny je určena těmito faktory:

- 1, rychlostí nukleace /schopnost vzniku zárodku/ N /tj. počtem jader vytvořených v jednotce objemu za jednotku času/
- 2, rychlostí růstu zrn

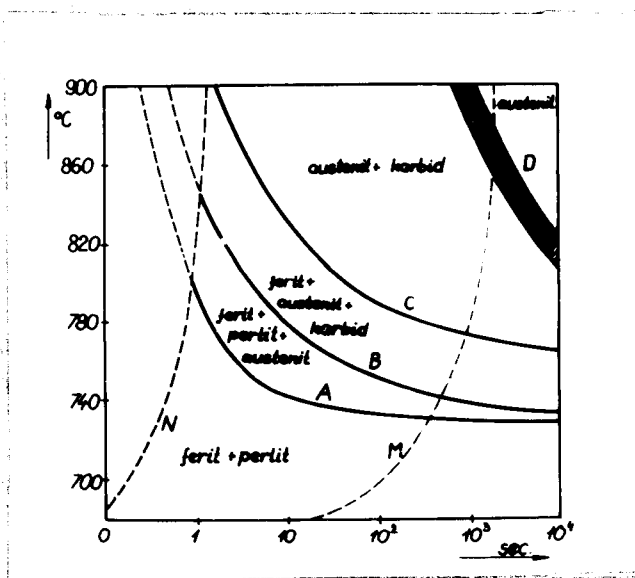
Tytéž zákony platí pro izotermickou přeměnu feritu a cementitu na austenit při ohřevu oceli nad eutektoidní teplotu. Proces začíná vznikem zárodků a pokračuje jejich růstem. Protože se stavba austenitu odlišuje od feritu i karbidu, musí zároveň probíhat i difuze. Zárodky nové fáze vznikají v místech, které mají složení odpovídající rovnovážnému složení nové fáze při dané teplotě a svými rozměry odpovídají kritické velikosti. Vznik zárodků ulehčuje nestejnoroďost složení, hranice zrna, nekovové vměstky, nedokonalost v krystalické mřížce a zvýšení volné entalpie.

V dnešní době existují dvě hypotézy této přeměny. Jedna je tzv. "difuzní přeměna", která však dnes již nevyhovuje rychlým ohřevům, a proto vznikla nová teorie tzv. "bezdifuzního" mechanismu. Existuje již značné množství experimentálního materiálu k popisu těchto přeměn a došlo se k závěru, že obě teorie jsou si podobny a zároveň mají své specifické vlastnosti.

4.1.2 Difuzní přeměna $\alpha \rightarrow \gamma$ Fe

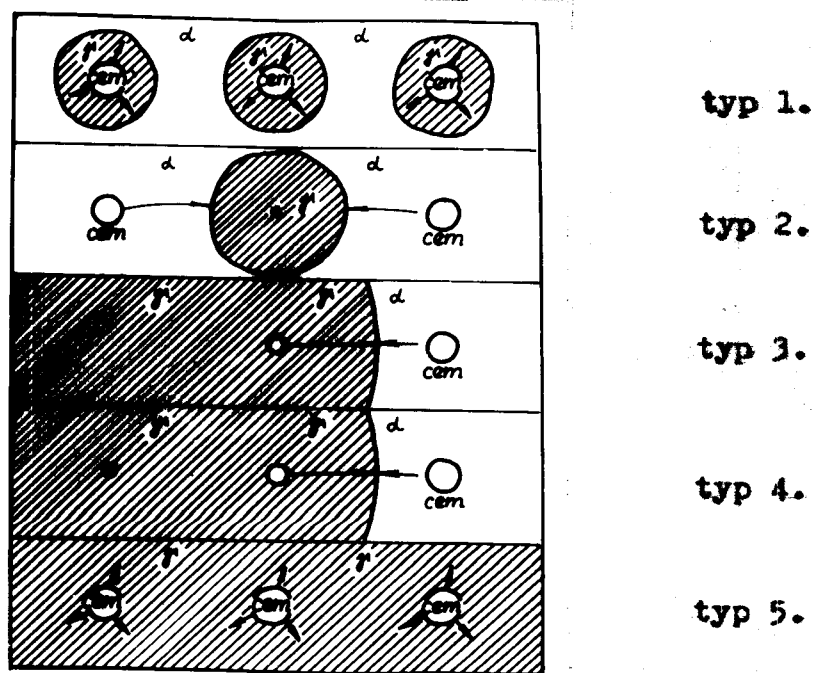
Při difuzní přeměně dochází k tvoření center nových fází a jejich růstu, při čemž se atomy přemisťují na značné vzdálenosti. Průběh tohoto děje zachycuje Roseho diagram, který se týká oceli s 0,45 % C./obr.2/. Roseho diagram je závislost teploty přeměny na čase při izotermickém rychloohřevu. Při ohřevu do teploty A_{c1} nedochází ke změně fází. Po překročení rovnovážné teploty se počnou v místech s největší volnou energií tvořit jádra austenitu. Zárodky fáze budou vzni-

kat na hranicích feritových zrn. Mohou též vznikat při povrchu cementitu, či jiných heterogenit. Z nich potom porostou nové krystaly. Mezi teplotami A - B probíhá přeměna P→A. Při teplotě B je ferit obsažený v perlitu zcela přeměněn na austenit. Mezi teplotami B - C probíhá přeměna zbylého feritu na austenit. Při tom se současně rozpouští v železe γ karbid. Jeho úplné rozpouštění vyžaduje času mnohem delšího a končí při teplotách v oblasti D.



Obr. 2. Roseho diagram

M. Hillert v práci /15/ studoval reakce, které probíhají během austenitizačního procesu. Zabývá se hlavně austenitizací oceli žíhané na měkko. Základní reakce je $\alpha + \text{cementit} \rightarrow \gamma$ /obr. 3/.



Obr. 3. Mechanismy rozpouštění cementitu /15/

Typ 1. Při nízkém obsahu C se kolem cementitové částice vytvoří obal z γ a to brzy po vzniku kontaktu mezi jádrem a částicí. Difuze probíhá přes vytvořený obal. Při nízkém obsahu C je vzdálenost mezi cementitovými částicemi velká a je málo pravděpodobné, že austenit přijde do kontaktu s jinou částicí. Další průběh bude proto záviset na tvoření nových jader cementitu.

Typ 2. Bude probíhat tehdy, bude-li přiměřený obsah uhlíku. Vzdálenost mezi cementitovými částicemi nesmí být příliš velká. Význam má difuze uhlíku v základní hmotě. Může dojít k tomu, že částice bude rozpuštěna uhlíkem, pronikajícím fází do austenitového obalu sousední částice. Tento typ reakce se bude uplatňovat tím více, čím nižší bude rychlost tvoření jader.

Typ 3. Týká se případu, kdy je dostatečně velký obsah uhlíku.

Pak cementitové částice jsou blízko sebe. Austenitový obal kolem částice se dostane do kontaktu se sousedními částicemi dříve, než bude středová částice kompletně rozpuštěna. Austenit roste tak dlouho, než narazí na další austenitovou částici.

Typ 4. Obsah uhlíku je velký, pak austenitová oblast může růst jedině tehdy, budou-li cementitové částice částečně rozpuštěny.

Typ 5. Při dostatečně vysoké teplotě se může fáze α přeměnit ve fázi γ , aniž dojde k rozpuštění cementitu. Ten se rozpustí až v základní hmotě γ .

4.1.3. Bezdifuzní přeměna

Nazývají se někdy martenzitického typu. Odlišnost od difuzní přeměny :

- a, Složení vznikající fáze odpovídá složení fáze výchozí. Tj. nemění se koncentrace.
- b, Při změně dochází ke smíchání atomů na vzdálenosti, které nepřevyšují meziatomovou.
- c, Mřížka nové fáze je orientována souhlasně se směrem mřížky výchozí fáze.
- d, Přeměna probíhá při relativně značných přehřevech bodu termodynamické rovnováhy fází a rozšiřuje se na dost širokou oblast teplot.

Bezdifuzní mechanismus : při dostatečně velké rychlosti ohřevu proběhne po dosažení teploty A_{c3} překrystalizace feritových míst perlitu na bezuhlíkový austenit, který se vzápětí začne intenzivně nauhličovat vlivem difuze uhlíku z rozpou-

štějících se karbidů. Je to polymorfni přeměna feritové matrice s následujícím nahličováním austenitu.

Na základě experimentálních výzkumů bylo zjištěno, že rychlost růstu kritických bodů je u oceli vyšší než u Fe. Proto lze očekávat, že při dostatečně velké rychlosti ohřevu dojde ke sloučení kritického bodu A_{c1} perlitu s bodem A_{c3} čistého Fe. To bude znamenat, že při překročení této rychlosti ohřevu se mění charakter přeměny perlitu na austenit. Současně s předchozím mechanismem přeměny bude probíhat austenitizace difuzním způsobem.

4.2. Změny tvrdosti v důsledku $\alpha \rightarrow \gamma$ přeměny

Při austenitizaci a následném zakalení oceli dochází ke změně tvrdosti. Bylo zjištěno, že při povrchovém kalení se zvyšuje tvrdost povrchu více než při běžném. Je to sřejmě způsobeno tím, že při velkých rychlostech ohřevu se nestačí všechny sekundární cementit přeměnit na austenit. Po zakalení tedy získáme ve struktuře martenzit a karbid, ale martenzit je ochuzen o uhlík, čímž ztrácí na své tvrdosti. Nositelem tvrdosti se zde stávají jemně rozptýlené karbidy /13/.

Petch - Hall !

5. REAUSTENITISACE

5.1. Úvod do problému reaustenitisace

Již několik desetiletí je upřen zájem metalurgů na získání materiálu s vysokými mechanickými hodnotami. V poslední době vzbudily velkou pozornost nekonvenční způsoby tepelného zpracování, mezi něž patří i rychlá reaustenitisace.

Rychlá reaustenitisace je aplikace opakované austenitisace /rychlý austenitizační ohřev rychlostí asi 1000°C/s vzorků již jednou kalených. Po tomto ohřevu následuje opět zakalení/ a kalení /6/.

Tento způsob tepelného zpracování se používá hlavně z důvodů :

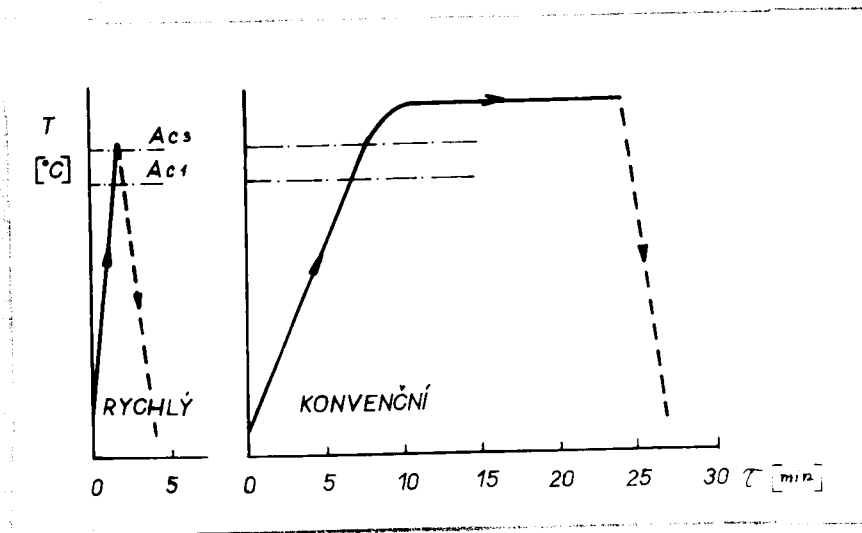
- 1, podstatného snížení času pro tepelné zpracování
- 2, získání struktur s určitými speciálními vlastnostmi, které by nebylo možno získat jinak, nebo jen velmi obtížně /5/.

Metodu rychlé reaustenitisace nelze aplikovat na všechny druhy ocelí. Aby reaustenitisace měla žádoucí efekt, je podle autora /7/ potřebné, aby struktura oceli splňovala následující předpoklady :

- 1, koncentrace C v tuhém roztoku (0,25 - 0,35) %C
- 2, co nejmenší karbidická fáze, v níž je vázán uhlík v množství odpovídajícímu rozdílu rozdílu mezi koncentrací uhlíku v tuhém roztoku a nominálním obsahem uhlíku v oceli.
- 3, jehlicovitá morfologie nízkouhlíkatých martenzitických částic a dislokační substruktura.

5.2. Konvekční a rychlá austenitisaace

Mezi konvekční a rychlou austenitisaací je řada rozdílů. Tepelný cyklus je zachycen na obr.4.



Obr.4 Rychlá a konvekční austenitisaace

Při konvekční austenitisaaci se ocel přes rozsah teplot $A_{c1} - A_{c3}$ ohřívá pomaleji a po dosažení teploty setrvává na této teplotě. Dochází k vyrovnávání teplot v materiálu a teprve potom následuje ochlazení.

Při rychlé austenitisaaci se ocel prudce ohřívá z teploty pod A_{c1} na teplotu nad A_{c3} , ale ne více než je nutno k zajištění úplné austenitisaace. Potom nastává bezprostředně zakalení. Odpadá tady doba na vyrovnání teplot, neboť vyrovnání teplot se nevyužije.

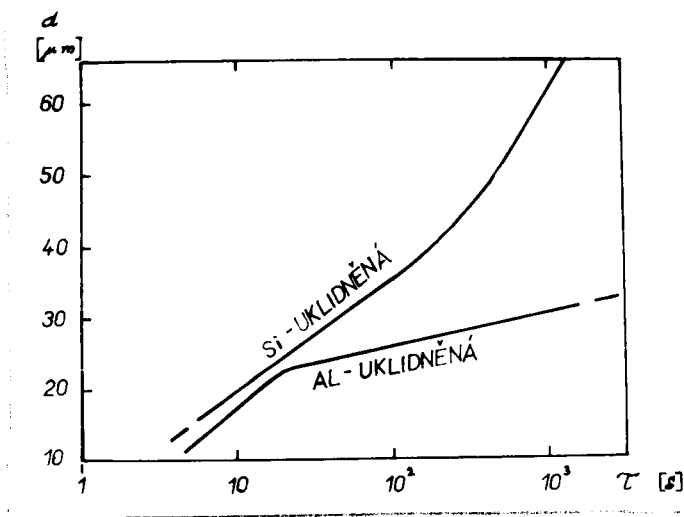
Porovnáním obou způsobů austenitisaace dochází autor /4/ k zajímavému faktu, že při rychlé austenitisaaci je vrchol teploty nižší než při pomalé, přestože je možné požadovat teplotu

stejnou nebo i vyšší. Volba teploty při tom závisí na chemickém složení a počáteční mikrostruktuře.

5.3. Vliv velikosti zrna na mechanické vlastnosti materiálu

Při použití rychlého ohřevu oceli dochází k podstatnému zjemnění austenitického zrna. Zmenšování zrn i subzrn se efektivním způsobem zvyšuje pevnost oceli.

Autor /4/ ve své práci ukazuje na důležitost velikosti zrna, právě s důvodů velkého vlivu na mechanické vlastnosti. Při porovnávání dvou ocelí s obsahem 0,2 % uhlíku, z nichž jedna je uklidněna hliníkem a druhá křemíkem /obr.5/, dochází k závěru, že velikosti zrn u obou ocelí jsou rozdílné zejména při delších dobách austenitizace.



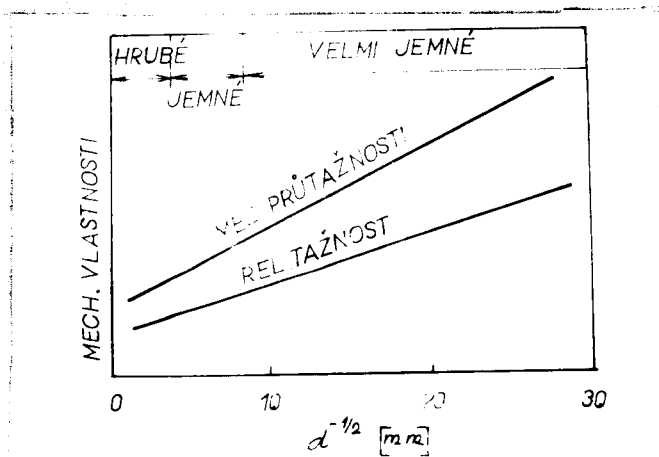
Obr.5 Růst austenitového zrna s časem, $T = 870^\circ\text{C}$, oceli AISI 1020

Malé vzorky, původně martenzitické, byly ohřívány v olovu při teplotě 870°C v různých časových intervalech (5s - 20 min) kaleny.

Z obrázku 5 je patrné, že při krátkých austenitizačních dobách má ocel uklidněná Si stejnou velikost zrna jako ocel uklidněná Al. Při 20-ti minutové době austenitizace, což představuje konvekční způsob tepelného zpracování, jsou velikosti zrn značně rozdílné.

Jestliže nehledíme na způsob desoxydace oceli, jsou obě oceli značně jemnozrnější při rychlé austenitizaci. Konvekční způsob je z tohoto hlediska méně výhodný.

Při zjišťování meze kluzu a vrubové houževnatosti, která se určovala lámáním, se zjistilo, /4/, že obě mechanické hodnoty rostou progresivně s austenitickým zrnem /obr.6/.



Obr.6. Schematické znázornění vlivu velikosti zrna na pevnost a houževnatost

Sklen a poloha čar je různá podle druhu oceli. Závisí na mikrostruktúře, která se vytvoří ochlazováním z austenitického

stavu nebo při následujícím kalení.

Největšího zvětšení mechanických hodnot se dosahuje až v oblasti velmi jemného zrna $d < 10 \mu\text{m}$. Tohoto zjemnění se ovšem při běžném tepelném zpracování nedosahuje.

5.3.1. Mechanismus zjemnění zrna

Jak bylo v předchozí kapitole řečeno, má zjemnění zrna značný vliv na mechanické hodnoty, a proto se mnoho autorů zabývá možností, jak zrno zjemnit. Ke zjemnění zrna může dojít buď při fázové přeměně nebo při rekrytalizaci.

V článku /3/ se autor zabývá oběma způsoby zjemnění zrna. Vyehází s porovnání ocelí, které byly kaleny z teplot těsně nad A_{c3} . V tomto případě probíhá přeměna $\gamma \rightarrow \alpha$ při malém podchlazení normálním mechanismem a ve struktuře nevyvolává sbytková /fázová/ pnutí a nevytváří se ani vnitřní textura zrna.

Naproti tomu při kalení ocelí z vysokých teplot (1350°C), probíhá $\gamma \rightarrow \alpha$ přeměna při velkém podchlazení martenzitickým mechanismem. Tímto způsobem vzniknou v materiálu sbytková fázová pnutí a textura uvnitř lamel martenzitu. Pokud následuje po kalení popuštění i na vyšší teploty, neodstraňuje se textura uvnitř zrna, tj. nedosáhá ke vzniku nových rekrytalizovaných zrna. Vzniku nových zrna brání, podle autora, příměsi, které se vydělují z přesyceného tuhého roztoku α při ohřevu a zůstávají na hranicích martenzitických částic. Tyto částice představují bariéru a zadržují rekrytalizaci do teplot, kdy se samy rozpustí v austenitu.

Zjemnění zrna rekrytalizací lze tedy použít pouze při mechanickém zpevnění oceli, kde je velmi účinná již při te-

plotách 550 - 600°C. Je to způsobeno tím, že zpevnění vzniklo v oceli nepřesycené příměsí, a tím chybí na hranicích subzrn bariery bránící rekrytalizaci.

Vysoké mechanické hodnoty zakalených ocelí lze vysvětlit tím, že z martenzitu se oddělují částice karbidů a příměsí a ty chrání strukturu před rekrytalizací.

Další možný způsob sjevnění zrna je fázová přeměna. Při velmi pomalém ohřevu 0,5°C/min vznikají první částičky austenitu na dislokačních hranicích subzrn feritu bez kontaktu s karbidy a mají protažený lamelovitý tvar. Podle autora /3/ je to důsledek energeticky výhodnějšího místa vzniku austenitu na poruchách krystalické stavby, než na vysoce uhlíkatých hranicích feritu a karbidů. Takto vzniklý austenit rychle roste podél hranice subzrn, kde je dostatečné se skupení atomů uhlíku a značně vyšší jejich difuzní pohyblivost.

Při zkoumání rychlého ohřevu 100 - 200°C/min se došlo k faktu, že zde existují další výhodná místa pro vznik austenitu. Současně se vznikajícími lamelami austenitu na hranicích subzrn, objevují se sférické částice austenitu na vysoce uhlíkatých hranicích feritu a karbidů. Množství těchto sférických částic při tom roste se zvyšující se rychlostí ohřevu /3/.

Tvoření tohoto nového komplexu při velmi rychlých ohřevech závisí :

- 1, na vzniku nového austenitu
- 2, na teplotní stálosti bariér na hranicích subzrn.

Strukturální změny, které nastávají při různých rychlostech ohřevu jsou na obrázku 7.

Stav 1 : odpovídá výchozímu zakalenému stavu. Při kalení vzniká textura uvnitř zrn, fázové zpevnění, dochází ke zvýšení hustoty dislokací a segregaci atomů uhlíku na hranicích částic.