

V S S T L I B E R E C

Fakulta strojní

Obor 23 - 07 - 8

Strojírenská technologie

zaměření

Strojírenská metalurgie

Katedra technologie a nauky o materiálu

RENTGENOVÁ ANALÝZA OCELI 19 830 PO AUSTENITIZACI
RYCHLÝM INDUKČNÍM OHŘEVEM

Volejník Petr

DP - ST - 1210/76

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

Konzultant : Ing. Zdenka Moravcová , VŠST Liberec

Rozsah práce a příloh

Počet stran : 81

Počet tabulek : 11

Počet obrásků : 26

Počet grafů - : 07

Počet příloh : -

28. 5. 1976

DIPLOMOVÝ ÚKOL

pro Mgr. Vojtěcha

obor Strojní konstrukce

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

Název tématu: 1. Úvodní část 1.920 - 1.925

Podmínky pro vypracování

1. Úvodní část 1.920 - 1.925
2. Úvodní část 1.925 - 1.930
3. Úvodní část 1.930 - 1.935
4. Úvodní část 1.935 - 1.940

Autorské právo se řídí směrnici MŠV...
31.8.1962 § 19

VYSOKÁ ŠKOLA STROJNÍ A TEXTILNÍ
LIBEREC 1, S. P. 1. 5
FSC 401.7

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

V Liberci dne 28. 5. 1976

Volyněk Petr

O B S A H

	str.
1. SYMBOLIKA A POUŽITÉ ZKRATKY	03
2. CÍL A ÚČEL PRÁCE	04
3. ÚVOD	05
4. TEORIE FÁZOVÝCH PŘEMĚN	07
4.1. Mechanismus austenitizace oceli	07
4.1.1. K termodynamice fázových přeměn v tuhém stavu	07
4.2. Vliv legujících prvků na průběh austenitizace slitin typu Fe-C-M při rychlém ohřevu	09
4.3. Rozdělení procesů přeměny	13
4.3.1. Difusní přeměna	13
4.3.1.1. Vliv přísadových prvků na typy reakcí	15
4.3.2. Bezdifusní přeměna	17
5. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ RYCHLOHŘEVNÝCH OCELÍ	19
5.1. Druhy karbidů a jejich rozpouštění	19
5.2. Vliv teploty a doby na rozpouštění karbidů	20
5.3. Vliv rychlosti ohřevu na vlastnosti rychlořezných ocelí	21
5.4. Shrnutí	24
6. PRAKTICKÁ ČÁST	26
6.1. Zadaný materiál	26
6.1.1. Tvar, příprava a značení vzorků	27

6.2. Popis měřícího zařízení pro austenitizaci	28
6.2.1. Vyhodnocování kinetiky austenitizace	31
6.3. Tvrdostní analýza	34
6.4. Rentgenová analýza	35
6.4.1. Vyhodnocování rentgenogramů fotometrem - podmínky	37
6.4.2. Sledování karbidů	39
6.4.2.1. Kvalitativní analýza	39
6.4.2.2. Kvantitativní analýza	39
6.4.3. Stanovení koncentrace uhlíku v martenzitu	43
6.4.3.1. Příklad výpočtu reziduální vzdálenosti	48
7. PŘEHLED VÝSLEDKŮ	50
8. DISKUSE VÝSLEDKŮ	73
9. ZÁVĚR	78
10. POUŽITÁ LITERATURA	80

1. SYMBOLIKA A POUŽITÉ ZKRATKY

A_{c1}	-	teplota počátku vzniku austenitu
A_{c3}	-	teplota konce vzniku austenitu
G	-	volná entalpie
ΔG	-	Změna volné entalpie, energetická bariera
I	-	intenzita
N	-	rychlost nukleace
S	-	rychlost růstu zrna
t_k	-	teplota kalení
τ_k	-	čas kalení
$T_{př}$	-	teplota překrytalizace
M_s	-	teplota počátku vzniku martenzitu
v	-	rychlost ohřevu
v_o	-	průměrná rychlost ohřevu
int.	-	intenzita
v.sil.	-	velmi silná
sil.	-	silná
stř.	-	střední
sl.	-	slabá
v.sl.	-	velmi slabá
stop.	-	stopová

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 austenitizace oceli při rychlém indukčním ohřevu pomocí rentgenografické analýzy. Sledování bylo provedeno na oceli 19830 při třech rychlostech ohřevu. Byly vyhodnocovány karbidy, jejich rozpouštění, tvorba martenzitu a podíl zbytkového austenitu.

Státní výzkumný úkol by měl dát teoretické zdůvodnění všech jevů, které probíhají při rychlém indukčním ohřevu. Pomocí rentgenové analýzy lze určit, k jakým strukturním změnám dochází.

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 nedá řešit úkol jinak, nebo je-li 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 odpadájí problémy s dovozem paliva. Pro použití indukčního ohřevu je však potřeba znát děje probíhající v materiálu. Je nutno věnovat pozornost zejména strukturním změnám při austenitisační rychlým indukčním ohřevem.

Předmětem práce bylo určení strukturních změn pomocí rentgenové analýzy.

4. TEORIE FÁZOVÝCH PŘEMĚN

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 feritocementitové směsi na jednofázovou austenitickou strukturu přibližně při stálé teplotě a řídí se rovnovážným diagramem Fe - Fe₃C.

Jiná je situace 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 :

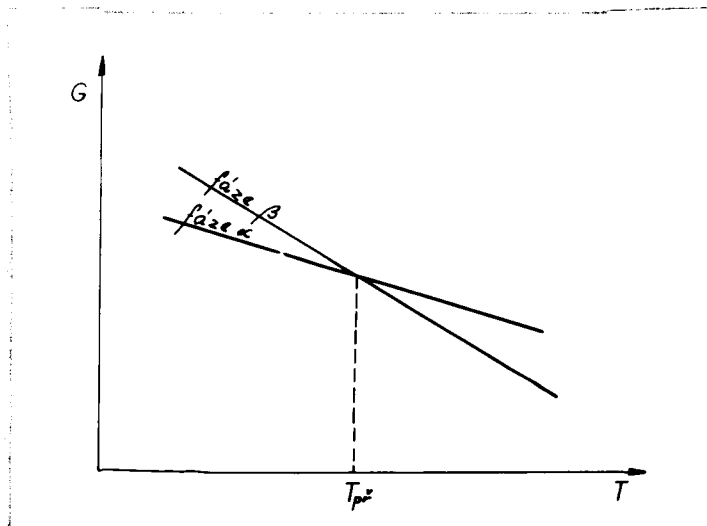
1. výchozí struktury materiálu
2. rychlosti ohřevu
3. u legovaných ocelí i na složení karbidické fáze

4.1.1. K termodynamice fázových přeměn v tuhém stavu

Probíhá-li v kovu při teplotě T_p strukturální změna z fáze α na fázi β , dochází k této přeměně proto, že nad teplotou T_p je volná entalpie G_β fáze β nižší než volná entalpie G_α fáze α (nad T_p je fáze β stabilnější než fáze α).

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

Je zřejmé, že při teplotě T_p je $G_\alpha = G_\beta$, takže celková změna $\Delta G = 0$. Teplota T_p je tedy rovnovážná teplota.



Obr.1 Teplotní závislost volné entalpie fáze α a β (6)

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 překonání energetické bariéry.

Dále je rychlost heterogenní nukleace závislá na difuzi reagujících látek v mezifázové hranici a v případě difuze produktů reakce z fázového rozhraní /4/.

Během fázové přeměny $\alpha \rightarrow \beta$ nemění celý systém svou strukturu najednou, ale probíhá stádium nukleace a růstu zrn. Rychlost fázové změny je určena těmito faktory :

1. rychlostí nukleace (schopnost vzniku zárodků) N (tj. počtem jader vytvořených v jednotce objemu za jednotku času)
2. rychlostí růstu zrn S

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 nestejnorodost složení, hranice zrn, nekovové vměstky, nedokonalost v krystalické mřížce a zvýšení volné entalpie.

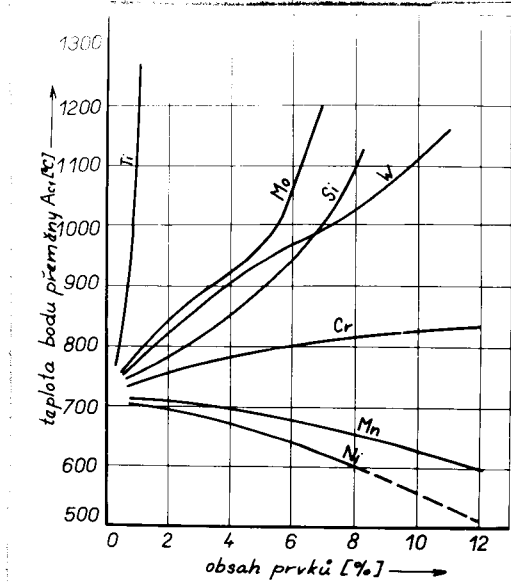
V dnešní době existují dvě hypotézy této přeměny. Jedna je tzv. "difuzní přeměna", která však již dnes nevyhovuje rychlým ohřevům, a proto vznikla nová teorie tzv. "bezdifuzního" mechanismu. Existuje již značné množství experimentálního materiálu a došlo se k závěru, že obě teorie jsou si podobny a zároveň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

4.2. Vliv legujících prvků na průběh austenitizace slitin typu Fe - C - M při rychlém ohřevu

Legujících prvků pro rychlořezné oceli je celá řada a znát všechny zvláštnosti a zákonitosti vzniku austenitu ve vysoce legovaných ocelích je značně obtížné.

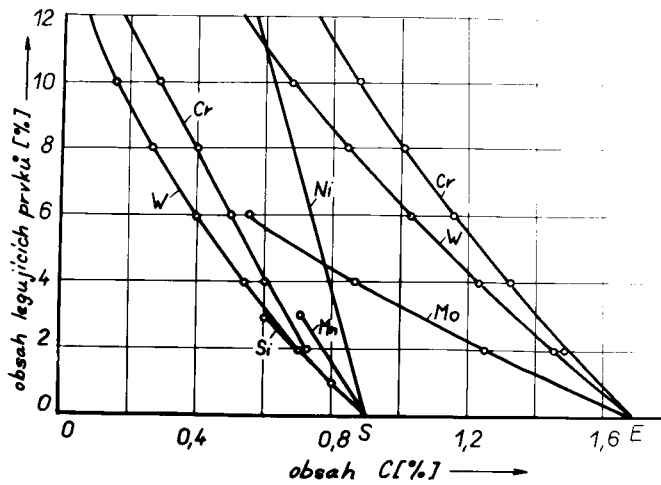
Přísada M má značný vliv na vlastnosti a chování dané slitiny.

1. Mění se teplota A_{01} a A_{03} /obr.2/. Slitinyvé prvky Mo, Cr, W, Si, Ti atd. zvyšují tyto boby přeměny, Mn a Ni ji naopak snižují /obr.2/. Při jinak stejných podmínkách dosáhnou oceli legované Ni nebo Mn stavu homogeního austenitu v kratším čase než oceli legované Cr, W, Mo, Si.



Obr.2 Vliv přísadových prvků na teplotu A_{01} (1)

2. Slitinové prvky posouvají hlavní body rovnovážného diagramu. Vliv prvků na posun bodů S a E je na obrázku 3.



Obr.3 Vliv slitinových prvků na posunutí bodů S a E rovnovážného diagramu (1)

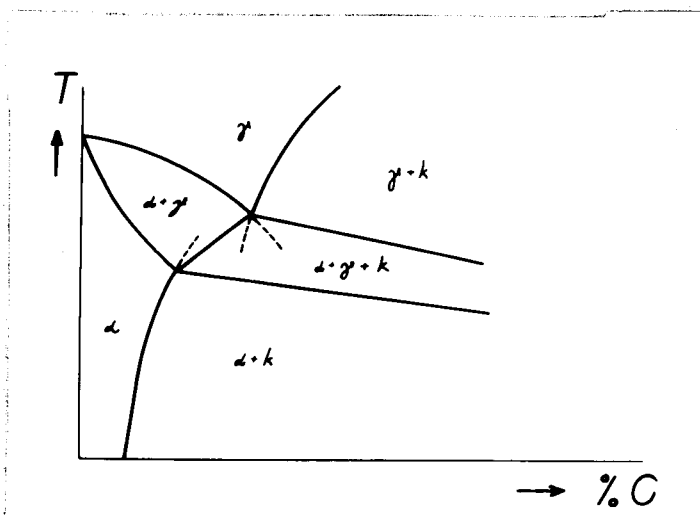
Diagram zachycuje vliv prvků, které tyto body posouvají směrem k nižšímu obsahu uhlíku. Čím více je bod E posunut k nižšímu obsahu uhlíku, tím je karbidotvorná schopnost tohoto prvku větší. Posunutí perlitického bodu S k nižšímu obsahu uhlíku je měřítkem perlitotvorné schopnosti dotyčného slitinového prvku.

3. Mění se chemické složení feritu a vyloučení karbidů. Legující prvek je nestejněměrně rozdělen mezi ferit a karbidy. Toto rozložení legury má vliv na rychlost vzniku homogenního austenitu. Jsou-li legující prvky převážně soustředěny do feritu, proběhne austenitizace mnohem rychleji než tehdy, jsou-li prvky vázány v karbidu. Legující prvky tvoří s uhlíkem těžko rozpustné komplexní karbidy, které pro svoji špatnou rozpustnost značně zvyšují teplotu kalení při krátkodobých ohřevech. Karbidotvorné prvky /V, Ti, Mo, W, Cr/ zpomalují austenitizaci, kdežto prvky /Ni, Mn, Si/, které se rozpouštějí ve feritu, ji urychlují.
4. Legující prvky ovlivňují ve značné míře výsledné vlastnosti ocelí, jako je prokalitelnost, vrubová houževnatost a mají vliv i na množství zbytkového austenitu.

Mechanismus vzniku austenitu u legovaných ocelí je odlišný od mechanismu austenitizace v uhlíkových ocelích. V potrojném diagramu je rovnováha mezi feritem, austenitem a karbidem v intervalu teplot /obr.4/.

Popov /5/ studuje možnost vzniku austenitu při teplotách eutektoidního intervalu. Jestliže vyloučí difuzi legujícího prvku, musel by mít austenit zvýšený obsah uhlíku a ferit a nižší karbidu. Difuze v austenitu by tedy probíhala opačně než v binární soustavě a austenit by se rozpouštěl. Z toho lze usoudit, že vznik austenitu je možný v tomto intervalu jen tehdy,

když může difundovat i legující prvek. Difuze legujících prvků je však velmi pomalá. Austenit může také vzniknout uvnitř feritových zrn, zde závisí na rychlosti difuze uhlíku feritem.



Obr. 4 Vertikální řez fázovým diagramem slitinové oceli /5/

Při teplotách vyšších než je eutektoidní vzniká austenit na hranici fází v závislosti na koncentraci uhlíku a legujícího prvku. Kdybychom sledovali jenom difuzi uhlíku, která probíhá nejrychleji, dostaneme orientační závěry. Je nutno sledovat vliv přísadového prvku na rychlost difuze. Prvky uzavírající pole γ zmenšují rozdíl koncentrací uhlíku v austenitu a tím zpomalí difuzi i tvorbu austenitu. Prvky, které pole γ rozšiřují (Ni, Mn, Co), zvláště rychlost difuzního vzniku austenitu.

Během austenitizace oceli dochází k různým reakcím. Experimentální informace mohou být zdůvodněny jen za předpokladu, že je na všech fázových rozhraních zajištěna místní rovnováha. Vzniká tak předpoklad, že rychlost reakce je řízena rychlostí

difuze.

Autoři práce /6/ se zabývali rozberem různých experimentálních informací o vlivu přísadových prvků na tvoření austenitu a rozpouštění cementitu, které byly dosažitelné a porovnali je s kvantitativními teoretickými hypotézami, založenými na modelu kontroly rychlosti přeměny difuzí.

Podle autorů /6/ je důležitým rysem ternárních systémů typu Fe-C-M vysoká pohyblivost uhlíku ve srovnání s s nízkou pohyblivostí železa a přísadového prvku. Autoři předpokládali, že Fe i M zaujmají místo v mřížce a že uhlík je intersticiálně rozpouštěn.

Autoři se zabývali austenitizačním procesem v oceli měkce žíhané, v níž je cementit přítomen ve tvaru zhruba sférických izolovaných částic základní hmoty .

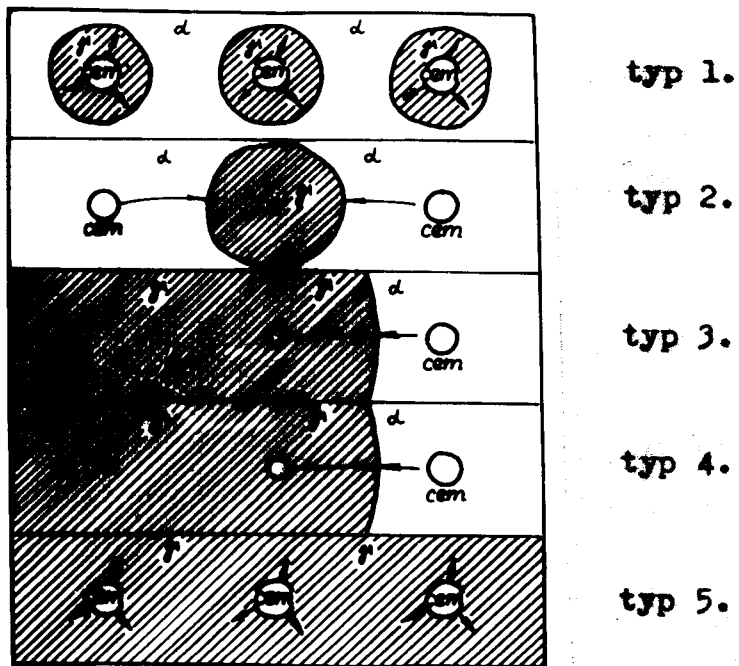
Základní reakci $\alpha + \text{cementit} \rightarrow \gamma$ lze sledovat jako ubývání α nebo cementitu nebo jako přibývání γ .

4.3. Rozdělení procesů přeměny

4.3.1. Difuzní přeměna

Podle obrázku 5 lze podle Hillerta /6/ rozdělit základní reakci difuzní přeměny na pět typů.

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.



Obr.5 Mechanizmy rozpouštění cementitu /6/

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 jediáně 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 .

4.3.1.1. Vliv přísadových prvků na typy reakcí

1. typ reakce

Tuto reakci zachycuje obrázek 5. Nastává při malém obsahu uhlíku a rychlost reakce je řízena rychlostí difuze uhlíku do obalu γ .

Obsahuje-li ocel malé množství přísad může být rychlost reakce ještě řízena uhlíkovou difuzí a lze předpokládat, že rostoucí fáze bude mít stejný přísadový obsah jako fáze původní.

Judd a Paxton /5/ zkoumali vliv 0,5 % Mn na tento typ reakce měřením postupného růstu v objemové frakci γ . Zjistili, že výsledky měření jsou ovlivněny pomaleu rychlostí tvoření jader.

Autoři /6/ se pokusili určit dobu reakce jako souhrn inkubační doby, doby potřebné ke komplexnímu vytvoření jader a doby růstu γ . Teoretické údaje byly srovnány s pokusnými a ukázalo se, že účinek přísadového prvku je velmi silný při nižších teplotách.

2. typ reakce

Tento reakční typ je málo významný. Autoři předpokládají, že je možný pouze tehdy, když je rychlost přeměny velmi pomalá. Přísadové prvky se rozdělí mezi α a γ .

3. a 4. typ reakce

Reakce tohoto typu začínají jako typ 1., při níž se kolem částice cementitu vytváří obal γ . V reakcích 3 a 4 se však

brzy obal γ dostává do kontaktu s obklopujícími jí cementitovými částicemi a postupně je obklopí a uzavře.

Törndahle /6/ provedl výskum ocele s 0,83 %C a 0,52 %C žíhané při 700°C, aby se dosáhlo sférických částic cementitu. Vzorky byly izotermicky zpracovány v olejové lázni v intervalu teplot 770°- 810°C a v různých časech byly kaleny. Objemová frakce f^{α} zbývající fáze α byla změřena kvantitativně. Z experimentálních dat určil rychlost růstu nové fáze. Ze zkušenosti, že údaje rychlosti růstu vykazují velké rozdíly způsobené teplotou usoudil, že vliv legujícího prvku byl v těchto experimentech velmi výrazný. Pak není třeba uvažovat difuzi ve fázi α (s ohledem na závěr u reakčního typu 2). Rychlost růstu S je pak řízena rozdílem v uhlíkovém obsahu ve fázi γ . Tento předpoklad je oprávněn skutečností, že fáze α obsahuje velmi málo Cr ve srovnání s cementitem. Tento rozdíl roste s teplotou a tedy i s rychlostí ohřevu.

5. typ reakce

Tímto typem se autoři /6/ zabývali velmi podrobně. Základní hmota α se velmi rychle mění na γ a sleduje se rychlost rozpouštění cementitu v základní hmotě γ . Tento model by měl obstát při teplotách vyšších než 910°C, ale lze ho použít i při nižších teplotách, při nichž se rozpustí jen malá část cementitu, aby byl dodán uhlík pro rostoucí fázi γ během její počáteční formace.

Proces autoři rozdělili do tří stádií řízených difuzí :

1. uhlíku v γ
2. přísadového prvku v cementitu
3. přísadového prvku v γ

Autoři při vyhodnocování těchto stádií vycházeli z předpokladu, že každé stádium probíhá zvlášť a nikoliv najednou, jak

je tomu ve skutečnosti.

První stádium lze charakterizovat jako velmi rychlou reakci a uhlík v krátké době (asi 1s) dosáhne v nově vzniklé fázi až 92 % rovnovážné hodnoty. Teoretickou hladinu uhlíkového obsahu na konci tohoto stadia lze určit teoreticky pro jeden pro jeden přísadový prvek, ale srovnání s experimenty bylo dobré.

V dalším stadiu se může obsah C v μ zvyšovat, jestli dost času navto, aby mohl přísadový prvek difundovat z fázového rozhraní μ /cementit tak, že se přísadový obsah sníží ve fázi μ . Difuze z fázového rozhraní může směřovat k centru cementitové částice nebo od částice do okolní základní hmoty μ .

4.3.2. Bezdifuzní přeměna

Dalším typem přeměny $\alpha \rightarrow \mu$ je tzv. bezdifuzní přeměna. Tento způsob přeměny není ještě zdaleka tak propracován jako přeměna difuzní, a proto nelze o ní tak podrobně pojednat.

Nazývá se martenzitickým typem přeměny a od difuzní má tyto odlišnosti:

- 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} překrytalizace feritových míst perlitu na bezuhlíkový austenit, který se vzápětí začne intenzivně nauhličovat vlivem difuze uhlíku z rozpouštějících se karbidů. Je to polymorfni přeměna feritové matrice s následujícím nauhličováním austenitu.

Na základě experimentálních výskumů 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.

5. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ RYCHLOŘEZNYCH OCELÍ

Rychlořezné oceli tvoří v podstatě samostatnou skupinu vysoce legovaných nástrojových ocelí.

S odvoláním na předešlé kapitoly je zřejmé, že tepelné zpracování rychlořezných ocelí bude vyžadovat značné pozornosti. Při studiu tepelného zpracování se budeme potýkat s celou řadou problémů.

Základem tepelného zpracování je ohřev na kalící teplotu. Výsledné vlastnosti rychlořezných ocelí jsou potom závislé na postupu ohřevu, rozdělení a druhu karbidů a jejich rozpouštění.

5.1. Druhy karbidů a jejich rozpouštění

Rychlořezné oceli obsahují celou řadu prvků, které mohou tvořit karbidy. Karbidy jsou komplexní a určením jejich skladby se zabývala celá řada autorů. V roce 1928 /8/ byly zveřejněny výsledky zkoumání karbidů pomocí rentgenova záření, podle kterého má komplexní karbid tvar Fe_4W_2C nebo Fe_3W_3C . Wolfram nebo Fe může být v těchto sloučeninách nahrazeno jinými karbidotvornými prvky. Tento karbid je zkráceně označován M_6C , kde M může být /Fe, W, Cr, V, Mo/.

Pokud je v rychlořezné oceli vysoký obsah vanadu, byl v oceli dokázán další karbid VC, ve kterém se rozpouští W a Mo. V r. 1948 však byl dokázán /8/ karbid VC i v rychlořezných ocelích s nízkým obsahem vanadu. Pomocí paprsků X byly analyzovány karbidy a byly zjištěny tři fáze, které byly označeny M_6C , $M_{23}C_6$, MC . $M_{23}C_6$ je vlastně typ chromového karbidu $Cr_{23}C_6$.