

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ
ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VĚD A INŽENÝRSTVÍ
FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

STRUKTURA ŽÁRUPEVNÝCH OCELÍ

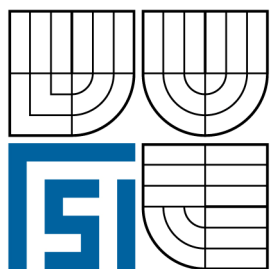
STRUCTURE OF HEAT RESISTANT STEELS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE
BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

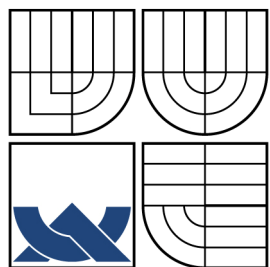
PAVEL SKÝBA

BRNO 2008



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING



ÚSTAV MATERIÁLOVÝCH VED A INŽENÝRSTVÍ

INSTITUTE OF MATERIALS SCIENCE AND ENGINEERING

STRUKTURA ŽÁRUPEVNÝCH OCELÍ

STRUCTURE OF HEAT RESISTANT STEELS

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE

BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE

AUTHOR

PAVEL SKÝBA

VEDOUCÍ PRÁCE

SUPERVISOR

Ing. VÍT JAN, Ph.D.

BRNO 2008

LICENČNÍ SMLOUVA

POSKYTOVANÁ K VÝKONU PRÁVA UŽÍT ŠKOLNÍ DÍLO

uzavřená mezi smluvními stranami:

1. Pan/paní

Jméno a příjmení: Pavel Skýba

Bytem: Panelová 1513, 73541, Petřvald

Narozen/a (datum a místo): 30.9.1985, Havířov

(dále jen „autor“)

a

2. Vysoké učení technické v Brně

Fakulta strojního inženýrství

se sídlem Technická 2896/2, 616 69, Brno

jejímž jménem jedná na základě písemného pověření děkanem fakulty:

Ing. Vít Jan, Ph.D.

(dále jen „nabyvatel“)

Čl. 1

Specifikace školního díla

1. Předmětem této smlouvy je vysokoškolská kvalifikační práce (VŠKP):

- ☐ disertační práce
 - ☐ diplomová práce
 - ☐ bakalářská práce
 - ☐ jiná práce, jejíž druh je specifikován jako
- (dále jen VŠKP nebo dílo)

Název VŠKP:	Struktura žárovevých ocelí
Vedoucí/ školitel VŠKP:	Ing. Vít Jan, Ph.D.
Ústav:	Ústav materiálových ved a inženýrství
Datum obhajoby VŠKP:	9.6.2008

VŠKP odevzdal autor nabyvateli v*:

- ☐ tištěné formě – počet exemplářů - 2
- ☐ elektronické formě – počet exemplářů - 2

* hodící se zaškrtněte

2. Autor prohlašuje, že vytvořil samostatnou vlastní tvůrčí činností dílo shora popsané a specifikované. Autor dále prohlašuje, že při zpracovávání díla se sám nedostal do rozporu s autorským zákonem a předpisy souvisejícími a že je dílo dílem původním.
3. Dílo je chráněno jako dílo dle autorského zákona v platném znění.
4. Autor potvrzuje, že listinná a elektronická verze díla je identická.

Článek 2

Udělení licenčního oprávnění

1. Autor touto smlouvou poskytuje nabyvateli oprávnění (licenci) k výkonu práva uvedené dílo nevýdělečně užít, archivovat a zpřístupnit ke studijním, výukovým a výzkumným účelům včetně pořizování výpisů, opisů a rozmnoženin.
2. Licence je poskytována celosvětově, pro celou dobu trvání autorských a majetkových práv k dílu.
3. Autor souhlasí se zveřejněním díla v databázi přístupné v mezinárodní síti
 - ☐ ihned po uzavření této smlouvy
 - ☐ 1 rok po uzavření této smlouvy
 - ☐ 3 roky po uzavření této smlouvy
 - ☐ 5 let po uzavření této smlouvy
 - ☐ 10 let po uzavření této smlouvy(z důvodu utajení v něm obsažených informací)
4. Nevýdělečné zveřejňování díla nabyvatelem v souladu s ustanovením § 47b zákona č. 111/1998 Sb., v platném znění, nevyžaduje licenci a nabyvatel je k němu povinen a oprávněn ze zákona.

Článek 3

Závěrečná ustanovení

1. Smlouva je sepsána ve třech vyhotoveních s platností originálu, přičemž po jednom vyhotovení obdrží autor a nabyvatel, další vyhotovení je vloženo do VŠKP.
2. Vztahy mezi smluvními stranami vzniklé a neupravené touto smlouvou se řídí autorským zákonem, občanským zákoníkem, vysokoškolským zákonem, zákonem o archivnictví, v platném znění a popř. dalšími právními předpisy.
3. Licenční smlouva byla uzavřena na základě svobodné a pravé vůle smluvních stran, s plným porozuměním jejímu textu i důsledkům, nikoliv v tísní a za nápadně nevýhodných podmínek.
4. Licenční smlouva nabývá platnosti a účinnosti dnem jejího podpisu oběma smluvními stranami.

V Brně dne:

.....
Nabyvatel

.....
Autor

Abstrakt

Tato práce pojednává o struktuře žárovevých ocelí, o tečení, druzích zpevnění, tepelném zpracování. Práce je zpracována formou rešerše s použitím informací z uvedené literatury. Obsahuje přehled používaných ocelí rozdělených podle typu matrice struktury oceli, pojednává o vzniku a mechanismech creepové deformace a poskytuje přehled a zhodnocení jednotlivých druhů zpevnění z hlediska jejich využitelnosti pro zvýšení creepové odolnosti ocelí. Zvláštní kapitoly jsou věnovány precipitačnímu zpevnění, minoritním fázím vyskytujících se v ocelích a tepelnému zpracování žárovevých ocelí.

Abstract

This work is a compilation essay about structure of heat-resistant steels, creep, strengthening and heat treatment based on available literature sources. The main chapters of the work deal with creep deformation, its mechanisms and the ways of strengthening used in heat-resistant steels. Separate chapters deal specifically with precipitation strengthening, minority phases that can be found in heat-resistant steels and their heat treatment

Klíčová slova

Žárovevné oceli, chemické složení, creep, zpevnění, minoritní fáze, tepelné zpracování

Heat resistant steels, chemical composition, creep, strengthening, minority phases, heat treatment

Bibliografická citace

SKÝBA, P. Struktura žárovevných ocelí. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2008. 30 s. Vedoucí bakalářské práce Ing. Vít Jan, Ph.D

Prohlášení autora o původnosti práce

Prohlašuji, že tato bakalářská práce je mým dílem, které jsem vypracoval samostatně, pod vedením vedoucího bakalářské práce. Veškerou literaturu a další zdroje, ze kterých jsem čerpal jsou uvedeny v seznamu literatury.

Brno, květen 2008

.....

STRUKTURA ŽÁROPEVNÝCH OCELÍ

Obsah:

1.Úvod a stručný popis požadavků žárovevných ocelí	9
2.Dělení žárovevných ocelí	10
2.1. Nelegované oceli	10
2.2. Nízkolegované oceli	10
2.3. Vysokolegované chromové oceli	11
2.4. Austenitické oceli	11
2.4.1. Chromniklové austenitické oceli	11
2.4.2. Manganchromové austenitické oceli	11
2.5. Austenitické vytvrditelné oceli	12
3.Tečení	14
3.1. Průběh tečení	16
3.2. Mechanismy creepu	17
4. Zkoušky za tepla	17
4.1. Krátkodobé zkoušky za tepla	17
4.2. Dlouhodobé zkoušky za tepla	19
5. Způsoby omezení creepu v kovových materiálech	19
6.Zpevnění žárovevných ocelí	20
6.1. Druhy zpevnění	20
6.1.1.Substituční zpevnění	20
6.1.2. Intersticiální zpevnění	21
6.1.3. Precipitační a disperzní zpevnění	22
6.1.4. Zpevnění dislokační a zpevnění hranicemi zrn	24
6.1.5. Strukturní a deformační zpevnění	26
7. Minoritní fáze	26
7.1. Karbidické fáze v ocelích	26
7.2. Intermetalické fáze v ocelích	27
7.2.1. Fáze σ	27
7.2.2. Lavesovy fáze	27
8 Tepelné zpracování	28
9. Degradací mechanismy	30
9.1. Degradace heterogenních svarů žárovevných ocelí	31
10. Závěr – shrnutí a nástin současného stavu a směrů vývoje	32
11. Literatura	33
12. Seznam použitých symbolů	34

1.Úvod a stručný popis požadavků žárovevných ocelí

Žárovevné oceli spadají do oblasti konstrukčních ocelí a hrají důležitou úlohu ve strojírenství, protože vhodnou kombinací legovacích prvků a vhodným tepelným zpracováním lze získat oceli s vysokou pevností, houževnatostí, pro práci za vysokých teplot, které odolávají korozi, opotřebení v agresivních provozních prostředích.

Z nejdůležitějších materiálových vlastností žárovevných ocelí, pracujících v oblasti creepu, jsou odolnost proti tečení a oxidaci v prostředí vodní páry. Creep (tečení) představuje plastickou deformaci a dochází k ní za určitých podmínek (teplota, napětí, čas) i tehdy, když hodnota působícího napětí je nižší, než mez kluzu určená statickou tahovou zkouškou. Žárovevnost je schopnost materiálu přenášet za podmínek tečení dlouhodobě vnější namáhání, aniž by došlo k deformaci či lomu.

Tyto oceli mají uplatnění v energetickém průmyslu a to na výrobu rotorů, lopatek turbín, kotlových trubek, využívají se v petrochemickém průmyslu pro syntézu čpavku, výrobu dehtu, atd., ale také v jaderném průmyslu na oplášťování reaktorů. Z toho plyne, že pracují za vysokých teplot, vyšších než 500°C a musí být odolné vůči agresivním vlivům okolního prostředí.

2. Dělení žárovevných ocelí

Žáropevné oceli, které jsou používány v technické praxi je možno rozdělit podle chemického složení na [1] -oceli nelegované (použitelné do 450°C)

- nízkoalegované oceli (použitelné do 580°C)

- vysokoalegované chromové oceli (modifikované 9-12%Cr) (použitelné do 600- 620°C)

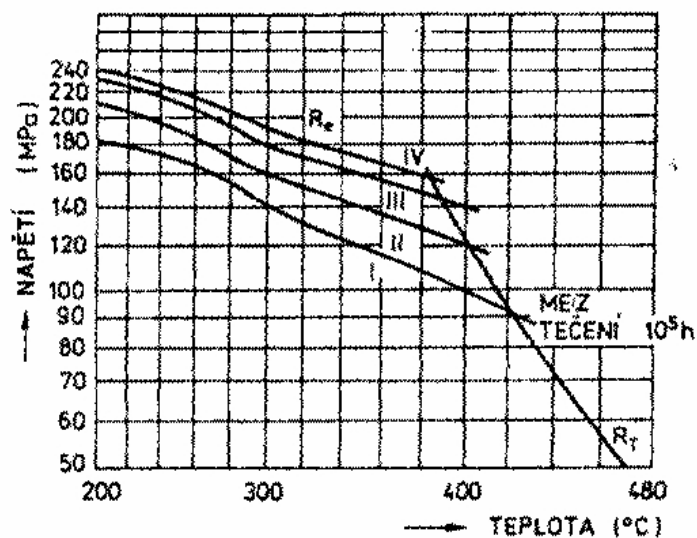
- austenitické oceli (použitelné do 620-700°C)

- austenitické vytvrditelné oceli (použitelné do 650-750°C)

a podle struktury na austenitické a feritické.

2.1. Nelegované oceli

Maximální teplota, za které tyto oceli mohou pracovat je omezena hodnotou meze tečení, která se mění v závislosti na napětí. Například u nelegovaných ocelí je teplota tečení při napětí 160MPa 380°C a se snižujícím se napětím roste (obr.1.) Z nelegovaných ocelí se zhotovují trubky, plechy, odlitky pro energetická zařízení. Norma ČSN 42 0090 udává přehled tvářených nelegovaných ocelí vhodných pro energetická zařízení [1]. Patří zde oceli třídy 11, kde obsah uhlíku se pohybuje kolem 0,2%, manganu 0,5%, niklu, mědi a chromu 0,3%, jak je patrné z příložené tabulky, kde je vyznačen obsah ostatních legujících prvků. Žáropevné trubky se válcují z ukladných, poloukladných a nekladných ocelí. U nekladných ocelí, které jsou tvářeny zastudena, klesají plastické vlastnosti po výdrži na teplotách 200°C až 250°C, protože se začíná projevovat deformační stárnutí. Z tohoto důvodu se raději volí ukladné oceli.

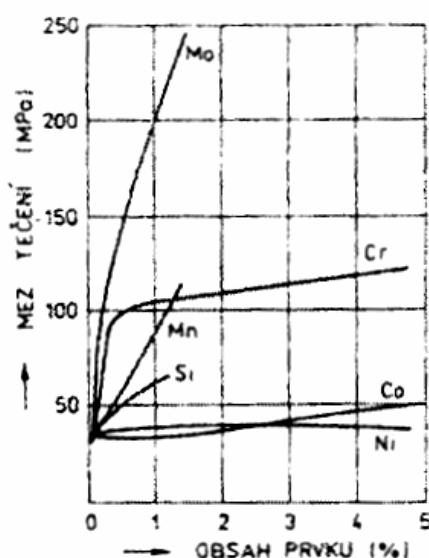


Obr.1. Vliv teploty na mez kluzu meze tečení nelegovaných žárovevných ocelí

2.2. Nízkoalegované oceli

Nízkoalegované žárovevné oceli se používají v oblasti meze kluzu a meze tečení. U první skupiny ocelí, které pracují v oblasti meze kluzu, se tato mez zaručuje za normální a zvýšené teploty. U druhé skupiny ocelí se vyžaduje mez tečení neboli mez pevnosti při tečení. Tyto oceli musí mít také dobré plastické vlastnosti za zvýšené teploty a dlouhou pracovní životnost, odolnost proti oxidaci, dobrou svařitelnost, tepelnou vodivost atd. . Používají se v oblasti teplot 500 až 550°C, ale některé až do 580°C [1]. Obsah legujících prvků a uhlíku by mělo být

takové, aby se netvořil cementit, ale pouze speciální karbidy, které zpomalují tečení. Karbidy musí být jemné, ale po dlouhé výdrži za větší teploty dochází ke změně jejich chemického složení. Mez tečení legovaných ocelí lze zvýšit přidáním některých prvků, mezi něž patří Mo, W (zpevňují tuhý roztok a zpomalují difúzní pochody), pak prvky, které vytváří jemné karbidy, nitridy, intermetalické fáze (Mo, W, V, Ti, B, Hf) a které ovlivňují velikosti hranice zrn. Nízkolegované oceli jsou legovány obvykle chromem, molybdenem, vanadem. Tyto prvky zvyšují mez tečení, což je patrné z obr. 2. [1]. Žáropevné oceli, které jsou legovány pouze molybdenem, se využívají málo z důvodu, že při dlouhodobé výdrži za vyšší teploty dochází ke grafitzaci cementitu, který se vylučuje jako jemný lupínkový grafit a snižuje plastické vlastnosti. Proto se přidává chrom, který cementit stabilizuje.



Obr.2. Vliv Mn, Si, Cr, Mo, Co, Ni na mez tečení nízkolegovaných ocelí

2.3. Vysokolegované chromové oceli

Použití těchto ocelí spadá do teplot 600 až 620°C. V tomto rozmezí se kromě žárupevnosti požaduje také žáruvzdornost. Tyto oceli se používají na předeřhřované trubky parních kotlů, parogenerátory rychlých reaktorů chlazených tekutým sodíkem apod. Patří zde oceli třídy 17 a jiné speciální slitiny, kde velký podíl tvoří chrom (až 12,5%) a menší obsah tvoří mangan (do 1%). Jejich chemické složení je naznačeno v příložené tabulce. Prvky, jako například vanad a molybden, se podílejí na určitých vlastnostech. Vanad zvyšuje žárupevnost a molybden, zlepšuje svařitelnost, protože se v matici tvoří ostrůvky delta feritu. Žáropevné oceli s obsahem chromu 11% mají dobrou odolnost proti korozi až do teplot 850°C, ale podle přítomnosti legur je nutné je legovat dalšími prvky [1,2]. Tyto oceli je možno rozdělit do tří skupin. Jednak na oceli legované pouze molybdenem, dále na oceli obsahující další karbidotvorné prvky jako Nb, V, W a mají vyšší mez tečení a na oceli, které jsou legovány ještě kobaltem. Vysokolegované žárovevné oceli se legují také malým množstvím niklu, který zvyšuje obsah delta feritu stejně jako molybden a tím zlepšuje svařitelnost.

2.4. Austenitické oceli

Austenitické oceli mají vyšší mez tečení, protože v mřížce FCC probíhají difúzní pochody i za zvýšené teploty pomaleji [1]. Výhodou těchto ocelí je, že se rekrytalizace projevuje mezi 800 až 900°C, kdežto ferit rekrytalizuje již za teploty 600°C. Austenitické oceli je možné použít až

do teplot 700°C. Podle chemického složení se austenitické žárovebné oceli dělí na chromniklové a manganchromové oceli [1].

2.4.1 Chromniklové austenitické oceli

Základní prvky těchto ocelí jsou chrom a nikl. Ke zvýšení žárovebnosti se přidávají i jiné prvky mezi něž patří wolfram (asi 2%), molybden (1 až 3%), niob, titan, vanad a dusík [1]. Obsah chromu je mezi 12 až 20%. Obsah niklu je vyšší než u austenitických ocelí a dosahuje hodnot až 38%, protože je třeba zabránit vylučování fáze sigma, která způsobuje snížení houževnatosti. Molybden zvyšuje žárovebnost, ale jeho výskyt podporuje vznik nežádoucí fáze sigma a Lavesovy fáze Fe_2Mo . Vanad zvyšuje pevnost při tečení a to hlavně za nižších teplot. Některé austenitické chromniklové oceli obsahují malé množství niobu a titanu, které vytvářejí s uhlíkem stabilní karbidy. Nevýhodou niobu je, že může způsobovat pokles houževnatosti po dlouhých výdržích za vyšších teplot [2].

Austenitické žárovebné oceli se tepelně zpracovávají rozpouštěcím nebo stabilizačním žíháním. U rozpouštěcího žíhání se oceli zahřejí na teplotu 1100 až 1180°C po dobu 1,5h. Pak se ochlazují ve vodě případně na vzduchu. U stabilizačního žíhání se oceli zahřívají na teplotu 880 až 920°C a ochlazují se na vzduchu [1].

2.4.2. Manganchromové austenitické oceli

Manganchromové austenitické oceli neobsahují nikl, který je drahý a proto jsou levnější než předcházející chromniklové austenitické oceli. Jejich složení má za následek, že mohou pracovat v prostředích s vyšším obsahem síry. Z důvodu menšího množství Ni může docházet k poruchám a proto se přidává malé množství dusíku, který zvyšuje stabilitu austenitu a ke zvýšení meze tečení pak tantal, niob, titan, vanad [1,2]. Teploty použití těchto ocelí jsou 700 až 800°C. Tepelné zpracování se provádí pomocí rozpouštěcího žíhání za teploty 1000 až 1050°C a ochlazením na vzduchu [1].

2.5. Austenitické vytvrditelné oceli

Tento druh ocelí je vhodný pro provozní teploty 650 až 750°C, kdy už nevyhovují austenitické chromniklové oceli. Chemické složení ocelí, které se vyrábí u nás je v příložené tabulce. Oceli se vyznačují vysokou mezí pevnosti při tečení, dobrou strukturní stabilitou a dobrými plastickými vlastnostmi. Nejlepší mechanické vlastnosti se získají po rozpouštěcím žíhání na teplotě 1150°C po dobu 1h, následným ochlazením na vzduchu a opět zahřátí na teplotu 750°C po dobu 20h. Po rychlém ochlazení, které následuje po žíhání, je matrice tvořena nasyceným tuhým roztokem gama s menším množstvím nerozpouštěných karbidů TiC. Přísady Ti, Al, B a Mo zvyšují mez pevnosti při tečení [1,2].

U žárovebných ocelí je důležité věnovat pozornost chemickému složení a to těm stopovým prvkům, které mají škodlivý účinek na vlastnosti těchto ocelí. Mezi tyto prvky patří cín, olovo, antimon, arzén, fosfor, síra, kyslík, dusík, vodík. Naopak prvky, které se přidávají patří chrom, molybden, vanad, wolfram, niob, titan, protože vytváří stabilní karbidy.

Jak již bylo zmíněno v úvodu, je požadována odolnost proti creepu. Při dostatečně dlouhodobém zatěžování za vysokých teplot nelze považovat deformaci za časově nezávislou, což vyplývá z křivky tečení, kde jednou osou je deformace a druhou čas. Deformace namáhaných součástí, pracujících za vysokých teplot a to ani za několik tisíc hodin, nesmí překročit určitou velikost. Z důvodu velkého počtu pracovních hodin se provádí dlouhodobé zkoušky, kterými se zjišťuje deformace za vysokých teplot při namáhání stálou silou. Tyto procesy jsou pouze modelovými příklady, protože ve skutečnosti za provozu dochází k namáhání proměnnou, pulzující, silou, proto se výpočty musí brát s jistou rezervou.

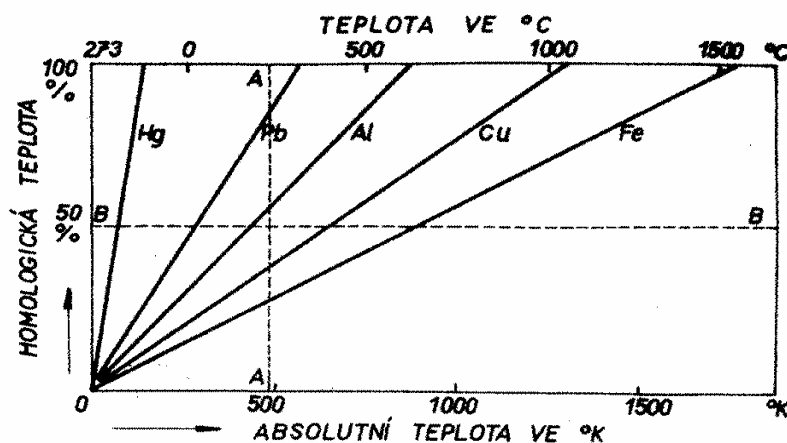
Příklady oceli [1]

Nelegované oceli														
Značka	chemické složení v hm%													
	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	P	S	Al min.	Mo	V	W		
11 364	0,2	max. 0,60	0,35	0,3	0,3	0,3	0,045	0,045						
11 366	0,15	min. 0,40	0,35	0,3	0,3	0,3	0,04	0,04						
11 368	0,15	min. 0,40	0,35	0,3	0,3	0,04	0,04	0,04	0,015					
11 375	0,2					0,05	0,05							
11 378	0,16						0,045	0,045	0,02					
11 416	0,2	min. 0,50	0,35	0,3	0,3	0,3	0,04	0,04						
Vysokolegované chromové oceli														
17 116	max. 0,15	0,30 - 0,60	0,25 - 1,00	8,0 - 10,0						0,90 - 1,10	0,045	0,045		
VN 91	0,08 - 0,12	0,30 - 0,60	0,20 - 0,50	0,38,0 - 9,50	max. 0,40					0,85 - 1,05	0,18 - 0,25	0,04	Nb 0,06 - 0,1	N 0,030 - 0,070
17 126	0,16 - 0,22	0,60 - 1,00	max. 0,60	11,0 - 12,5	0,50 - 1,00					0,80 - 1,20	0,20 - 0,30	0,04	0,015	
T 60	0,20 - 0,25	max. 0,80	max. 0,60	11,5 - 12,5	1,30 - 1,80					0,40 - 0,60	0,15 - 0,25	0,60 - 1,00	Ti 0,20 - 0,50	
Austenitické chromniklové oceli													Ti	
17 240	max. 0,07	max.2,00	1	17,0 - 20,0	9,0 - 11,5									
17 247	max. 0,08	max. 2,00	1	17,0 - 19,0	9,5 - 12,0								MIN.5%C	
17 248	max. 0,10	max. 2,00	1	17,0 - 19,0	9,5 - 12,0								MIN.5%C	
17 249	max. 0,03	max. 2,00	1	17,0 - 20,0	10,0 - 12,5									
17 331	0,07 - 0,15	0,40 - 1,00	0,20 - 0,80	12,0 - 15,0	11,0 - 14,0					0,7 - 1,5	0,3 - 0,8	1,0 - 2,0	max. 1,0	
17 335	max. 0,12	1,00 - 2,00	0,8	13,5 - 16,5	34,0 - 38,0							2,7 - 3,7	1,2 - 1,9	
Austenitické manganchromové oceli														
17 481	0,05 - 0,12	17,0 - 20,0	0,25 - 1,00	7,0 - 9,0	max. 0,30								0,20 - 0,80	
17 482	0,05 - 0,12	17,0 - 20,0	0,25 - 1,00	9,5 - 11,5							0,45 - 0,75			
17 483	0,05 - 0,12	17,0 - 20,0	0,25 - 1,00	7,0 - 9,0						0,50 - 0,70	0,45 - 0,75			
Austenitické vytvrditelné žárovevné oceli (naší produkce)														
AKRNS	0,8	1,0 - 2,0	0,5	14,0 - 16,0	35				0,8 - 1,4			3,0 - 3,5	1,4 - 1,8	B 0,008
AKRN	0,8			15	35				0,5			3	1,5	
ATV3R	0,8	17,0 - 20,0	0,8	0,6	11				2,0 - 3,0			20		

3. Tečení

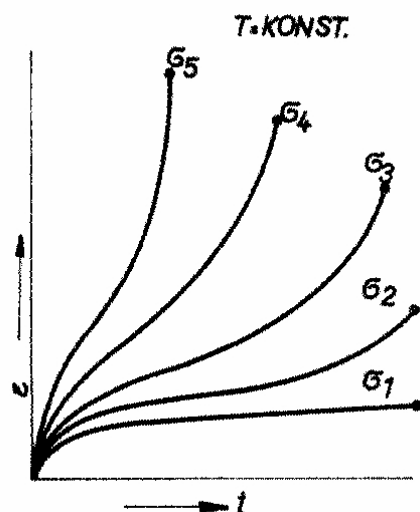
Tečení je výsledkem jevů, projevujících se během plastické deformace za zvýšené teploty, které je možné vysvětlit chováním dislokací za působení vnějších sil a difuze za příslušné teploty. Teplotu tečení můžeme, stejně jako rekrytalizační teplotu čistých kovů, porovnat podle tzv. homologické teploty, která vyjadřuje poměr absolutní teploty, při které probíhá tečení, k teplotě tavení.

Na diagramu (obr.3.) [3] je možné stanovit homologickou teplotu pro železo, měď, hliník, olovo, rtuť. Vodorovné osy diagramu jsou teplota v absolutních stupních, tedy Kelvinech, a horní osa ve stupních Celsia. Na svislé ose je relativní vzdálenost od absolutní nuly k teplotě tavení v procentech. Pro jednotlivé kovy jsou vyznačeny spojnice absolutní nuly s odpovídající tavící teplotou kovu. Vodorovné přímky protínají tyto spojnice v bodech, které udávají teploty, při níž je fyzikální stav všech kovů přibližně stejný. Podle přímky BB' je možné srovnávat například vlastnosti olova s vlastnostmi čistého železa za teploty přibližně 650°C. Svislá spojnice AA' protíná přímky jednotlivých kovů v bodech, které mají stejnou absolutní teplotu, ale homologickou značně rozdílnou. To naznačuje, že jejich stav je rozdílný a není možné jejich vlastnosti za těchto podmínek srovnávat [3,5].



Obr.3. Homologické teploty vybraných kovů

Z hlediska bezpečného dimenzování konstrukcí, které jsou vystaveny tečení jsou důležité hlavně podmínky vedoucí k určité deformaci za daný čas a podmínky, které způsobí lom součásti. Tyto údaje je možné získat z křivek tečení (obr.4.) [3], z nichž se určuje hlavně mez tečení, tj. napětí které za danou dobu a dané teploty vede k určité velikosti deformace, a mez pevnosti při tečení, tj. napětí, které za danou dobu a dané teploty vede k lomu zkoušené součásti.



Obr.4. Změna tvaru křivek tečení vlivem různého napětí

S rostoucí teplotou a napětím se zvětšuje celková deformace v okamžiku lomu a zkracuje se doba do lomu. Při nízkých teplotách a při nízkých hodnotách působícího napětí (křivka 1) se objevuje pouze přechodné tečení, které však rychle mizí a počáteční hodnota rychlosti tečení $d\varepsilon/dt$ se neustále zmenšuje. Průběh deformace je možné vyjádřit vztahem [3]:

$$\varepsilon = \alpha \times t \times \log v \quad (2-1)$$

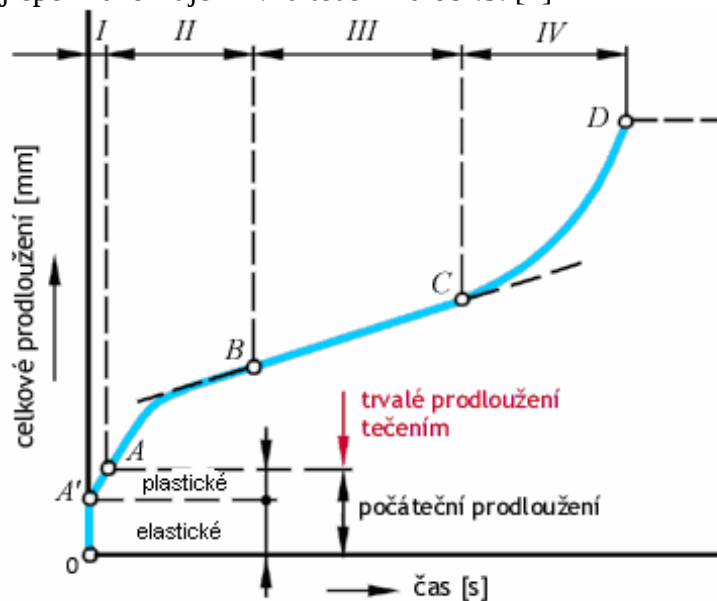
ε - deformace

α, v - konstanty

t - čas

3.1. Průběh tečení

Průběh creepu nejlépe znázorňuje křivka tečení na obr.5. [4]



Obr.5. Křivka tečení

Z hlediska změny průběhu deformace můžeme charakteristickou křivku tečení rozdělit na čtyři části. První část křivky *OA* odpovídá počátečnímu protažení zkušební tyče působením konstantní síly. Protažení nemá nic společného s tečením materiálu a skládá se ze složky elastické (pružné) a plastické (tvárné).

V druhé části křivky, úsek *AB*, se tyč prodlužuje stále se zmenšující rychlostí zatížení. Tuto část nazýváme přechodné, neboli β -tečení, jehož průběh lze vyjádřit vztahem [3,4]

$$\varepsilon = \beta \times t^{\frac{1}{3}} \quad (3-1)$$

β - konstanta
t- čas

β - tečení je vysvětlováno příčným kluzem, jehož intenzita se při vzrůstajícím napětím zvětšuje.

Pozn.: Rozeznáváme dva druhy tečení. Kromě β -tečení existuje ještě α , které je popisováno u tečení při nízkých teplotách, jinak nazýváno logaritmické [3].

Třetí část křivky tečení *BC* je nejdůležitější, neboť odpovídá rychlosti tečení, která je téměř konstantní. Proto v této části definujeme obvykle mez tečení. Konstantní rychlost tečení lze vyjádřit vztahem [3,4]:

$$\varepsilon = k \times t \quad (3-2)$$

k- konstanta
t- čas

V této oblasti dochází k plastické deformaci, při níž se součást zpevňuje a současně probíhá zotavování kovové hmoty. Rychlost zpevňování je v rovnováze s rychlostí regenerace krystalové mřížky. Tečení může pokračovat jen v případě, že zpevňování je současně snižováno zotavováním [4]. Na rychlosti a intenzitě zotavování záleží rovněž rychlost tečení, kde sklon přímky *BC* vyjadřuje lineární závislost ε -t. Aby se neprojevovalo zpevňování, které by snižovalo rychlost tečení, musí být dislokace schopny unikat šplháním. Šplhavý pohyb je hlavním pochodem regenerace v tomto stádiu. Kromě toho se uplatňuje za zvýšených teplot také tečení na hranicích zrn. Čím vyšší je teplota, při které zkouška probíhá, tím větší je podíl deformace tečením na hranicích zrn, protože za vysokých teplot kladou hranice zrn menší odpor proti deformaci než vnitřní oblasti zrn [3]. Je to způsobeno tím, že na hranicích zrn je vysoké množství poruch a za zvýšené teploty se snadněji aktivují. Z toho vyplývá, že díky vysoké teplotě spočívá změna vzorku stále víc ve vzájemném natačení částí nebo celých zrn a stále méně na pohybu dislokací ve kluzových rovinách. Bylo zjištěno, že rychlost tečení v tomto stádiu je vyšší u jemnozrnného kovu s větší plochou hranic zrn v daném objemu, než u hrubozrnných kovů, s menší plochou hranic. Teplotní oblast, ve které se bude uplatňovat ustálené tečení, závisí na energii vazby mezi atomy a bude tím výše, čím vyšší je teplota tání daného kovu [3,4,5].

Čtvrtá část křivky *CD* představuje zvětšující se rychlost prodlužování tyče. Je označována jako zrychlené tečení. Prodlužování se již nezastaví a v bodě *D* dojde k přetržení tyče. Počátek zvyšování rychlosti tečení udává okamžik, kdy v kovu začínají vznikat první mikroskopické poruchy, které se s postupující dobou zvětšují, což má za následek lom. Tečení, které probíhá přednostně na hranicích zrn, zapříčiňuje vznik trhlin mezi krystaly, které se postupně spojují a vzniká tak hlavní lomová plocha. Byly zjištěny dva mechanismy vzniku těchto poruch [3,5]. První vede ke vzniku mikrotrhlin ve styku tří hranic zrn. Díky pokluzu po hranicích krystalů dochází ke koncentraci napětí a vzniku mikrotrhliny, které se tvoří hlavně při vysokých rychlostech tečení. Druhý mechanismus se tvoří při pomalých rychlostech tečení, kdy se projevuje zotavování, na hranicích vznikají poruchy odlišného typu, na vhodně orientovaných hranicích se hromadí vakance, a dochází ke vzniku dutin. Lom vzorku je tedy iniciován hranicemi krystalů, charakter lomu je proto interkrystalický,

lomová plocha prochází po hranicích mezi krystaly. V důsledku hromadění deformace na hranicích krystalů se zmenšuje objem kovu, který se účastní deformace a při vysokých teplotách a nízkých napětích bývá celková deformace vzorku do lomu malá [3,2]. Je tedy zřejmé, že se tečení rozvíjí jako trvale pokračující tvárná deformace, která je spojena se zpevňováním kovové hmoty a s probíhajícím zotavováním. Odpor proti plastické deformaci, zpevňování a difúzní pohyb dislokací, které vedou k zotavení, jsou základním předpokladem odolnosti materiálu vůči tečení. Jelikož plastická deformace je hlavně závislá na pohybu dislokací, je nutno jejich pohyb omezit co nejvíce. Odolnost kovu proti tečení způsobují účinné překážky, jako jsou rozptýlené drobné částice stabilních precipitátů, například karbidy molybdenu, titanu, vanadu, chromu [2]. Tyto překážky se podílí různou měrou na zpomalování difúzního pohybu dislokací.

Příkladem slitiny, která je vysoce odolná proti tečení, je slitina na bázi niklu s přidavkem chromu, titanu, hliníku molybdenu, často označována jako „Nimonic“.

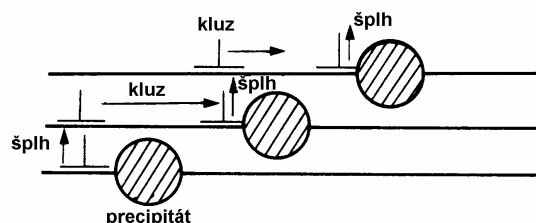
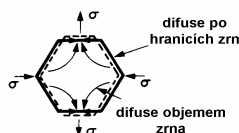
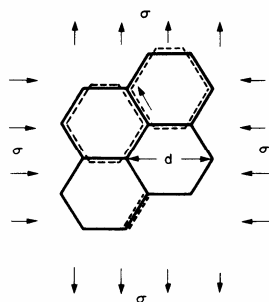
(Tato slitina se používá při svařování plynových turbín a její označení je Nimonic-75) [6].

3.2.Mechanismy creepu

Základem creepových procesů je difúze atomů. Plastická deformace při creepu je důsledkem součinnosti dvou mechanismů [15]: a) difúzní creep (obr.6.)

b) dislokační creep (obr.7.)

Difúzní creep vzniká při nízkých napětích, ale vyžaduje poměrně vysokou teplotu. Hranice mezi krystalovými zrny jsou neuspořádané oblasti, ze kterých mohou vakance difundovat do krystalové mřížky zrna. V zatíženém tělese v okolí hranic zrn, které jsou orientovány kolmo k tahovému napětí dochází k tahové deformaci a v okolí hranic rovnoběžných s napětím k deformaci tlakové. V místech tahové deformace vznikají vakance a v místech tlakové deformace intersticiální atomy. Difúzí se pak koncentrace bodových poruch vyrovnávají a tak se zrna ve směru tahového napětí prodlužují [15].



Obr.6. Mechanismus difúzního creepu

Obr.7. Mechanismus dislokačního creepu

Dislokační creep je způsobem difúzí atomů, které mohou způsobit uvolnění dislokací a usnadnit tak plastickou deformaci. Napětí pro pohyb dislokací musí překonat odpor krystalové mřížky a překonat překážky krystalové mřížky – atomy v tuhém roztoku, precipitáty. Síla, která působí na dislokaci ve skluzové rovině je v rovnováze s reakční silou od precipitátu. Pokud skluzová rovina neprochází středem precipitátu, potom se zde objevuje složka síly, která se snaží vytlačit dislokaci z její skluzové roviny. Dislokace se nemůže tímto směrem pohybovat přemisťováním atomů ve skluzové rovině, ale může k jejímu pohybu dojít v případě, že atomy, které tvoří hranu vložené poloroviny oddifundují. Tento proces se nazývá šplhání dislokací a protože je podmíněn difúzí dochází k němu za vyšších teplot [15].

4. Zkoušky za tepla

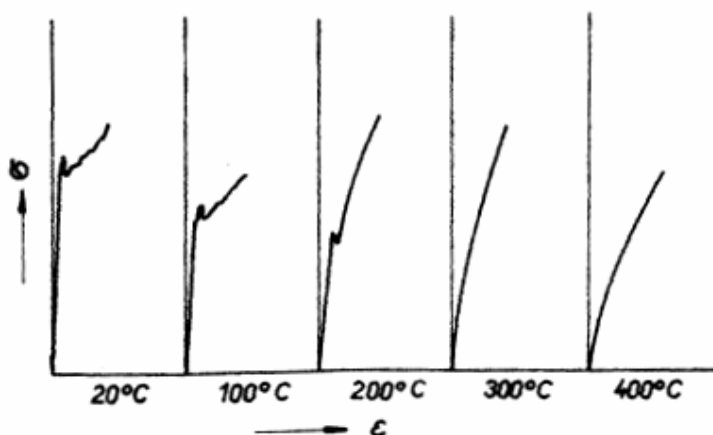
4.1. Krátkodobé zkoušky za tepla

Krátkodobá zkouška v tahu za vysoké teploty se realizuje podobným způsobem jako zkouška za normální teploty. Rozdíl je pouze v tom, že zkoušené těleso je zahříváno pomocí zařízení, které je součástí stroje. Pro zkoušení musí být těleso rovnoměrně zahřáté a rozdíl teploty podél zkoušeného tělesa nesmí přesáhnout hodnotu 3°C [3]. Je nutné také dodržet předem předepsané podmínky, zejména zatěžovací rychlost. Při zkoušce se určuje pracovní diagram a základní charakteristiky materiálu, jako je pevnost, mez kluzu, tažnost, kontrakce.

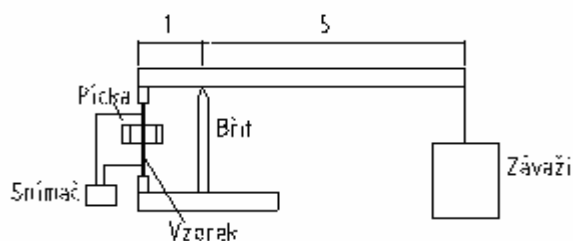
Teplota má velký vliv na pracovní diagram. Na obr. 8. [3] je znázorněna změna počáteční části pracovního diagramu měkké uhlíkové oceli v závislosti na teplotě vzorku. Jak je patrné, při vyšších teplotách se mez kluzu zmenšuje až zmizí.

U čistých kovů obecně klesá s rostoucí teplotou mez kluzu a pevnost, naopak stoupá tažnost a kontrakce. Uhlíkové oceli se vlivem precipitačních pochodů v oblasti teplot 200 až 300°C chovají poněkud odlišně [3,5]. U slitinových ocelí není pokles meze kluzu za vysoké teploty tak náhlý, jako u uhlíkových ocelí.

Krátkodobé zkoušky za vysokých teplot mají význam zejména pro hodnocení materiálů, které pracují za vysoké teploty, jako jsou ložiska, písty, těsnicí plochy armatur aj. .



Obr. 8. Diagram zkoušky tahem při různých teplotách



Obr.9. Schéma creepového stroje

4.2. Dlouhodobé zkoušky za tepla

Při dostatečně dlouhodobém zatěžování za zvýšených teplot nelze považovat deformaci napjatého kovu za časově nezávislou. Deformace namáhaných součástí, pracujících za vysokých teplot, nesmí ani v průběhu několika tisíc pracovních hodin překročit určitou velikost. Chování materiálů tedy nelze posuzovat podle krátkodobých zkoušek. Proto se používá dlouhodobých zkoušek, kterými se zjišťuje deformace za vysokých teplot při namáhání stálou silou. Průběh takové zkoušky je rozebrán v kapitole 3.1. .

5. Způsoby omezení creepu v kovových materiálech

Creep probíhá pomocí [7]:

1. skluzu dislokací
2. tvorbou subzrn nebo bloků
3. skluzu hranic zrn
4. difúzí vakancí nebo intersticiálních atomů

Podle obecnějších hledisek lze předpokládat, že se tečení uskutečňuje dvojím způsobem a to mechanickým skluzem nebo difúzí dislokací.

Oba mechanismy se mohou projevovat současně, i když první bude převládat za nižších teplot a při větším zatížení a druhý za vyšších teplot a menším zatížení [7]. Většinou je nositelem plastické deformace při tečení skluz dislokací. Z toho vyplývá, že rychlost tečení je kontrolována pohybem dislokací. Aby mohlo docházet k těmto skluzům, je zapotřebí, aby se dislokace pohybovaly vlivem vnějšího zatížení v kluzných rovinách a aby během plastické deformace docházelo k tvorbě dislokací nových pomocí Frankových- Readových zdrojů [3,5,7].

6. Zpevnění žárovevných ocelí

Přidáváním některých prvků do struktury dochází ke zpevňování ocelí a zároveň zamezení tečení materiálu, které je u žárovevných ocelí nepřipustné. Rozeznáváme několik druhů zpevnění [8]: - substituční

- intersticiální
- precipitační a disperzní
- dislokační
- zpevnění hranicemi zrn
- strukturní- martenzitické
- deformační

Každé z těchto zpevnění má významný vliv na výslednou strukturu oceli a pevnost.

6.1. Druhy zpevnění

6.1.1. Substituční zpevnění

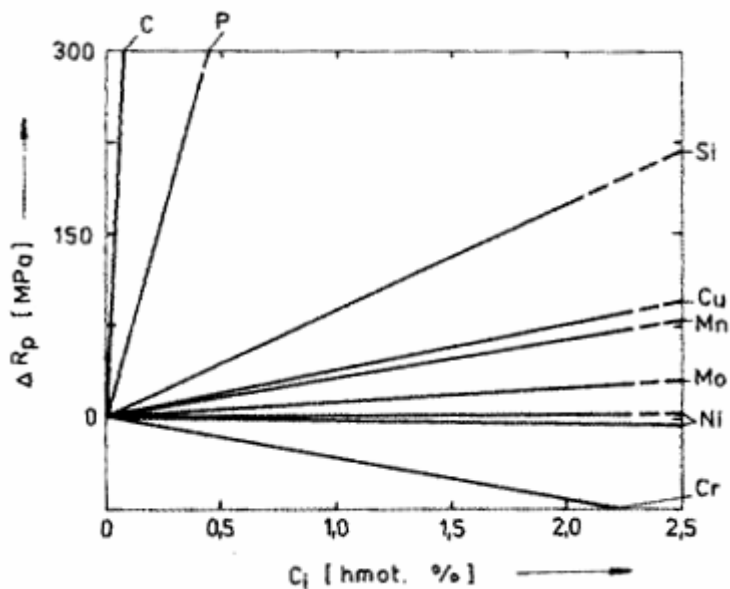
Toto zpevnění spočívá v tom, že jeden atom je nahrazen atomem jiného prvku. Přísada prvku, která vytváří se železem substituční tuhý roztok, způsobuje zpevnění tehdy, jestliže přidané prvky zvětšují mřížkovou konstantu a tuhého roztoku. Platí vztah [3,8]

$$\frac{\Delta r}{r} = \frac{1}{a} \times \frac{da}{dN} \quad (6-1)$$

Δr - změna poloměru atomu základního kovu

N - atomová koncentrace přidaných atomů

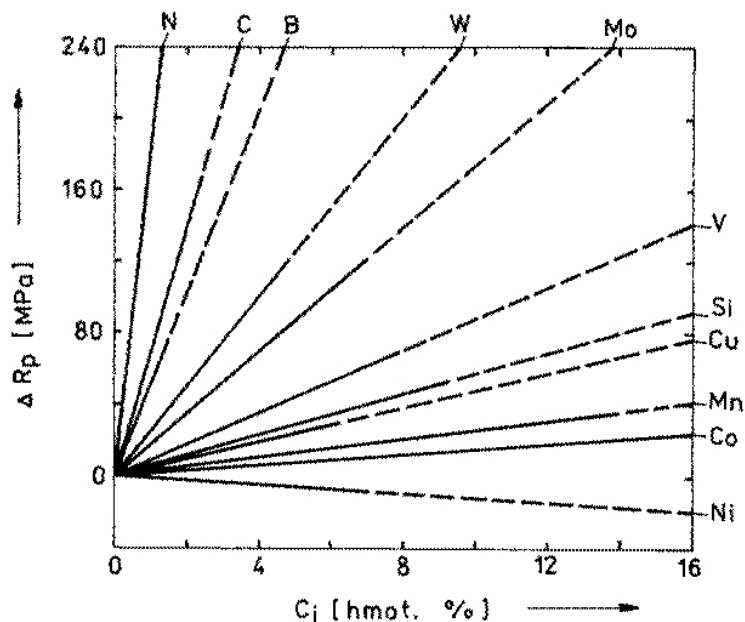
Z tohoto vztahu vycházejí modely vyjadřující příspěvek substitučního zpevnění k mezi kluzu. Vliv substitučních legujících prvků na zpevnění feritu je na obr.10. [8] .



Obr.10. Vliv substitučních legujících prvků na zpevnění feritu

Je patrné, že při téže koncentraci prvku zvyšuje nejvíce mez kluzu feritu křemík, pak měď, mangan a mírněji molybden. Nikl nemá téměř vliv na zpevnění feritu a z diagramu plyne, že chrom má dokonce opačný vliv, tedy mez kluzu zmenšuje.

Vliv substitučních prvků na zpevnění austenitu je znázorněn na obr.11. [8] .



Obr.11. Vliv substitučních prvků na zpevnění austenitu

Z diagramu vyplývá, že při shodné koncentraci je austenit nejvíce zpevňován wolframem a molybdenem, dále pak vanadem a křemíkem. Malý vliv na zpevnění projevuje měď, mangan, kobalt a opačný vliv má nikl.

Významný vliv na zpevnění feritu má také fosfor, který se rovněž započítává mezi substituční prvky. U tohoto prvku si však musíme uvědomit, že ve srovnání s velikostí atomu železa je mnohem menší a má také velkou schopnost difundovat. Tyto vlastnosti mají za následek, že se fosfor může v ocelích během jejich dlouhé expozice, například v turbíně, přednostně koncentrovat na hranicích zrn v místech, které uvolňují uhlík a molybden tím, že zde tvoří termodynamicky stabilnější karbidy [8]. Díky tomu dochází ke zkřehnutí, které může vést k havarii součásti.

6.1.2. Intersticiální zpevnění

Podstata tohoto zpevnění je stejná jako u zpevnění substitučního, a je proto možné při jeho popisu vycházet z téhož vztahu (6-1) citovaného v části 6.1.1.

Intersticiální prvky se vyznačují mnohem vyšší difuzivitou než prvky substituční a díky tomu se jejich rozložení rychle přizpůsobí rozložení prvků substitučních. Je to díky tomu, že intersticiální prvky nevyžadují příliš velkou práci na překonání meziatomové vazebné energie. Přísadou intersticiálního prvku k základnímu tuhému roztoku většinou dochází k roztažení mřížky. Intersticiální tuhé roztoky se tvoří tehdy, jestliže se atomy s malými poloměry umístí v meziuzlových, tzn. intersticiálních, polohách feritu s kubickou prostorově středěnou mřížkou nebo austenitu s kubickou plošně středěnou mřížkou. Jelikož volný objem v těchto polohách je malý, je počet prvků, které mohou s železem tvořit intersticiální tuhé roztoky, omezen. Mezi prvky které tyto roztoky tvoří, patří vodík, bór, uhlík, dusík, kyslík

[2,8]. Jako kritérium pro tvorbu intersticiálního tuhého roztoku slouží Häggův poměr [5,8], který je dán podílem atomových poloměrů přísady a základního kovu. Jeho hraniční hodnota je 0,59. Pokud je hodnota vyšší, tak tvorba intersticiálních tuhých roztoků je málo pravděpodobná. Z výše uvedených prvků vyhovují Häggově poměru pouze H,N,O. Intersticiální tuhé roztoky mohou tvořit i bór a uhlík. Přísada intersticiálních prvků v železe se projeví ve všech případech zvětšením mřížky a zpevněním, které lze popsat vztahem [8]

$$\Delta R_{p(in)}^{(i)} = k_i \times c_i \quad (6-2)$$

k_i - konstanta úměrnosti- zpevnění

c_i - konstanta intersticiálního prvku

Vliv uhlíku a dusíku je znázorněn na obr.10. Hodnota konstanty k_i je vysoká, ale z důvodu velmi malé rozpustnosti obou prvků ve feritu se výsledné intersticiální zpevnění neprojeví příliš výrazně. Rozpustnost uhlíku ve feritu je za pokojové teploty asi 10^{-7} hm % a tím jeho vliv na zpevnění je téměř zanedbatelný. Poněkud větší vliv má dusík, jehož rozpustnost ve feritu za teploty asi 200°C je $3-8 \times 10^{-3}$ hm % a který zvýší mez kluzu feritu [8].

Ve větší míře se uplatňuje vliv intersticiálního zpevnění u austenitické struktury, která je navíc uhlíkem a dusíkem silně stabilizována. Vliv uhlíku, dusíku, bóru na zpevnění austenitu je znázorněna na obr.11. Austenit je při téže koncentraci nejvíce zpevňován dusíkem, pak uhlíkem a nejméně bórem [2,8]. Stejné množství uhlíku nebo dusíku zpevní austenit méně než ferit, ale následkem řádově větší rozpustnosti obou prvků v austenitu než ve feritu může dosáhnout intersticiální zpevnění austenitu vysokých hodnot.

Úlohu vodíku jako intersticiálního prvku a jeho vliv na vlastnosti tuhých roztoků není možné hodnotit podle obvyklých kritérií, především pro jeho vysokou difuzivitu a nízkou rozpustnost ve feritu. V ocelích, které jsou vystaveny vysokým teplotám, vede jeho vyšší koncentrace k vodíkové křehkosti, která je u těchto konstrukčních ocelí nepřijatelná. Vliv bóru na zpevnění těchto ocelí se projevuje nepřímo, a to díky zvýšené prokalitelnosti. Oceli zušlechťené bórem mají ve struktuře jemnější karbidy, a tím i vyšší pevnost než oceli bez této přísady. Poslední intersticiálním prvkem v oceli je kyslík, který je však ve struktuře nepřijatelný, protože posouvá tranzitní křivky k vyšším teplotám [8].

6.1.3. Precipitační a disperzní zpevnění

Materiál je možné zpevňovat jak koherentními, tak nekoherentními částicemi.

Pro zpevnění koherentními precipitáty bylo předloženo více modelů. Zpevnění těmito prvky je funkcí objemového podílu precipitující fáze f , poloměru precipitující částice r_0 , parametru charakterizujícího rozdíl v rozměrech mřížky základního tuhého roztoku a precipitující částice δ . Skluzové napětí roste nejvíce s rozdíly v parametrech mřížky základního tuhého roztoku a částice, což plyne ze vztahu [3,8]:

$$\Delta \tau_{(k)} \approx k \times \delta^{\frac{3}{2}} \times f^{\frac{1}{2}} \times \left(\frac{r_0}{b} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (6-3)$$

k - konstanta, která zahrnuje modul pružnosti ve smyku

b - Burgersův vektor

f - precipitující fáze

r_0 - poloměr precipitující částice

Vztah je platný pro $r_0 < r_{kr}$, kde r_{kr} je kritická velikost koherentní částice.

Také pro zpevnění nekoherentními částicemi existuje několik modelů, které vycházejí z poznatku, že zpevnění je přímo úměrné střední vzdálenosti L nekoherentních částic. Skluzové napětí potřebné na překonání nekoherentní překážky je vyjádřeno vztahem [8]:

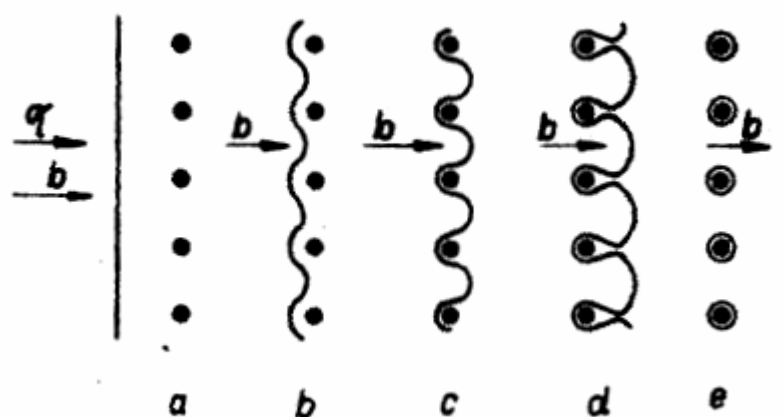
$$\Delta\tau_{(nk)} = \frac{G \times b}{A \times (L - D)} \ln\left(\frac{D}{2 \times b}\right) \quad (6-4)$$

D - střední průměr částice

G - modul pružnosti ve smyku

A - konstanta zahrnující typ dislokační struktury

Pohyb dislokací přes překážky tohoto druhu je znázorněn na obr. 12. [3]



Obr.12. Pohyb dislokací přes překážky

Dislokační čára, která na precipitát narazí se zvlní a je-li smykové napětí malé, pak se zastaví. Jestliže se napětí zvýší a dosáhne patřičné hodnoty, pohyb dislokační čáry pokračuje dále, dislokace obejde precipitát a za ním se uzavře. Kolem něj pak zůstanou zachovány malé dislokační smyčky. Pro překonání těchto překážek je nutné, aby se dislokační čára působícím smykovým napětím vyhnula na poloměr, který je roven polovině vzdálenosti mezi sousedními vměstky. S pohybem dislokace souvisí také možnost vzniku dislokací nových. Děje se to prostřednictvím Frank-Readova zdroje [3]. Dislokační smyčka neroste neomezeně, ale jen do té doby, než narazí na překážku, o kterou se zastaví. Vznikne-li ve zdroji druhá dislokační smyčka, postupuje jen tak dlouho, až dojde k rovnováze mezi smykovým napětím v rovině kluzu a odpudivou silou, která vzniká mezi ní a první nehybnou smyčkou. Při dalším působení zdroje se druhá smyčka zastaví v určité vzdálenosti od předcházející. Dochází tak k nahromadění dislokací, které se v průběhu tohoto pochodu neustále přibližují. Přítomnost nahromaděných smyček v blízkosti zdroje působí proti napětí, které umožňovalo vyhnutí dislokační čáry na poloměr odpovídající polovinu délky mezi precipitáty a činnost Frank-Readova zdroje se zastaví. K obnovení zdroje může dojít, jestliže se zvýší smykové napětí [3]. Tím dojde k porušení rovnováhy mezi tímto napětím a odpudivými silami, působícími mezi nahromaděnými smyčkami. Smyčky se k sobě přibližují a zdroj produkuje smyčky nové do doby, kdy nahromadění opět zasáhne do oblasti zdroje. Smykové napětí může způsobit, že nahromaděné dislokace překonají odpor překážky. To bude tím snadnější, čím napětí a počet nahromaděných dislokací bude vyšší [3].

V ocelích se disperzní a precipitační zpevnění může výrazně měnit během tepelného zpracování a během provozu za vysokých teplot a při cyklických změnách teploty.

Pozn.: Precipitační zpevnění způsobují karbidy $M_{23}C_6$ a karbonitridy MX. Během tečení tyto fáze hrubnou a tuhý roztok se ochuzuje o molybden, protože se vylučují fáze M_6C a Lavesovy fáze Fe_2M .

6.1.4. Zpevnění dislokační a zpevnění hranicemi zrn

Tato zpevnění spolu navzájem souvisí a jsou vázána převážně na rozložení čárových poruch, tj. dislokací, ve struktuře oceli.

Teorie dislokačního zpevnění vedou vždy ke stejné závislosti mezi skluzovým napětím a hustotou dislokací, což je celková délka dislokačních čar v jednotce objemu a stanovujeme ji počtem průsečíků dislokačních čar s pozorovanou plochou řezu krystalem. Hustota dislokací v oceli může dosahovat rozmezí od 10^4 až 10^{13} m^{-2} [3]. Přitom změna skluzového napětí, která je způsobena právě hustotou dislokací, je přímo úměrná druhé odmocnině z této veličiny podle vztahu [3,8]:

$$\Delta\tau = \alpha \times g \times b \times \rho^{\frac{1}{2}} \quad (6-5)$$

g - modul pružnosti ve smyku

b - Burgersův vektor

α - míra vazby dislokační sítě na precipitáty, hranice zrn, subzrn, fází aj.

ρ - hustota

Hustota dislokací souvisí s velikostí plastické deformace. Bylo zjištěno několik základních mechanismů vzniku dislokací v průběhu plastické deformace.

K významným patří např. Frankův-Readův zdroj, který byl zmíněn v předchozím odstavci 6.1.3. V tomto modelu je zdrojem dislokací dislokační segment, který je zakotven na obou koncích překážek ve skluzové rovině. V nezatíženém stavu je dislokační čára mezi kotvícími body přímková. Za působení napětí dochází k zakřívování dislokační čáry, protože v uzlových bodech nedochází k pohybu. Napětí potřebné k počátečnímu prohnutí je velmi malá a nazývá se Peierls-Nabarrovo napětí [3,8]. K dalšímu zakřívování dislokační čáry je třeba stále větší skluzové napětí, které dosáhne maxima, když poloměr křivosti dislokačního segmentu bude roven poloviční vzdálenosti mezi kotvícími body, tedy [3]

$$\tau_{s \max} = \frac{2 \times G \times b}{L} \quad (6-6)$$

G - volná entalpie

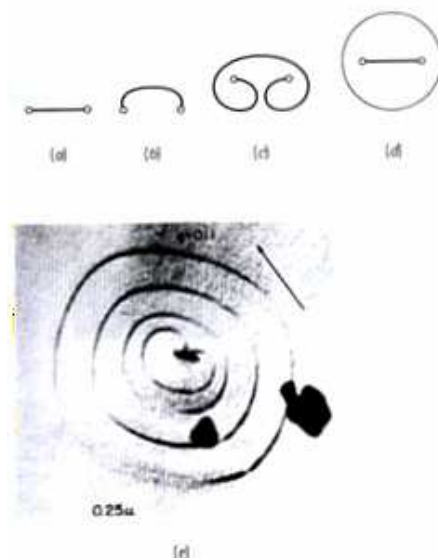
b - Burgersův vektor

Způsob překonávání překážek, jako jsou precipitáty, závisí na charakteru rozhraní částice s maticí a na skluzovém napětí. Podle rozhraní rozlišujeme zpevnění na [3]

- nedeformovatelnými částicemi

- deformovatelnými částicemi a shluky atomů

Frankův-Readův mechanismus lze zavést i pro dislokace zakotvené v jednom bodě. Zachycená dislokace se zakřívuje, až vznikne spirála, která se postupně prodlužuje a vytváří další závity kolem záchytného bodu. Tímto způsobem nedochází ke vzniku dalších dislokací, ale závity procházejí několikrát stejným místem a umožňují v dané skluzové rovině další deformaci.



Obr. 13. Schéma činnosti Frankova-Readova zdroje dislokací a jeho skutečná fotografie (elektronový mikroskop) [4]

Hranice zrn jsou jako plošné poruchy složeny buď z dislokací (malouhlové hranice), nebo z tenké téměř amorfnej vrstvičky (velkouhlové hranice) a jsou značnou překážkou pro pohyb dislokací. Deformace polykrystalů s velkým zrnem je obvykle dána hlavně deformací uvnitř zrn na rozdíl od deformace polykrystalů s malými zrny, které se téměř nedeformují a „kloužou“ po sobě (tzv. *pokluz po hranicích zrn*) [4].

Velikost a tvar zrn se během deformování mění, přičemž se tvar jednoho zrna přizpůsobuje tvaru zrn sousedních (nevznikají mezi nimi kavity – prázdná místa). V tom případě hraje velký význam mechanismus difúze atomů, silně ovlivňovaná teplotou deformovaného materiálu.

6.1.5. Strukturní a deformační zpevnění

Významnou překážkou v pohybu dislokací jsou dislokace v jiných skluzových rovinách. Proto během plastické deformace pozorujeme kladnou hodnotu směrnice křivky $\sigma = f(\epsilon)$, tzv. *koeficient zpevnění* [4]. Deformační zpevnění je v praxi užíváno již odedávna. Například kování ostří kosy dosáhneme nejen jeho ztenčení (což bychom mohli provést snadněji broušením), ale zejména zpevnění ostří (které bude ale křehčí). Přitom zbytek kosy nebude křehký. Tento druh se používá u součástí, které pracují při nízkých teplotách. Pro žárovevné materiály však nemá obecné uplatnění.

Strukturní zpevnění se děje pomocí ochlazování velkou rychlostí, kdy dosáhneme bainitické či martenzitické přeměny.

Tyto poslední dva způsoby zpevnění nejsou vhodné pro žárovevné oceli, neboť tyto pracují za vysokých teplot a docházelo by k rekrystalizaci a změně struktury.

7. Minoritní fáze

7.1. Karbidické fáze v ocelích

Vznik karbidů v ocelích je spjat s množstvím elektronů v atomové hladině d [7]. Při vzniku karbidů se valenční elektrony u karbidotvorných prvků a železa uvolňují a tím vznikne mezi těmito atomy kovová vazba, která je charakterizována valenčními elektrony, které se nacházejí mezi kladnými částicemi. Valenční elektrony vytváří tzv. elektronový plyn. Karbidotvornost kovového prvku stoupá se zvyšujícím se deficitem elektronů na hladině d . Pořadí prvků podle množství elektronů v této hladině je od nejmenšího po největší: Ti, Zr, Hf, Nb, V, Ta, W, Mo, Cr, Mn, Fe, tedy všechny prvky, které se v periodické soustavě nacházejí vlevo od železa [7].

Karbidické fáze jsou obecně křehké a svou stavbou, velikostí a způsobem rozložení v základním tuhém roztoku mají velký vliv na mechanické vlastnosti ocelí za pokojové teploty. Mají ale také vliv na chování ocelí při změně podmínek. Některé karbidy jsou stabilní za austenitických teplot, ale za vyšších teplot se rozpouští.

Krystalická struktura karbidů slitinových prvků je různá a závisí na umístění karbidotvorných prvků v periodické soustavě. Podle druhu krystalických mřížek se binární karbidy rozdělují do následujících tří skupin [7]:

1. s mřížkou kubickou: nejstabilnější karbidy
 - a) karbidy typu $MC(M_4C_3)$, TiC , ZrC , $VC(V_4C_3)$, $NbC(Nb_4C_3)$, TaC
 - b) karbidy typu $M_{23}C_6$, $Cr_{23}C_6$, $Mn_{23}C_6$
2. s mřížkou hexagonální a trigonální
 - a) hexagonální karbidy s nejtěsnějším uspořádáním- MoC , Mo_2C , WC , W_2C , Ta_2C
 - b) trigonální karbidy- M_7C_3 , Cr_7C_3 , Mn_7C_3
3. s mřížkou ortorombickou- M_3C , Fe_3C , Mn_3C

Je-li v oceli zastoupeno více karbidotvorných prvků, tvoří se komplexní karbidy a v rovnovážných podmínkách může souběžně existovat i několik typů karbidů. V nejstabilnějších karbidech se železo nerozpouští a prvky, které tvoří tyto karbidy se téměř nerozpouští v cementitu. V kubických karbidech $M_{23}C_6$ se omezeně rozpouští atomy železa a také další karbidotvorné prvky V, W, Mo [7].

Železo tvoří s atomy Mo a W ternární karbidy typu M_6C mezi něž patří Fe_3W_3C , Fe_2W_4C , Fe_3Mo_3C , Fe_2Mo_4C a u těchto karbidů se atomy W a Mo mohou také vzájemně nahrazovat [7]. Mají kubickou mřížku.

Karbid M_3C za rovnovážného stavu s feritem rozpouští 18 až 20% chromu. Tatu velkou rozpustnost způsobuje malý rozdíl v poloměru atomů železa a chromu. Rozpustnost vanadu je přibližně 0,1%, wolframu 1,5% a molybdenu 1%.

Karbid M_7C_3 , jehož existenci ovlivňuje přítomnost chromu, může rozpouštět za rovnovážných podmínek s feritem 30 až 50% železa, rozpustnost molybdenu je přibližně 2%. Rozpustnost wolframu se dá těžko zjistit, protože lehce ve slitinách Fe-Cr-C tvoří karbidy $M_{23}C_6$

Karbid M_6C existuje ve slitinách Fe-Mo-C a Fe-W-C jako rovnovážná fáze. V určitých ternárních soustavách se za ideálních podmínek může v tomto karbidu rozpouštět 60 až 75,4% molybdenu, rozpustnost chromu je asi 8% v soustavě Fe-Cr-W-C [7]. Chrom nahrazuje železo, ale také wolfram a někdy molybden.

Karbid M_4C_3 je v soustavách V-C. Rozpustnost železa se pohybuje kolem 11,5%, rozpustnost chromu je 6%, ale velká je rozpustnost molybdenu až 50%.

Karbid MX se vylučuje při popouštění na teplotách vyšších než 700°C. Existuje plynulý přechod od čistě karbidického složení k téměř čistému nitridu, který je závislý na chemickém složení dané oceli, především na obsahu dusíku, vanadu a niobu. Teplota rozpouštění karbidu TiX a NbX je 1150°C, karbidu VX 1100°C. Jejich precipitace probíhá za těchto teplot: pro TiX je teplota v rozmezí od 650°C do 950°C, pro NbX 400°C až 900°C a pro VX 550°C až 750°C.

Typ karbidu	Mřížka	Vyskytuje se jako	Nejčastější prvky	Použitelné pro žárupevnost; stabilní do [°C]	Nebezpečí hrubnutí	Tepelné zpracování
M_3C	ortorombická	karbid	Fe, Mn, Cr	ne	ano	izotermické žíhání
M_7C_3	hexagonální	karbid	V, Mn, Cr	ano; 650°C	ano	
$M_{23}C_6$	kubická	karbid	Cr, W, Mn	ne	ano	
M_6C	kubická	karbid	Mo, W, Fe	ne	ano	
M_2C	hexagonální, trigonální	nitrid	Mo, W, Ta	ano; 750°C	ne	rozpouštěcí nebo stabilizační žíhání
MC	kubická	karbonitrid, nitrid	Ti, Ta, Mo, Nb	ano; 1150°C	ne	rozpouštěcí žíhání

7.2. Intermetalické fáze v ocelích

7.2.1 Fáze σ

Tato fáze se vyskytuje v binárním systému Fe-Cr a Fe-V. σ -fáze je intermetalická a vyznačuje se vysokou tvrdostí a křehkostí jako všechny tyto fáze. Nebezpečí zkřehnutí se následkem vylučování fáze σ vyskytuje u vysokolegovaných chromových a chromniklových nerezavějících a žárovevých ocelí. Přísada niklu do systému Fe-Cr posouvá horní mez stability σ - fáze na teplotu 920°C i když koncentrace niklu je maximálně 8% [1].

7.2.2 Lavesovy fáze

Tyto fáze jsou také intermetalické a vznikají mezi prvky s většími rozdíly v atomových poloměrech. Existují ve dvou typech krystalické mřížky a to v kubické mřížce s 24 atomy v každé elementární buňce, například ve fázi $MgCu_2$, nebo v hexagonální mřížce $MgZn_2$. Podmínkou vzniku Lavesových fází je, že poměr mezi atomovými poloměry prvního a druhého prvku musí být v rozmezí 1,09 až 1,34 [1].

Lavesovy fáze se vyskytují ve vysokolegovaných chromových ocelích s vyššími obsahy W a Mo a v systémech Fe-Cr-W-Mo-C.

8. Tepelné zpracování

Pro získání vhodných karbidů a jejich následnému rovnoměrnému rozložení ve struktuře je třeba volit vhodné tepelné zpracování.

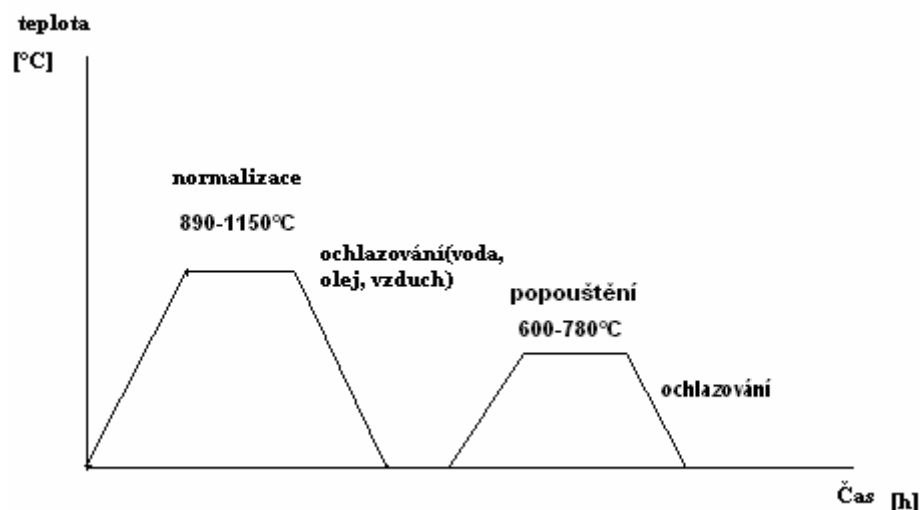
Uhlíkové žárovevné oceli se tepelně zpracovávají pomocí normalizačního žíhání na teplotu 890-930°C a pak ochlazují ve vodě. Dále následuje popouštění na 600-680°C. Výsledná struktura je feriticko-perlitická [1].

Nízkolegované žárovevné oceli se zpravidla zpracovávají normalizací na 900-1000°C, ochlazují na vzduchu nebo v oleji. Po zakalení se oceli popouští na teplotě 650-730°C. Tato teplota je mezní, která určuje jejich teplotní stálost při provozu. Struktura je bainitická s vysokým podílem feritu.

Modifikované 9-12% chromové oceli se kalí na 950-1050°C, ochlazují na vzduchu nebo v oleji. Pak se popouští v pásmu teplot 680-740°C nebo 700-780°C a výsledná struktura je martenzitická [1].

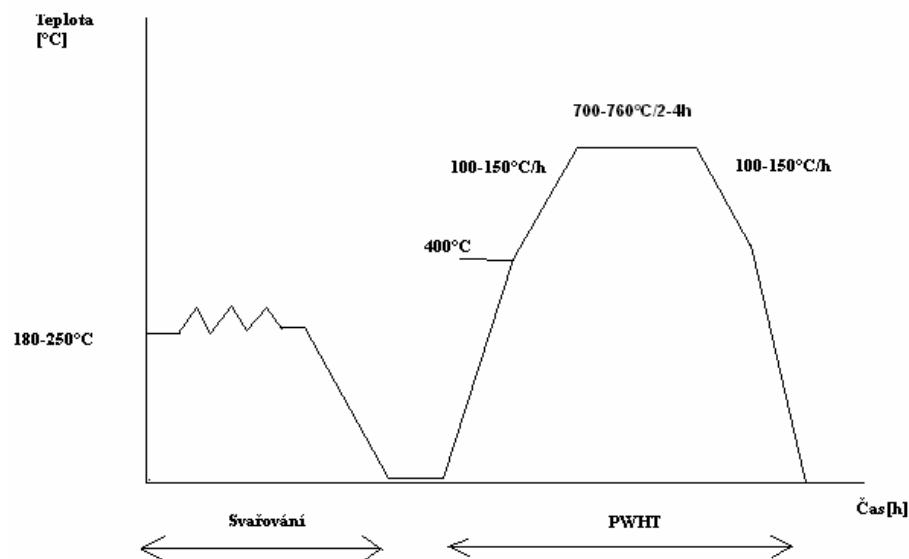
Austenitické žárovevné se tepelně zpracovávají rozpouštěcím nebo stabilizačním žíháním. Oceli se žíhají na 1000-1050°C, ochlazují na vzduchu případně ve vodě. Struktura je austeniticko-karbidická.

Nejlepší mechanické vlastnosti u vytvrditelných žárovevných ocelí se docilují po rozpouštěcím žíhání na teplotě 1150°C po dobu 1 hodiny, ochlazením na vzduchu a vytvrzením za teploty 750°C po dobu 20 hodin [1].



Obr. 14. Schéma tepelného zpracování žárovevných ocelí

U svařovaných martenzitických ocelí s nízkolegovanými ocelmi se teplotní režim stanovuje s ohledem na základní a přídavný materiál. Dnes používaný teplotní režim je pod teplotou martenzitického startu, z důvodu menšího podílu martenzitu ve struktuře. Pro splnění požadavků na dostatečnou houževnatost svarových spojů žárovevných ocelí se musí oceli hned po svaření žíhat (PWHT- Post Weld Heat Treatment). Teplota žíhání se pohybuje v rozmezí 700-760°C po dobu 2-4 hodin, ojediněle 10 hodin [13].



Obr. 15. Teplotní režim průběhu svařování a tepelného zpracování svarového spoje

Tepelně ovlivněná oblast svarového spoje vzniká důsledkem použití technologie svařování. Mikrostruktura a vlastnosti ovlivněné vrstvy jsou podstatně odlišné od vlastního základního materiálu. V oblastech svarů vznikají tři pásma. Jsou to: hrubozrnná oblast, jemnozrnná oblast a pásmo částečné překrystalizace. V teplotně ovlivněné vrstvě je nižší odolnost materiálu vůči lomu a také se snižuje žáropevnost [13].

9. Degradální mechanismy

Strukturní stabilita vyjadřuje schopnost materiálu odolávat vlivům pracovního prostředí, tj. vlivu teploty, tlaku, korozního prostředí, ozáření aj. . Změny struktury materiálu, spojené se změnami mechanických vlastností, významně souvisí s provozní spolehlivostí součástí. U žárovevých ocelí se jedná o porušení v podmínkách creepu, únavového porušení s případným účinkem koroze a s interakcí všech uvedených procesů [8].

Během dlouhodobé vysokoteplotní expozice probíhají v materiálu mikrostrukturní změny, které vedou ke snížení precipitačního zpevnění a substitučního zpevnění, čímž dochází k degradaci žárovevých vlastností. Mechanismy degradace mikrostruktury lze rozdělit na tyto procesy [9]: a) hrubnutí částic sekundárních fází

b) rozpouštění jemných karbidů ($M_2 X$, MX) za současné precipitace nových fází

c) zotavení mikrostruktury v oblasti hranic původních austenitických zrn

d) zotavení dislokací

Snížení precipitačního zpevnění je výsledkem hrubnutí částic rozpouštěním malých precipitátů. Řídicími mechanismy těchto změn jsou termodynamické poměry a difúze přísadových prvků tuhým roztokem. Hrubnutím precipitátů se zvyšuje jejich střední průměr, klesá jejich počet v jednotce objemu při zachování podílu vytvrzujících fází. Zároveň se zvyšuje střední vzájemná vzdálenost částic, čímž se snižuje žárovevnost [10]. Rozměrovou stabilitu sekundárních fází popisuje Ostwaldova teorie pomocí konstanty hrubnutí K_d [10]

$$d_t^3 - d_0^3 = K_d \cdot t \quad (8-1)$$

d_t , d_0 - střední průměry částic v čase t , resp. $t=0$

K_d - teplotně závislá konstanta hrubnutí fáze dána

Arrheninovým vztahem [10]

$$K_d = K_0 \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (8-2)$$

K_0 - konstanta

Q - aktivační energie hrubnutí, která je srovnatelná s aktivační energií difúze

Rozpouštěním precipitačních částic MX způsobuje ve všech feritických ocelí dostatečnou precipitaci termodynamicky stabilnějších, avšak rychle hrubnoucích fází $M_6 C$ nebo $M_6 X$, bohatých na molybden. U modifikovaných 9-12% Cr ocelí s přísadou niobu se fáze MX rozpouští v důsledku precipitace tenkých destiček stabilnější Z-fáze, což je rychle hrubnoucí nitridická fáze s obecným vzorcem $Cr(V,Nb)N$ [11]. Vznik jedné částice Z-fáze způsobí rozpouštění 1000 částic MX [12]. Precipitace Z-fáze představuje výrazný mechanismus degradace těchto ocelí. Snížení zpevnění tuhého roztoku způsobuje precipitace fází bohatých na Mo nebo W, což vede ke snížení obsahu těchto prvků v tuhém roztoku. Kromě fáze $M_6 X$, která byla pozorována ve všech chromových ocelí, se na snížení substitučního zpevnění modifikovaných 9-12% Cr ocelí dále podílí precipitace Lavesovy fáze $Fe_2 Mo$, respektive $Fe_2 W$ [10]. Bylo prokázáno, že plastická deformace během teplotní expozice výrazně zvyšuje rychlost hrubnutí částic [13]. Největší rychlost hrubnutí má fáze $M_7 C_3$.

9.1. Degradace heterogenních svarů žárovevných ocelí

Lopatky vodních turbín se s hlavní hřídelí spojují pomocí heterogenních svarů, které však při dlouhodobé teplotní expozici mohou začít degradovat.

Precipitační a disperzní zpevnění, ale také zpevnění dislokační a hranicemi zrn mají za následek výrazné strukturní změny. U feritických, respektive nízkolegovaných ocelí, se po izotermickém žíhání, které není ovlivněno pravidelným rozložením uhlíku, vytváří feriticko-karbidická struktura s karbidy M_3C [8]. Průběh tepelného zpracování je znázorněn na obr. 13 (PWHT). Pevnost je zaručena díky disperznímu a precipitačnímu zpevnění. U austenitických, respektive vysokolegovaných ocelí, tvoří hlavní složku zpevnění dislokační, kde největší hustota dislokací se nachází na hranicích buněk a dvojčat. Během provozu při vysokých teplotách, kdy jsou tyto oceli spojeny, může dojít k precipitačnímu a disperznímu odpevnění uhlíkových ocelí a k precipitačnímu zpevnění vysokolegovaných ocelí [8]. Po delší době se na straně feritické matrice objevují karbidy M_3C a M_7C a vysokolegovaná ocel je zpevněna intersticiálně uhlíkem a koherentními až nekoherentními karbidy $M_{23}C_6$. U těchto dvou ocelí se projevuje rekrytalizace feritu v oduhličené vrstvě. Nová feritická zrna rostou ve směru hlavně kolmém na rozhraní ferit- austenit, to znamená proti směru probíhající difúze. Nukleace a růst nových feritických zrn nastupuje v blízkém okolí rozhraní a počátek je vázán na precipitační a disperzní odpevnění oduhličené vrstvy. To znamená na úplné rozpuštění karbidických a nitridačních částic vrstvy. Příměsové atomy a precipitáty představují překážky rekrytalizačním pochodům, tj. překážky pohybu subzrn a hranice zrn s velkými úhly.

Hlavní příčiny degradace struktury lze charakterizovat [8]:

1. nepravidelným rozložením uhlíku a tvorbou oduhličených a nauhličených zón spoje.
2. změnami mechanických, ale i fyzikálních, korozivních a jiných vlastností spoje, tj. s odpevněním oduhličených zón a se zpevněním nauhličených zón důsledkem nerovnoměrného rozložení uhlíku při jeho užití při vysokých teplotách.
3. postupnou lokalizací plastické deformace od opevněných zón při cyklických změnách teploty zatížení, popřípadě i plastickém zatížení, s vyčerpáním plasticity a s následkem tvorby trhlin.

10. Závěr- shrnutí a nástin současného stavu a směru vývoje

Současným hlavním cílem výzkumných projektů je především vývoj ocelí pro aplikace při teplotách 620-650°C. Na vývoji se podílí nejrozličnější organizace v různých zemích. Nejvýznamnější vývoj probíhá v Japonsku, USA, Dánsku. Vývoj se hlavně soustřeďuje na materiály používané v energetickém průmyslu, jako jsou parovodní potrubní systémy používané v tepelných elektrárnách, výrobu turbín, vývoj kotlových ocelí, oplášťování jaderných reaktorů.

Z hlediska odolnosti proti creepu se do ocelí přidávají různé prvky, kde velký význam zaujímá bor a dusík [9]. Oba prvky zvyšují pevnost a dobu odolnosti proti creepovému porušení. Nesmíme však opomenout, že nadměrné množství dusíku naopak snižuje creepovou pevnost, z důvodu precipitace hrubých nitridových částic BN. Jedná se tedy o velice malé zvyšování podílu prvků v ocelích, myšleno pouze setiny či tisíce procent. Dalším prvkem je uhlík. Jeho snížení potlačuje tvorbu nestabilních karbidických částic $M_{23}C_6$. V průběhu tepelného zpracování precipitují jak na hranicích původních austenitických zrn, tak na hranicích a uvnitř martenzitických látek především jemné částice nitridické fáze MN. Tyto částice jsou z hlediska zpomalení procesu zotavení dislokační substruktury efektivnější než karbidy typu $M_{23}C_6$ [9, 14].

Řada omezení, které vyplývají z klasického postupu precipitačního zpevňování žárovevných ocelí žháním přesyceného tuhého roztoku, dala impuls pro vývoj nekonvenčních postupů zpevnění kovové matrice. Jedním z nich je využití technologie práškové metalurgie pro zavedení disperzních částic do kovové matrice. Tento proces je v dnešní době ekonomicky velice náročný.

Žárovevné oceli jsou důležité materiály a hrají čím dál větší úlohu nejen v energetickém průmyslu, ale také v kosmickém a ve vývoji plazmových reaktorů, jejichž využití bude v nejbližších letech hrát významnou roli.

11. Literatura

- [1] FREMUNT, P., PODRÁBSKÝ, T., Konstrukční oceli, ISBN 80-85867-95-8, CERM, Brno 1996
- [2] PLUHAŘ, J., PUŠKÁR, A., KOUTSKÝ, J., MACEK, K., BENEŠ, V., Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálů, typové číslo L14-C3-IV-31f/47894
- [3] DORAZIL, E., Nauka o materiálu-1.část, číslo publikace 411-33276, 05-048-73, SNTL Praha, únor 1973
- [4] Fyzikální základy vědy o materiálu, přednášky Přírodovědecké fakulty Masarykovy univerzity v Brně
- [5] PTÁČEK, L., Nauka o materiálu1., ISBN 80-7204-193-2
- [6] <http://www.wirpo.cz/cs/c/aktuality/a-tig-svarovani-niklove-slitiny-nimonic-75.htm>
- [7] KOUTSKÝ, J., Slitinové oceli pro energetické strojírenství, typové číslo L14-BB-V-31/41754
- [8] PILOUS, V., STRÁNSKÝ, K., Strukturní stálost návarů a svarových spojů v energetickém strojírenství, ISBN 80-200-0007-0, ACADEMIA Praha
- [9] ABE, F. High Performance Creep Resistance Steel for 21th Century Power Plants in Proc. Of. Conf. Super-High Strength Steel, Italy
- [10] FOLDYNA, V., Směry vývoje progresivních feritických žárovevných ocelí, Nové materiály, technologie a zařízení pro svařování, ISBN 80-248-0632-0, 2004
- [11] VODÁREK, V., Morphology and Orientation Relationship of Z-phase in austenite, Skripta Metalurgova et Materiále, s 549-552
- [12] HALD, J., Creep resistant 9-12% Cr steels, Long term creep, in Proc. Of. Conf. Super-High Strength Steel, Italy, November 2005
- [13] VODÁREK, V., Fyzikální metalurgie modifikovaných (9-12%)Cr ocelí, VŠB-Technická univerzita Ostrava, ISBN 80-248-0329-1, Ostrava 2003
- [14] ZLÁMAL, B., Disertační práce, Strukturní stabilita heterogenních svarových spojů žárovevných ocelí (str.12), Brno, březen 2007
- [15] VLACH, B., Elektronické podklady, Brno 2007

12. Seznam použitých symbolů

Symbol	Název
ϵ	deformace
t	čas
β	konstanta
k	konstanta
Δr	změna poloměru atomu základního kovu
N	atomová koncentrace přidaných atomů
k_i	konstanta úměrnosti- zpevnění
k	konstanta, která zahrnuje modul pružnosti ve smyku
K_d	teplotně závislá konstanta hrubnutí fáze
K_0	konstanta
c_i	konstanta intersticiálního prvku
b	Burgersův vektor
f	precipitující fáze
r_0	poloměr precipitující částice
D	střední průměr částice
g	modul pružnosti ve smyku
A	konstanta zahrnující typ dislokační struktury
G	volná entalpie
Q	aktivační energie hrubnutí, která je srovnatelná s aktivační energií difúze
d_t, d_0	střední průměry částic v čase t , resp. $t=0$
ρ	hustota