VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ

BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY

FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSTVÍ

FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING

ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE

INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

STÁRNUTÍ A MOŽNOSTI JEHO ODSTRANĚNÍ

AGING AND POSSIBILITIES OF ITS REMOVAL

BAKALÁŘSKÁ PRÁCE BACHELOR'S THESIS

AUTOR PRÁCE AUTHOR **Robert Kolena**

VEDOUCÍ PRÁCE SUPERVISOR

Ing. Kamil Podaný, Ph.D.

BRNO 2018



Zadání bakalářské práce

Ústav:	Ústav strojírenské technologie
Student:	Robert Kolena
Studijní program:	Strojírenství
Studijní obor:	Základy strojního inženýrství
Vedoucí práce:	Ing. Kamil Podaný, Ph.D.
Akademický rok:	2017/18

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma bakalářské práce:

Stárnutí a možnosti jeho odstranění

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Jedná se o zpracování aktuální literární studie problematiky deformačního stárnutí materiálů a možností jeho odstranění.

Cíle bakalářské práce:

- provést průzkum v oblasti stárnutí materiálu
- popsat příčiny vzniku
- popsat možnosti odstranění
- zhodnotit význam a uvést příklady uplatnění v praxi

Seznam doporučené literatury:

FOREJT, Milan. Teorie tváření a nástroje. 1. vyd. Nakladatelství VUT v Brně. Brno: Rekrorát Vysokého učení technického v Brně, 1991. 187 s. ISBN 80-214-0294-6.

SAMEK, Radko, Eva ŠMEHLÍKOVÁ a Zdeněk LIDMILA. Speciální technologie tváření. Vyd. 1. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2010-2011, 2 sv. (134, 155 s.). ISBN 978-80-214- 4406-52.

HOSFORD, William F. a Robert M. CADDEL. Metal Forming: Mechanics and Metalurgy. 3th ed. New York: Cambridge University Press, 2007. 365 s. ISBN 978-0-521-88121-0.

MARCINIAK, Zdislaw, John L. DUNCAN a Jack S. HU. Mechanics of Sheet Metal Forming. 2.ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2002. 211 s. ISBN 07-506-5300-00.

TSCHATSCH, Heinz. Metal forming practise: processes - machines - tools. New York: Springer-Verlag, 2006. ISBN 35-403-3216-2. Termín odevzdání bakalářské práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2017/18

V Brně, dne

L. S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc. ředitel ústavu doc. Ing. Jaroslav Katolický, Ph.D. děkan fakulty

ABSTRAKT

KOLENA Robert: Stárnutí a možnosti jeho odstranění.

Práce předkládá aktuální studii problematiky stárnutí. Popsány jsou příčiny vzniku, způsobené intersticiálními atomy dusíku a uhlíku, a následné dopady na vlastnosti materiálu. Dále jsou naznačeny možnosti eliminace tohoto procesu, a to buď tepelným zpracováním pomocí zotavení a rekrystalizačního žíhání, navázáním dusíku na prvky s vyšší afinitou, nebo převálcováním s jednoprocentní plastickou deformací. Tyto varianty jsou následně doplněny o zhodnocení a konkrétní příklady uplatnění v praxi.

Klíčová slova: Stárnutí, tváření, zotavení a rekrystalizace, vyvázání dusíku, převálcování

ABSTRACT

KOLENA Robert: Aging and possibilities of its removal.

Thesis elaborates on current study of aging issues and describes its development caused by interstitial nitrogen and carbon atoms. It also points out how properties of materials are influenced. There are several removal options. The first one is heat treatment consisting of recovery and recrystallization annealing, the second one is binding of nitrogen atoms to chemical elements with higher affinity and third one is rolling with realization of small plastic deformation. Overall assessment and practical examples are also added.

Keywords: aging, forming, recovery and recrystallization, nitrogen binding, rolling

BIBLIOGRAFICKÁ CITACE

KOLENA, Robert. *Stárnutí a možnosti jeho odstranění*. Brno, 2018. 31s, CD. Bakalářská práce. Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství. Ústav strojírenské technologie, Odbor technologie tváření kovů a plastů. Vedoucí práce Ing. Kamil Podaný, Ph.D.

ČESTNÉ PROHLÁŠENÍ

Tímto prohlašuji, že předkládanou bakalářskou práci jsem vypracoval samostatně, s využitím uvedené literatury a podkladů, na základě konzultací a pod vedením vedoucího bakalářské práce.

V Brně dne 24.5.2018

Podpis

PODĚKOVÁNÍ

Tímto děkuji panu Ing. Kamilovi Podanému, Ph.D. za cenné připomínky a rady týkající se zpracování bakalářské práce. Dále bych chtěl poděkovat své rodině za podporu během celého studia.

OBSAH

Zadání
Abstrakt
Bibliografická citace
Čestné prohlášení
Poděkování

Obsah

	Str.
ÚVOD	
1 STÁRNUTÍ	
1.1 Deformační	
1.2 Přirozené	
1.3 Umělé	
2 ODSTRANĚNÍ STÁRNUTÍ	21
2.1 Tepelné zpracování	21
2.2 Vyvázání dusíku	25
2.3 Převálcování	
3 ZÁVĚRY	

Seznam použitých zdrojů Seznam obrázků Seznam tabulek

ÚVOD [1, 2, 3, 4, 5]

Požadovaný tvar strojních součástí lze zhotovit různými technologiemi. Jednou z nich, která se pro tento účel využívá, je tváření. Ta umožňuje, za působení vnějšího zatížení, uvést materiál do stavu, kdy se plasticky deformuje, mění svůj tvar i vlastnosti a je přetvořen bez porušení soudržnosti.

Tvářecí procesy lze rozdělit na plošné a objemové. Plošné jsou charakteristické změnou tvaru bez výrazné změny průřezu výchozího polotovaru. Příkladem je ohýbání, rovnání, tažení nebo stříhání. Při objemových dochází ke změně tvaru v celém materiálu a dochází k významné změně průřezu. Do této skupiny se řadí např. kování, protlačování nebo válcování.

Pokud tvářecí proces probíhá výrazně pod rekrystalizační teplotou, kdy je teplota $T \leq 0.3 \cdot T_{taveni}$, jedná se o tváření za studena. Dochází k deformaci struktury materiálu, což vede ke změnám mechanických vlastností, zpevňování a tvorbě deformační textury. Může se také projevit změna fyzikálních vlastností, např. elektrických nebo magnetických.

Proces změn mechanických a plastických vlastností materiálu, související s postupem času a teplotou, se nazývá stárnutí. Objevuje se také u materiálu tvářeného plošně za studena, např. ohýbaného nebo taženého. Příklad tažených součástí je zobrazen na obr. 1.



Obr. 1 Součásti zhotovené tažením [5]

1 STÁRNUTÍ [1, 2, 3, 6, 7, 8, 9, 10, 11, 12, 13, 14, 15, 16, 17, 18, 19, 20, 21]

Stárnutí je proces změn vlastností materiálu, při kterém dochází ke zvyšování meze kluzu, meze pevnosti a tvrdosti. K nárůstu meze pevnosti dochází pomaleji než k nárůstu meze kluzu. To způsobuje postupné přibližování obou mezí, což má za následek zhoršování plastických vlastností materiálu, tedy pokles tažnosti a kontrakce. Změny jsou

znázorněny na obr. 2. Nastává také snižování vrubové houževnatosti a usnadňuje se přechod z tvárného lomu na křehký.

Základní vlastností materiálu je plasticita. Jedná se o schopnost plasticky se deformovat bez porušení soudržnosti. Tyto tvarové změny jsou doprovázeny změnami struktury, čímž se plasticita odlišuje od deformační viskozity. Pokud je těleso takto schopno měnit svůj tvar a rozměry, lze ho označit za plastické.



Obr. 2 Změny vlastností při stárnutí [1]

Plasticitu definuje velikost přetvoření do porušení tělesa v daných termomechanických podmínkách, tj. teploty, napjatosti, rychlosti plastické deformace a přetvoření φ . Protože se v důsledku stárnutí plasticita zhoršuje, nastává proto pokles technologické tvařitelnosti materiálu – schopnosti plasticky se deformovat v konkrétním tvářecím procesu. Ta je také ovlivněna chemickým složením a strukturou materiálu, teplotou, rychlostí a velikostí předchozí deformace, geometrií tvářecího nástroje, třením, deformačním odporem a stavem deformace a napjatosti. S rostoucí deformací tvařitelnost klesá a materiál se zpevňuje.

Atomy kovů a různých druhů jejich slitin jsou uspořádány do krystalové mřížky, která je geometricky pravidelná. Existuje několik druhů odlišného rozmístění, což ovlivňuje vlastnosti a chování, např. magnetické, elektrické, nebo mechanické. Velká část technických kovů krystalizuje do soustavy:

- krychlové prostorově středěné BCC (obr. 3a)
- krychlové plošně středěné FCC (obr. 3b)
- šesterečné těsně uspořádané HCP (obr. 3c)



Obr. 3 Typy uspořádání krystalické mřížky [18]

U kovů ve strojírenství je toto rozdělení relativně rovnoměrné. U některých se při různé teplotě liší i v závislosti na jejich aktuální modifikaci (α , β , γ , δ). Konkrétní příklady těch nejčastěji využívaných jsou uvedeny v tabulce 1.

• • •		•			_				
kov	Fe (a)	Fe (y)	Al	Cu	W	Pb	Zn	Ti (α)	Ti (β)
typ mřížky	BCC	FCC	FCC	FCC	BCC	FCC	HCP	HCP	FCC

Tab. 1 Typ krystalické mřížky některých kovů [6]

Kovy a slitiny jsou polykrystalické (stejně jako většina pevných látek) a tvoří je shluk zrn s různě natočenou mřížkou. Tím se odlišují od monokrystalů, kde jsou buňky

orientovány stejně a skladba je geometricky pravidelná. Tvoří je jen jeden krystal, nemají žádné vady a ve skutečnosti neexistují. Schématické znázornění rozdílu jejich struktur je na obr. 4.

Reálné materiály nemají dokonalou krystalickou mřížku a obsahují velké množství různých typů chyb a poruch, které významně ovlivňují mechanické vlastnosti. Na základě velikosti a tvaru krystalografické neuspořádanosti se rozdělují na:



Obr. 4 Porovnání monokrystalu a polykrystalu [19]

a) Bodové poruchy

Tento druh defektů je bezrozměrný a způsobuje deformaci mřížky. Jedná se buď o vadu chemickou, nebo strukturní.

V případě přítomnosti cizího atomu v meziuzlovém prostoru (obr. 5) se jedná o intersticii. K jejímu vzniku dochází snadněji v krystalech, které mají větší meziatomovou vzdálenost a způsobuje roztažení mřížky. Do volné plochy uchycena vzájemným je působením s okolními částicemi. V jednom místě jich v některých případech může být dokonce více zároveň, např. uhlík nebo dusík



Obr. 6 Substituční atom [20]



Obr. 5 Intersticiální atom [20]

ve struktuře wolframu. Energetická interakce mezi blízkými intersticiemi může také způsobit přitáhnutí dalšího atomu téhož prvku do jejich blízkosti.

Dalším druhem chemické vady je nahrazení původního uzlového bodu cizím atomem, viz obr. 6, a nazývá se substituce. Často bývá prováděna záměrně za účelem změn vlastností materiálu, příkladem je cílené vložení částic fosforu a boru do krystalů germania nebo křemíku. Tím je pozitivně ovlivněna elektrická vodivost. Za strukturní bodovou poruchu se považuje neobsazený uzlový bod krystalické mřížky a nazývá se vakance, viz obr. 7. Součástí je i její blízké okolí, které je tím deformováno. Mezi hlavní zdroje patří ohřev na vyšší teploty, trvalá deformace nebo ozáření kovu částicemi s vysokou energií (neutrony, elektrony). Pokud dojde k velkému shluku vakancí, může to způsobit mikroskopickou trhlinu v materiálu. Její růst a šíření bude při následném namáhání pokračovat.



b) Čárové poruchy

Jedná se o druh jednorozměrných vad, které jsou často označovány pojmem dislokace. Projevují se vysunutím atomů z obvyklých poloh, mohou se pohybovat, vznikat i zanikat. Jejich pohyb, především realizace kluzem, má zásadní význam pro tvářecí procesy, protože je základním mechanismem plastické deformace kovových materiálů.

Dislokace se dají charakterizovat pomocí několika základních veličin, a to konkrétně:

- Rovinou kluzu, která představuje rozhraní mezi posunutou a neposunutou části krystalu.
- Dislokační čárou tvořící čelo šířícího se kluzu. Její okamžitá poloha se znázorňuje symbolem ⊥, popřípadě spojením dvou bodů přímkou či křivkou. Při průchodu krystalem může dojít až k vnějšímu povrchu, nebo nastane její zablokování nárazem na překážku. Takovouto bariérou může být i jiná dislokace.
- Burgersovým vektorem 'b', který popisuje posunutí poruchy, konkrétně jeho směr i velikost. S dislokační čárou svírá úhel v rozmezí 0° a 90°, a tím určuje druh a charakter dislokace. Platí také, že rozdíl mezi posunutím před a za dislokační čárou je konstantní ('b' = konst.).
- Burgersovou smyčkou tvořenou z translačních vektorů, kterou uzavírá vektor b. Tím je určena jeho velikost a směr.

Pokud dochází k posunutí části krystalu po celé jeho délce současně, jedná se o hranovou dislokaci. Vektor ʹb΄ ie na dislokační čáru kolmý a kluz probíhá totožným směrem jako dislokační pohyb čáry. Charakteristické veličiny jsou zakresleny na obr. 8. Smykové napětí je znázorněno symbolem τ. K jejímu vzniku může docházet způsoby. několika různými Jedním z nich je přeměna shluku vakancí. která nastává v případech několika chybějících





sousedních uzlových bodů mřížky (obr. 9a). Další příčinou je růst a spojování subzrn, které mají malou úhlovou orientaci (obr. 9b).



Obr. 9 Vznik hranové dislokace [1]

Zjednodušené schéma šíření defektu strukturou materiálu z levé strany na pravou je zobrazeno na obr. 10.



Obr. 10 Pohyb hranové dislokace [2]

U šroubové dislokace nastává posun částí krystalu postupně, a to formou střihové deformace. Výsledný výstupek na hranici krystalu je ale stejný a její ukotvení taktéž. Dislokační čára je rovnoběžná s Burgersovým vektorem a její pohyb je kolmý ke směru kluzu, viz obr. 11. K tvorbě této poruchy dochází např. během procesu krystalizace kovů. V průběhu tohoto děje dochází na ploše krystalu ke vzniku růstové spirály, která je energeticky nejvýhodnější. Její vytvoření podstatou je šroubových defektů. Spirála je





znázorněna včetně pohledu shora na obr. 12. Šíření šroubové dislokace z pravé strany na levou je znázorněno na obr. 13.

Samotné hranové a šroubové poruchy se osamoceně nevyskytují úplně běžně, často dochází k vytvoření jejich kombinace – smíšené dislokace, která disponuje charakteristikami obou těchto chyb. Dislokační čára v tomto případě tedy tvoří křivku a s vektorem 'b' svírá úhel v rozmezí hodnot 0° a 90°.



Obr. 12 Růstová spirála [1]



Obr. 13 Pohyb šroubové dislokace [2]

c) Plošné poruchy

Tento typ vad je dvojrozměrný. Řadí se sem vrstevná chyba, která vzniká vložením, nebo naopak vynecháním, atomových rovin v jejich pravidelném sledu. V oblasti této poruchy atomy nezaujímají přesně rovnovážnou polohu, a proto dochází ke vzniku vnitřního pnutí.

Další je nahromadění částic příměsí na hranici krystalů, kdy ještě nenastalo porušení soudržnosti mřížky základního kovu s mřížkami příměsí.

d) Prostorové poruchy

Do této skupiny trojrozměrných vad patří např. bubliny, póry nebo vměstky. Z důvodu jejích přítomnosti dochází často k iniciaci makroskopických poruch.

Stárnutí materiálu je vyvoláno interakcí intersticií s dislokacemi. Konkrétně se jedná o atomy dusíku (a uhlíku při teplotě vyšší než 120 °C), které se pokouší difuzí zaujmout energeticky příznivější polohu a přesunují se do okolí dislokací, kde se postupně hromadí. Poté dochází ke vzniku Cottrellových atmosfér, což je koncept vysvětlující uchvcení dislokací intersticiemi, které mírně deformují tvar mřížky a dochází kolem nich ke vzniku pole zbytkového napětí. Pojem atmosféra zde popisuje drobné mraky intersticiálních nečistot obklopujících dislokaci. V momentě, kdy atom difunduje do jádra dislokace, tak ji uchytí. Následně dojde ke vzniku výrazné meze kluzu (obr. 14), která



se s rostoucí rychlostí zatěžování významně zvyšuje. Horní výrazná mez kluzu R_{eH} je napětí potřebné k uvolnění a kluzu uchycených dislokací obklopených Cottrellovými atmosférami. Po jejich uvolnění se mohou začít volně pohybovat, což vede ke snížení na hodnotu napětí dolní výrazné meze kluzu R_{eL} , která zůstává určitou dobu konstantní. Tento jev je označován jako Lüdersova deformace. Její velikost klesá s rostoucím obsahem uhlíku v oceli, s poklesem hodnoty dolní meze kluzu a s rostoucí velikostí jednotlivých zrn, viz tabulka 2.

obsah uhlíku [hm. %]	velikost zrna [µm]	dolní mez kluzu R _{eL} [MPa]	Lüdersova deformace [%]
0,025	14,5	274	13,7
	17,3	259	9,6
	24,8	240	8,6
	40,0	210	6,6
	62,5	179	4,4
0,05	4,5	399	9,0
	7,2	327	7,0
	21,0	203	3,5
0,13	1,6	577	8,0
	2,8	461	5,0
	30,0	191	1,0
0,16	1,1	723	6,0
	1,5	570	3,7
	3,6	443	3,0
	9,8	321	1,8
	46,2	262	0,8

Tab. 2 Změny velikosti Lüdersovy deformace nízkolegované oceli [15]

Lüdersova deformace je doprovázena vznikem postupně se rozšiřujících pásů s plastickou deformací, tzv. Lüdersových pásů (obr. 15). Při hodnotě napětí R_{eL} se skluzové pásy postupně šíří přes materiál. Heterogenita při vzniku plastické deformace je nechtěná, a to např. při lisování plechů, protože skluzové pásy na povrchu výlisků jsou viditelné a negativně ovlivňují design. Na vznik atmosfér a výrazné meze kluzu navazuje segregace atomů uhlíku a dusíku, nukleace precipitátů nitridů a karbidů, a jejich růst.



Obr. 15 Lüdersovy pásy na vzorku z nízkouhlíkové oceli [21] - 15 -

Pro posuzování tuhnutí a chladnutí ocelí je zásadní metastabilní soustava Fe-Fe₃C (u litin a surových želez se používá soustava stabilní). Železo a uhlík společně utváří intersticiální tuhé roztoky s omezenou rozpustností (uhlíkové složky), kdy se v případě jejího překročení začne vylučovat uhlík jako samostatná fáze Fe₃C (cementit). Protože je průběh stárnutí závislý na přítomnosti a množství cizích atomů, kdy se důsledky projevují zejména u nízkouhlíkových ocelí (obsah uhlíku C < 0,2 %), je třeba se v soustavě Fe-Fe₃C zaměřit na krystalizaci a ochlazování podeutektoidních ocelí (C < 0,77 %). Ty po ukončení děje a dosažení teploty okolí vytvářejí feriticko-perlitické struktury. Dle obsahu uhlíku lze oceli a proces jejich krystalizace rozdělit na:

- a) C < 0,02 % znázorněno na obr. 16 červenou křivkou chladnutí 'a'. Nejprve nastává postupná přeměna taveniny na δ-ferit pod křivkou solidu AH. Následuje tvorba austenitu (pod HN) a jeho změna na α-ferit (pod GS). Po překročení křivky rozpustnosti uhlíku ve feritu (PQ) se jeho přebytek začne vylučovat jako terciální cementit (Fe₃C_{III}). Oceli s tímto obsahem C neprocházejí eutektoidní přeměnou (PS). Zmíněné body a jejich spojnice jsou taktéž vyznačeny na obr. 16.
- b) C v rozmezí 0,02 až 0,1 % označeno modrou křivkou chladnutí 'b' na obr. 16. Mezi křivkami likvidu (AB) a solidu (AH) probíhá krystalizace nukleací a růstem krystalů δ-feritu. Ty existují pod AH až do okamžiku, kdy se začnou postupně přeměňovat na austenit pod HN. Pod GS nastává tvorba α-feritu. Při přechodu přes eutektoidní teplotu (PS) 723 °C vzniká struktura složená z feritu a perlitu.
- c) C v rozmezí 0,10 až 0,51 % zelená křivka chladnutí 'c' na obr. 16. Mezi likvidem AB a solidem AHJE ocel krystalizuje obdobně jako v případě b), poté při teplotě 1495 °C nastává peritektická přeměna HJB, kdy vznikají krystaly austenitu. Od překročení GS je přeměna stejná jako v b).
- d) C v rozmezí 0,51 až 0,77 % fialová křivka chladnutí 'd' (obr. 16). Po přechodu křivky likvidu (ABX) probíhá krystalizace oceli nukleací a růstem krystalů austenitu, δ-ferit se během děje vůbec netvoří (oproti předchozím případům). Pod solidem (JE) probíhá pouze ochlazování vzniklého austenitu až po GS. Následný přechod na teplotu okolí je totožný s případem b), resp. c).





Na stárnutí se podílejí pouze ty atomy, kterou jsou volně rozpuštěny ve feritu, chemicky vázané nitridy a karbidy nemají na proces žádný vliv. Ve struktuře nadeutektoidních ocelí (C > 0,77%) je podíl feritu mnohem menší, částic účastnících se stárnutí je tudíž také výrazně méně, a proto tyto materiály nejsou ke změnám vlastností tolik náchylné. U dalších typů ocelí (austenitické, martenzitické apod.) je vzhledem ke struktuře sklon ke stárnutí obdobný.

Procesy stárnutí lze rozdělit na několik různých druhů. Dle jejich charakteru, příčin a podmínek vzniku se obecně dělí na tyto typy:

- deformační
- ➢ přirozené
- ➤ umělé

1.1 Deformační [1, 2, 8, 16, 22]

Dochází k němu po plošném tváření za studena. Tento typ zpracování materiálu doprovází také charakteristický jev zpevňování, který zásadně ovlivňuje mechanické

vlastnosti a uskutečňuje se od meze kluzu po mez pevnosti, viz obr. 17. Oblast je označena červeně v pracovním diagramu výraznou S mezí kluzu vzniklou deformačním stárnutím. Průvodním jevem fyzikálního zpevnění je zvyšující se hustota dislokací, dochází také ke vzniku deformační textury. Nastává nárůst obou charakteristických mezí (navyšuje se odpor vůči dalšímu tváření), které se zároveň přibližují, a poklesu tažnosti. Charakter těchto změn je stejný jako v případě stárnutí, viz obr. 2. Mohou také nastat změny fyzikálních vlastností, zvýšení hustoty materiálu, snížení permeability, částečně elektrického zvýšení odporu nebo snížení odolnosti proti korozi. Změny se



Obr. 17 Oblast zpevnění v pracovním diagramu deformačně stárnuté oceli [1]

v důsledku kombinace stárnutí a zpevnění zvýrazňují a materiál křehne. Silně přesycený ferit se rozpadá podstatně rychleji než u stárnutí po zakalení (při vytvrzování), změny vlastností jsou výraznější a mají stabilnější ráz. Deformační stárnutí se také může uskutečňovat v průběhu tváření při teplotách odpovídajících aplikované rychlosti deformace. Při malých rychlostech (tahová zkouška) v teplotní oblasti 150 až 200 °C a při rychlostech odpovídajících zkoušce rázem v ohybu je to interval teplot 500 až 550 °C. To se označuje jako dynamické deformační stárnutí (křehkost za modrého žáru). Projevy stárnutí se mohou objevit i u ocelí v téměř rovnovážném stavu, ve kterých ferit není výrazně přesycen intersticiálními prvky. Důvodem je obsazení volných dislokací vzniklých při tváření intersticiemi. Závažnější roli má dusík z důvodu větší rozpustnosti v železe alfa.

V případě dvouvrstvých (dvousložkových) ocelí je deformační stárnutí vyvoláno pouze blokací pohybu dislokací, k přesunům a precipitaci karbidů nedochází. Přesto je jeho průběh a změna vlastností velmi podobná jako u feritických ocelí.

1.2 Přirozené [1, 2, 17]

K tomuto procesu dochází postupem času. Probíhá při normální teplotě okolí, za kterou je považována jako standartní hodnota pokojová, tj. 20 °C. Podmínky se reálně mohou lišit v důsledku ročního období, např. v létě vystavení přímému slunci nebo uzavřeným

místnostem, v zimě působení mrazu. Průběh změn pracovního diagramu oceli v závislosti na době stárnutí (při stejné teplotě) ie znázorněn na obr. 18. Výchozí stav před vystárnutím ie označen oranžovou barvou. Zřejmé je postupné přibližování také obou charakteristických mezí.

Dlouhodobé skladování a převoz ocelí se doporučuje provádět v co nejchladnějších podmínkách, aby byl proces co nejvíce zpomalen. Stárnutí za normální teploty způsobuje zejména přítomnost dusíku a podílejí se na něm pouze jeho atomy volně rozpuštěné ve feritu. Ve srovnání s uhlíkem je jeho vliv při pokojové teplotě několikanásobně vyšší. To je způsobeno dvěma faktory:



Obr. 18 Vliv přirozeného stárnutí na pracovní diagram oceli [1]

- Rychlost difuze dusíku je při této teplotě asi dvakrát vyšší.
- Rozpustnost dusíku ve feritu je vyšší, což způsobí větší obsah volného dusíku.

Vliv uhlíku na přirozené stárnutí se projevuje pouze v případech, kdy byla ocel při krystalizaci rychle ochlazena z teplot maximální rozpustnosti uhlíku ve feritu, což je přibližně rozsah teplot 550 až 727 °C.

1.3 Umělé [2, 8, 10, 17, 23, 24, 25, 26, 27, 28]

Dalším variantou je stárnutí za zvýšené teploty (okolí), na které je samotný průběh vzhledem k difuznímu charakteru děje energie

výrazně závislý. S narůstající hodnotou okolní teploty jeho rychlost roste. Změny vlastností obvykle neprobíhají zcela lineárně. žáruvzdorných U martenzitických ocelí to lze pozorovat např. u postupného křehnutí. Během stárnutí při 650 °C nastává v prvních 300 hodinách významný pokles následně houževnatosti, však velmi výrazně zpomalí, viz obr. 19. V intervalu od 300 do 8000 hodin jsou změny velmi malé. Hodnoty svislé osy představují energii na přeražení vzorku při Charpyho zkoušce (zkouška rázem v ohybu) po ukončení děje v jednotlivých časových úsecích.



žáruvzdorné oceli [26]

Charakter umělého stárnutí je nutné rozlišovat, protože může být buď procesem záměrným, nebo nechtěným. Zpravidla je vyvoláno:

- jako součást vytvrzovacího procesu (cíleně),
- > provozními podmínkami konkrétních zařízení (obvykle nežádoucí).

Cílem procesu vytvrzování je zvýšení mechanických vlastností. Materiál se ohřeje nad teplotu austenitizace (nad křivku GSE v obr. 16) a poté je potřebnou výdrží jeho struktura zhomogenizována (není chemicky stejnorodý ihned po překročení požadované teploty). Po dokončení rozpouštěcího žíhání dochází k ochlazení, které je následováno stárnutím k dosažení požadovaných změn vlastností. Primárním mechanismem je tvorba Cottrellových atmosfér. Varianta umělého stárnutí nabízí nižší časovou náročnost, a proto se obvykle jeví jako výhodnější. Použití přirozeného stárnutí je zde také možné, bude při něm dosažena vyšší absolutní hodnota tvrdosti a pevnosti. Je tedy nutné vzít v úvahu požadované parametry materiálu a jeho konkrétní aplikaci. Zjednodušené schéma vytvrzování zahrnující obě možnosti je znázorněno na obr. 20.



Obr. 20 Zjednodušené schéma vytvrzovacího procesu [2]

Je velmi důležité, aby byla optimální doba záměrného stárnutí přesně dodržena. V opačném případě, pokud dojde k jejímu překročení, nastane postupný pokles mechanických vlastností z jejich maximálních dosažených hodnot. Na obr. 21 jsou

zobrazeny změny tvrdosti nízkouhlíkové oceli, ochlazené z teploty 700 °C do vody a stárnuté za různých teplot v rozsahu 25 až 180 °C. Je vidět nárůst normální teplotv tvrdosti za a po dosažení maxima (za cca 300 hodin) nastává mírný pokles. S růstem teploty se stárnutí velmi výrazně urychluje, materiál však nedosahuje tak vysoké absolutní hodnoty tvrdosti. Průběh, struktury ti. změnv feritu ieho a vlastností, závisí na stupni přesycení intersticiemi a na rozsahu a rozložení dislokací. Pro daný obsah dusíku a uhlíku je stupeň přesycení feritu dán



Obr. 21 Změny tvrdosti nízkouhlíkové oceli při stárnutí za různých teplot [8]

rychlostí ochlazování z teplotní oblasti nad odpovídající křivkou rozpustnosti. Odchýlení se od optimální doby obdobně ovlivní také pevnost v tahu. Vliv teploty je zde také velmi významný, s jejím nárůstem dochází k výraznému zrychlení celého procesu a snížení absolutních hodnot dosažené pevnosti. Tyto změny jsou demonstrovány na slitině dural

(měď + hliník), stárnuté po dobu několika dnů v teplotním rozmezí -50 až 200 °C (obr. 22). Z obrázku je také patrný významný rozdíl z hlediska přirozeného stárnutí popsaného v předchozí části, a to rozdíl mezi změnami při pokojové teplotě 20 °C v porovnání s vystavením lehkému mrazu -5 °C, který je zcela běžný v průběhu zimního období.

Nechtěná forma umělého způsobena stárnutí ie provozními podmínkami v průmyslových aplikacích. Jako příklad lze uvést komponenty v nukleárních reaktorech, jejich svary a různé překryvné pláště tlakových nádob reaktoru. Tyto součásti isou vystaveny trvalé provozní teplotě okolo 300 °C a očekává se od nich velmi dlouhá životnost. Jako materiál se volí dvouvrstvá korozivzdorná ocel.



v tahu duralu [17]

obsahující dvě fáze, v přibližném poměru 90 % austenit a 10 % δ-ferit. Mezi přítomné legující prvky patří např. chrom, nikl, křemík nebo mangan. Disponuje výbornou odolností proti korozi, pevností, tvarovatelností a svařitelností, v důsledku stárnutí však křehne. Míru této degradace lze do určité míry ovlivnit volbou konkrétního poměru složení oceli. Nastává také významné zvýšení tvrdosti u δ-feritické fáze způsobené kolísáním koncentrace chromu v průběhu děje, tvrdost austenitické fáze se nemění. Změny mezí kluzu a pevnosti jsou středního rázu. V tabulce 3 jsou uvedeny konkrétní vlastnosti zmíněné oceli a jejich vývoj v důsledku stárnutí. Materiál byl po dlouhou dobu podroben nepřetržitému teplotnímu zatížení o hodnotě 335 °C, resp. 400 °C. Podmínky simulují skutečné prostředí jeho použití.

podmínky stárnutí	mez kluzu [MPa]	mez pevnosti [MPa]	tažnost [%]
původní hodnoty	289	556	59
335 °C / 5000 hod	311	601	55
335 °C / 10000 hod	322	622	54
335 °C / 20000 hod	401	661	50
400 °C / 5000 hod	382	648	47
400 °C / 10000 hod	395	688	48

Tab. 3 Změny vlastností dvouvrstvé korozivzdorné oceli v důsledku stárnutí [24]

Dalším příkladem je namáhání potrubí, a jeho svarů, používaného pro transport fosilních paliv přes oceán. Pro tento účel se používá např. nízkouhlíková potrubní ocel s přísadou mědi. Během přesunu jsou trubky ohřívány olejem o vysoké teplotě, což je způsobeno technologií těžby ropy z moře. Vibrace potrubí jsou vzhledem k působení vln a proudu vody nevyhnutelné, což vede k deformaci potrubí a také přispívá ke stárnutí oceli.

2 ODSTRANĚNÍ STÁRNUTÍ [1, 6, 8]

Stárnutí zásadně ovlivňuje materiál. V případech technologického zpracování tvářením je nechtěné a dochází k negativním změnám požadovaných vlastností:

- nárůst mechanických charakteristik (mez kluzu, mez pevnosti, tvrdost)
- postupné přibližování obou mezí
- pokles plastických charakteristik (tažnost, kontrakce)
- snížená schopnost další plastické deformace
- snížení vrubové houževnatosti
- snazší přechod z tvárného lomu na křehký (materiál křehne)

Důsledky stárnutí se dají eliminovat. Na výběr je několik různých variant, kterých lze k řešení tohoto problému využít. Jedná se o:

- tepelné zpracování
- vyvázání dusíku
- ➢ převálcování

2.1 Tepelné zpracování [1, 2, 4, 7, 29, 30, 31, 32, 33, 34, 35, 36, 37]

V důsledku tváření za studena se v krystalické mřížce akumuluje velká deformační energie a materiál vykazuje značnou termodynamickou nestabilitu. Obnovy stavu s nižší volnou energií nelze docílit samovolnou cestou, k jeho dosažení je nutné využít tepelně aktivované děje. Tento proces se dělí do několika fází:

a) Zotavení

K zotavení dochází za zvýšené teploty $T = 0,3 \cdot T_{taveni}$ (u oceli přibližně rozsah 450 až 500 °C), bodové poruchy postupně mizí. Dochází také k uspořádání a snížení počtu dislokací, děj probíhá zejména jejich šplháním a interakcí, deformační energie mřížky se postupně snižuje. Částečné snížení hustoty dislokací je způsobeno procesem anihilace – zánik hranových dislokací s opačným znaménkem, viz obr. 23a) Zároveň dochází ke zvýšení hustoty vakancí. Na obr. 23b) je znázorněn stav po anihilaci, ze kterého je poté vytvořena šplháním hranových dislokací se stejným znaménkem polygonizační síť, viz obr. 23c). Tento děj se nazývá polygonizace, a je přechodem mezi zotavením a primární rekrystalizací.



Obr. 23 Uspořádání hranových dislokací při anihilaci a polygonizaci [1]

V důsledku zotavení dojde k částečnému odpevnění materiálu, tento děj je však menšího rázu. To způsobuje lehké snížení tvrdosti a pevnosti, naopak snížení zbytkového pnutí je velmi výrazné. Nastávají také změny fyzikálních vlastností, během tohoto stádia se zvyšuje elektrická vodivost materiálu, dochází k nárůstu odolnosti vůči korozi a částečně se zlepšuje schopnost plastické deformace.

b) Primární rekrystalizace

V tomto stádiu nastává proces obnovy plasticky deformované struktury a dochází k ní při teplotě $T = (0,35 \text{ až } 0,40) \cdot T_{taveni}$. Děj se realizuje tvorbou nových nedeformovaných zrn téže krystalické mřížky. Následuje jejich postupný růst na úkor původních až do vytvoření nové nedeformované struktury. Orientace nových zrn je odlišná od těch původních.

Během rekrystalizace dochází k velmi výraznému odpevnění materiálu, které se projeví významným poklesem pevnosti a nárůstem tažnosti. Její průběh se v různých případech odlišuje, protože je významně ovlivněn několika faktory:

- velikostí původní deformace, která je zásadní pro termodynamickou stabilitu materiálu. Čím je vyšší, tím stabilita klesá a snižuje se teplota potřebná k rekrystalizaci. S rostoucím stupněm deformace nastává také aktivace většího počtu kluzových systémů, což má za následek vznik více vhodných míst pro tvorbu zárodků nových zrn. S rostoucí deformací se velikost zrna zmenšuje. V případech, kdy je velikost deformace malá, bude počet nukleačních zárodků menší a dojde k zvětšení zrna vůči původní velikosti. To způsobí zhrubnutí struktury.
- teplotou, s jejíž narůstající hodnotou exponenciálně roste rychlost rekrystalizace. Čas, který je nutný k její realizaci, naopak klesá. Výrazně je jí ovlivněna také velikost zrna, která je velmi důležitým výstupem procesu primární rekrystalizace, proto je důležité volit vhodně vysokou hodnotu. Velikost se zjišťuje z rekrystalizačních diagramů.
- rychlostí ohřevu, který má obdobný vliv jako teplota. Čím je ohřev rychlejší, tím bude rychlejší i vznik nových rekrystalizovaných zrn. Pozitivně je také rychlejším ohřevem ovlivněna jejich velikost, to ale platí jen do určité mezní rychlosti. Jakmile je její hodnota překročena, rozměry zrna už dále neklesají.
- chemickým složením, protože vyšší čistota kovu snižuje potřebnou hodnotu rekrystalizační teploty. Různé druhy nečistot mohou způsobit brždění pohybu dislokací.

Děj probíhá většinou v teplotním rozmezí 500 až 700 °C, viz obr. 24, kde je zobrazen časový diagram rekrystalizace nízkouhlíkové oceli. Materiál je ohřán na

teplotu, při které dojde k obnově deformované strukturv za 1 hodinu. V diagramu je také znázorněna teplota eutektoidní přeměny A1 (u ocelí s obsahem C > 0.02 %), která nesmí být v průběhu procesu překročena, aby nedocházelo ke strukturním přeměnám.

Pro proces rekrystalizace je volena minimální možná hodnota teploty s ohledem na předchozí deformaci materiálu, a to z důvodu dosažení jemnozrnější struktury vhodné pro další tváření. S rostoucí teplotou totiž dochází ke zvětšování



Obr. 24 Časový diagram rekrystalizace nízkouhlíkové oceli [1]

rozměrů nových zrn, což je znázorněno na obr. 25. Pro dosažení přesně stanovené teploty se v praxi využívají elektrické žíhací pece. Dodržení času je také velmi důležité, protože v případech delší výdrže se zvětšují. Při časech zrna pod 1 hodinu je obvykle nutné použití vyšších teplot k dosažení úplné obnovy. Závislost velikosti zrn na době děje je na obr. 26. Uvedeny jsou tři různé teploty T.





Obr. 26 Závislost velikosti zrna na době rekrystalizace [37]



Obr. 25 Závislost velikosti zrna na teplotě rekrystalizace [36]

Distribuce rekrystalizovaných zrn není zcela pravidelná, což bylo prokázáno na vzorcích z nízkouhlíkové oceli jak experimentálně, tak pomocí matematického modelování metodou prvků. konečných Tento fakt ie připisován zejména nerovnoměrnému rozložení nashromážděné deformační energie po tváření za studena. Menší zrna jsou soustředěna spíše ve středu vzorku. Při nižších hodnotách deformací se tvoří zárodky převážně na hranicích

původních zrn, při vyšších se některé vytváří také uvnitř.

U elektrotechnických křemíkových ocelí využívaných v transformátorech a elektromotorech se uplatňuje žíhání pomocí magnetického pole. Tímto procesem

lze snížit průměrnou velikost zrna během primární rekrystalizace. Pole také indukuje cizí hnací síly, které isou schopny vyvolat preferenční růst zrn s určitou orientací. Tyto vlivy na strukturu následek zlepšení mají za magnetických vlastností, což pomáhá snížit spotřebu elektrické energie. Takovéto pole může být statické nebo pulzní. Statické (obr. 27) je generováno dvěma které póly, napájí zdroj regulovaného statického výkonu. V axiálním směru je poté vytvořeno homogenní magnetické pole, jehož sílu lze měřit magnetometrem. Trubková žíhací umístěna v solenoidu pec je



Obr. 27 Žíhání statickým magnetickým polem [35]

(podlouhlá cívka se závity tvaru kruhu, které jsou rozmístěny rovnoměrně) a vycentrována doprostřed pole. Pro regulaci teploty se využívá termočlánek. Jakmile je materiál umístěn a pec je utěsněna, dochází k jejímu naplnění vysoce čistým argonem. Po dosažení požadované teploty v peci je zahájen proces žíhání. Princip pulzního pole je velmi podobný, k jeho vygenerování se však používá pulzní zdroj napětí. Vzniklé homogenní magnetické vlny v solenoidu jsou taktéž pulzního rázu. Na rozdíl od statického pole je vytvořeno okamžitě a disponuje vyšší hustotou energie. Dalšími výhodami této varianty je nižší celková energie potřebná k vytvoření a udržení v chodu, a také schopnost provozu po nepřetržitě dlouhou dobu.

c) Sekundární rekrystalizace

V případě, že po ukončení první části rekrystalizace (primární) dojde k dalšímu setrvání na teplotě, nastane sekundární rekrystalizace. V tomto stádiu dochází k sekundárnímu růstu zrn (zhrubnutí zrna), což bylo znázorněno na obr. 26, ze kterého je zřejmé postupné hrubnutí s prodlužující se dobou rekrystalizace. Takto vytvořená struktura většinou vykazuje jinou krystalografickou texturu než ta původní. Na obr. 28b a obr. 28c je schématicky znázorněno postupné zvětšení zrn při delší výdrži oproti struktuře po primární rekrystalizaci (obr. 28a). Hranice se napřimují, velká zrna rostou a malá se zmenšují. Celková plocha zrn se také zmenšuje. Jedná se o jev obvykle nežádoucí a je způsoben zmenšováním volné energie na hranicích zrn. Takováto struktura je nevhodná pro další tváření, tudíž je přechod do tohoto stádia rekrystalizace zpravidla považován za technologickou chybu. Existují však výjimky, a to např. záměrné vytvoření hrubozrnné struktury pro konkrétní aplikaci.



Obr. 28 Schéma zhrubnutí zrna během sekundární rekrystalizace [2]

U některých kovů při velké předchozí deformaci a použití vyšších teplot žíhání dochází k růstu zrn, který je výrazně většího charakteru. K jeho realizaci dochází několika různými způsoby, popřípadě jejich kombinací. Jedná se o tyto mechanismy:

- Růst jednotlivých zrn na úkor ostatních.
- Srůstání zrn s větším posuvem hranic.
- Srůstání zrn s následným sjednocením orientace mřížek. K natočení dochází primárně u těch, které disponují větší volnou energii.

Schéma srůstání zrn je zobrazeno na obr. 29. Vidět je natočení mřížky i posuv hranic.



Obr. 29 Schéma srůstání zrn [1]

2.2 Vyvázání dusíku [1, 2, 7, 8, 38, 39, 40, 41, 42, 43, 44, 45, 46, 47]

Dusík je nekovový chemický prvek a v periodické soustavě se nachází na 7. místě. Běžně se vyskytuje ve formě bezbarvého plynu např. v atmosféře, jeho další formou je kapalné skupenství. Se železem tvoří intersticiální tuhý roztok. Rozpustnost v nelegovaných ocelích při 1600 °C a atmosférickém tlaku je 0,04 %, skutečný obsah je zpravidla menší než 0,012 %. Ve feritu se jeho rozpustnost při 585 °C pohybuje okolo 0,1 % a s klesající teplotou dochází k poklesu až na hodnotu 10⁻³ % při pokojové teplotě.

Hlavní vliv dusíku na oceli a jejich vlastnosti je spojen s vyvoláním stárnutí. Dále je také příčinou lomů po hranicích primárních austenitických zrn u ocelí v litém stavu. Projevuje se to zejména u odlitků s výraznějšími tloušťkami stěn.

Předpokladem výrazného omezení nebo úplného zastavení stárnutí je podstatné snížení obsahu dusíku ve feritu. Toho je možné docílit dvěma způsoby:

- Snížením obsahu N v oceli, čehož lze dosáhnout vhodnou volbou výroby, např. v kyslíkovém konvertoru, po kterém následuje zpracování mimo pec pomocí vakuování.
- Chemickým navázáním na prvky s vyšší afinitou. Jedná se o vazbu na stabilní sloučeniny přidáním nitridotvorných prvků jako jsou hliník, titan, niob, vanad, bor nebo zirkon. Takto obohacené oceli se označují jako uklidněné nebo také nestárnoucí.

Pro uklidnění ocelí se jako přísadový prvek nejčastěji využívá Al a Ti, a to v množství odpovídající pětinásobku obsahu N, nebo více. Cílem je úplná stabilizace oceli navázáním volného N ve feritu na tyto příměsi a utvoření nitridů AlN nebo TiN. Ty nezhoršují tvařitelnost a na stárnutí nemají vliv. U takto upravených ocelí se často uvádí záruky úplné stálosti mechanických vlastností minimálně půl roku (při pokojové teplotě) od jejich výroby v huti. Oba tyto prvky také disponují schopností tvořit karbidy s uhlíkem a tím zamezují jeho účasti na stárnutí (volný C ve feritu se také podílí na stárnutí při teplotě vyšší než 120 °C).

Jedním z takových materiálů jsou IF oceli (z anglického názvu interstitial free steels), které obsahují velmi malý obsah intersticiálních prvků N a C. Vyvinuty byly jako konstrukční materiál karoserií pro automobilový průmysl. Dosažena byla přibližně stejná hmotnost jako při použití hliníku a zároveň lepší vlastnosti. Ocel dosahuje dobrých hodnot meze pevnosti a kluzu, velmi dobré kvality povrchu a tvařitelnosti. Zvýšení pevnosti způsobuje zejména příměs fosforu bez významného zhoršení tvařitelnosti. Při chlazení oceli se doporučuje vzhledem k jeho přítomnosti použít vyšších rychlostí, což zabrání jeho segregaci na hranicích zrn a tím potenciální degradaci vlastností. Dalším prvkem zvyšujícím pevnost je také mangan, příp. křemík. Pozitivní účinek na mechanické vlastnosti má také velmi jemnozrnná struktura (d < 1 μ m), která je zároveň vhodná ke tváření. Typické složení IF oceli je znázorněno v tabulce 4. V obou variantách je zřejmý několikanásobně větší podíl nitridotvorných prvků. Během posledních let byla vyvinuta také varianta obohacená vyšším obsahem mědi (obsah Cu okolo 1,2 %) jako potenciální vysokopevnostní IF ocel s vysokou tvařitelností (Re = 460 MPa, Rm = 560 MPa). Oproti klasickým typům také vykazuje zvýšenou odolnost vůči korozi. Při vyšším teplotním zatížení (nejvýrazněji okolo 1100 °C) během mechanických pracovních procesů (např. válcování za tepla nebo kování) však dochází k praskání povrchu. Mezi prvky omezující tento problém se řadí výše zmíněný fosfor, dále také bor, křemík a nikl.

Tab. 4 T	ypické s	ložení IF	ocelí [8]
----------	----------	-----------	-----------

typ	C [%]	N [%]	P [%]	S [%]	Mn [%]	Al [%]	Ti [%]	Nb [%]
1	0,0015	0,0025	0,006	0,005	0,12	0,03	0,05	-
2	0,0015	0,0025	0,006	0,005	0,12	0,03	0,01	0,02

Dalším typem odolným vůči stárnutí jsou oceli, které vykazují vytvrzovací BH efekt (z anglického pojmu bake hardening effect), a to již při 170 °C. Stejně jako IF oceli mají velmi nízký obsah uhlíku. Vyrábějí se z nich plechy řízeným válcováním za studena zejména pro automobilový průmysl a disponují velmi dobrou tažností a tvařitelností. Pro zajištění precipitace nitridů a karbidů se u nich nejčastěji využívá přísada titanu, případně kombinace titanu a niobu, a dochází k ní v průběhu vypalování laku karoserie (po lisování) již při výše zmíněné teplotě. Současně s tímto procesem nastává vytvrzení bez výrazných negativních vlivů na tažnost a tvařitelnost, během kterého se zvýší mechanické vlastnosti (mez kluzu zpravidla o 40 až 70 MPa). K navýšení pevnosti se také využívá (stejně jako u IF ocelí) hlavně fosfor, případně mangan nebo křemík. BH oceli jsou vyráběny i s vyšším podílem uhlíku a nižším obsahem Ti a Nb, tyto varianty dosahují vyšších hodnot meze kluzu na úkor tvařitelnosti za studena.

Nelegované jakostní oceli se používají pro výrobu plochých, dlouhých výrobků a ocelových konstrukcí. Určeny jsou primárně pro tváření za studena, lze však i za tepla. Norma ČSN EN 10025 pro ně uvádí minimální hodnoty mezí kluzu a pevnosti, tažnosti a nárazové práce. V této skupině jsou celkově 3 druhy lišící se charakteristickými hodnotami a obsahem jednotlivých prvků pro tloušťky t < 16 mm, viz tabulka 5. Všechny jsou vyráběny jako uklidněné. Trojčíslí v jejich názvu za písmenem S udává hodnotu minimální horní meze kluzu. Ke svařování jsou vhodné v jakostních stupních JR, J0, J2, K2. V tomto pořadí narůstá svařitelnost od stupně JR (nejnižší) po stupeň K2 (nejvyšší). Toto označení se promítne do názvu oceli za hodnotu meze kluzu. Ve svařovaných konstrukcích dochází ke vzniku vnitřního pnutí, které může způsobit vznik trhlin v zakalené vrstvě přechodové zóny svaru.

ocel	C	Mn	Si	S	Р	ReH [MPa]	R _m [MPa]	A [%]
S235J0	≤ 0,17	≤ 1,40	-	\le 0,04	\leq 0,04	≥235	360 - 510	-
S275J0	≤ 0,20	≤ 1,50	-	\le 0,04	\leq 0,04	≥275	430 - 580	≥14
S355J0	≤ 0,20	≤1,60	\le 0,55	\le 0,04	\leq 0,04	≥355	510 - 630	-

Tab. 5 Chemické složení v [hm. %] a mechanické vlas	stnosti ocelí EN 10025 [8]
---	----------------------------

Svařitelné jemnozrnné konstrukční oceli (ČSN EN 10113) se dodávají jako pásy, plechy nebo dlouhé výrobky válcované za tepla. Využívají se pro vysoce namáhané svařované konstrukce, např. mosty (obr. 30), vrata plavebních komor, nádrže na vodu, zásobníky, nebo výrobu profilů. Legovány jsou kombinací nitridotvorných prvků niobu, vanadu a titanu, případně je přidán i hliník. Jejich množství je určováno výrobcem na základě požadavků na mechanické vlastnosti a množství uhlíku a dusíku v oceli. Dobrá svařitelnost je zajištěna relativně nižším obsahem uhlíku (obvykle v rozmezí 0,13 až 0,20 %) a limitováním obsahu chromu, molybdenu a mědi. V případě, že je obsah Cu > 0,35 % je nutné ocel legovat niklem v minimálně polovičním množství (vzhledem k Cu). Obsah dusíku je omezen na 0,015 až 0,025 %. Výrobky se dodávají ve stavu normalizačně žíhaném nebo termomechanicky válcovaném.



Obr. 30 Ocelová konstrukce mostu [45]

Konstrukční oceli odolné vůči atmosférické korozi (ČSN EN 10155) disponují korozivzdorností bez povrchové ochrany ve vhodných atmosférických podmínkách. Na povrchu základního materiálu se vytvoří ochranná vrstva oxidů vlivem kombinace:

- legujících prvků fosfor, měď, chrom, nikl, molybden a další,
- povětrnostních podmínek.

Dodávány jsou jako dlouhé či ploché výrobky, eventuálně trubky. Uklidněny jsou mikrolegujícími prvky, které váží dusík (Al, Nb, V, Ti), nebo jejich kombinací. Obsah dusíku nepřesahuje 0,012 %. Chemické složení těchto ocelí je znázorněno v tabulce 6, uvedeny jsou zejména prvky ovlivňující odolnost vůči korozi. Obsah nitridotvorných prvků je volen podle konkrétního obsahu uhlíku a dusíku, a zda je volen jeden nebo více těchto prvků.

značka	C	Si	Mn	Р	S	Cr	Cu
S235J2W	0,13	0,40	0,2-0,6	≤ 0,040	0,035	0,40 - 0,80	0,25 - 0,55
S355J2WP	0,12	0,75	≤ 1,0	0,06 - 0,15	0,035	0,33 - 1,25	0,25 - 0,55
S355J0W	0,16	0,50	0,5 – 1,5	≤ 0,040	0,040	0,40 - 0,80	0,25 - 0,55
S355J2G2W	0,16	0,50	0,5 – 1,5	≤ 0,035	0,035	0,40 - 0,80	0,25 - 0,55

Tab. 6 Chemické složení v [hm. %] a mechanické vlastnosti ocelí EN 10155 [8]

stlačených plynů. Jedním z nich je vzduch, který je (stlačený, převážně do nádob) důležitým zdrojem energie v průmyslových aplikacích a provozech. Pohání pneumatické nářadí (brusky, vrtačky, pneumatická kladiva apod.) zejména v autoservisech, používá se také k čištění povrchů, natírání a nástřiku barvy, či řízení a regulování zařízení. K jeho stlačení se využívají různé druhy kompresorů, např. pístové, šroubové, rotační lamelové apod. Na obr. 31 je zobrazena pojízdná tlaková nádoba s pístovým kompresorem české firmy Orlík. Příkladem častého využití tlakových lahví jsou hasící přístroje. Sněhová varianta využívá stlačeného CO₂ (obr. 32) a je vhodná k hašení elektronických zařízení. Hasící účinek oxidu uhličitého vytěsní kyslík z okolí hořícího předmětu, plyn

má při opouštění nádoby nízkou teplotou (kolem -30 °C). Dalšími plyny, které se stlačují a uskladňují do tlakových nádob a lahví jsou např. dusík, argon, propan, nebo acetylen. Pro jejich konstrukci se využívají uklidněné oceli pro tlakové nádoby (ČSN EN 10028). Vyrábějí se v kyslíkovém konvertoru nebo elektrické obloukové peci. Provádí se pro ně několik různých zkoušek a kontrol:

- zkouška tahem při normální teplotě
- zkouška tahem při zvýšené teplotě
- zkouška tahem ve směru tloušťky
- zkouška rázem v ohybu při předepsané zkušební teplotě
- rozměrová kontrola
- vizuální kontrola povrchu
- kontrola chemického složení z výrobku
- ultrazvuková zkouška
- tlaková zkouška

Tyto oceli se rozdělují na několik různých druhů lišících se obsahem legujících prvků, mechanickými vlastnostmi a aplikací:

- Svařitelné nelegované a legované oceli pro vyšší teploty ČSN EN 10028-2, určené • pro provoz při vysokých teplotách. Vyráběné jsou jako nelegované jakostní (používané do 500 °C) nebo legované ušlechtilé (do 600 °C). Nevýhodou je potenciální křehnutí, způsobené segregací některých prvků (P, Sn, Sb, As a dalších) na hranice zrn při dlouhodobě zvýšené teplotě. K podobné degradaci může docházet také v přechodové oblasti svaru. Cín také segreguje na volný povrch, a to rychleji než na hranice zrn, což má za následek snížení creepové životnosti.
- Oceli pro svařované plynové láhve ČSN EN 10120, které se dodávají jako plechy nebo pásy válcované za tepla o tloušť ce t < 5 mm.



Obr. 32 Sněhový hasící

přístroj [47]



Obr. 31 Pístový kompresor s tlakovou nádobou [46]

- Svařitelné jemnozrnné oceli, normalizačně žíhané ČSN EN 10028-3. Ty jsou obvykle dodávány ve stavu normalizačně žíhaném nebo normalizačně válcovaném. Rozděleny jsou do několika skupin základní, žárupevná, se zaručenou houževnatostí při nízkých teplotách a zvláštní řada se zaručenou houževnatostí pro nízké teploty.
- Oceli legované niklem se zaručenými vlastnostmi při nízkých teplotách ČSN EN 10028-4. V této skupině je normalizováno 7 značek dělících se do skupin podle obsahu niklu. Disponují zaručenou hodnotou nárazové práce v rozmezí teplot -60 až -196 °C. Požaduje se, aby výrobce úmyslně nepřidával jiné prvky než ty, které jsou nezbytné. Součet obsahu Cr, Cu a Mo je dovolen maximálně 0,50 %.

Při volbě jedné z těchto variant materiálu je nutné zvážit hledisko bezpečného dlouhodobého provozu, potřebnou kvalifikaci obsluhy, požadované vlastnosti a cenu.

2.3 Převálcování [1, 2, 6, 48, 49]

Tento způsob odstranění důsledků stárnutí se provádí u neuklidněných ocelí určených k dalšímu tváření (za studena) a realizuje se přibližně jednoprocentní plastickou deformací. Převálcování se provádí za studena na válcovacích stolicích nebo válečkových rovnačkách. Tímto způsobem je dosaženo odstraněni výrazné meze kluzu a uvolnění dislokací, materiál je z hlediska tvářecích schopností renovován. Proces je nutné uskutečnit bezprostředně před začátkem následných tvářecích operací, protože i takto malá deformace za studena nepatrně zvýší charakteristické meze a nastalo by obnovení výrazné meze kluzu při vyšší hodnotě.

Válcovací stolice jsou uspořádané uskupení pracovních a opěrných válců (v obrázcích symboly P a O), podle kterého se rozdělují na základe počtu do několika skupin:

- Dua, které se využívají zejména pro velké profily, slouží jako reverzní. Z důvodu omezeného přenosu síly ložisky mají malou produktivitu. Schopny jsou pouze malých úběrů. Znázorněny jsou na obr. 33a.
- Tria (obr. 33b), disponující lehce vyšší produktivitou oproti dvouválcovým. Úběr je však taktéž malý a nevyužívá se příliš často. Do této skupiny se ale řadí i mnohem více užívané Lauthovo trio (obr. 33c), u něhož je dosažena zvýšená produktivita, a to díky vnořenému malému válci o dvoutřetinovém průměru velkého.



Obr. 33 Schéma dua, tria a Lauthova tria [48]

- Kvarta (obr. 34), s možností většího úběru a větším opotřebením. Dva menší pracovní válce mají dvoutřetinový průměr oproti dvěma opěrným.
- Víceválcové, s počtem válců 6, 12, 14 nebo 20. Speciálním případem je 7. Patří sem i planetová a univerzální varianta. S vyšším počtem válců lze vyprodukovat širší a tenčí výrobky.

Pro převálcování s malým úběrem 1 % lze nejjednodušeji využít dua, tria, Lauthova tria, nebo kvarta. Důvodem jsou jejich běžnější dostupnost a malý úběr (v tomto případě chtěný). V případě, že je ocel velmi tenká, je nutné zvážit využití víceválcových variant.

Válečkové rovnačky jsou alternativou k předchozí variantě. Jedná se o charakteristické uskupení válců, kde:

- Pracovní válce mají malé průměry, aby byla zajištěna co nejvyšší míra rovnání.
- Rozestup sousedních je přibližně 1,1 až 1,35 násobku jejich průměru.



Obr. 34 Kvarto [48]

• Vzdálenost mezi protilehlými se postupně zvyšuje.

U větších a složitějších rovnaček je také využíváno opěrných válců s většími průměry. Materiál je při průchodu vyrovnáván střídavým ohybem, který se postupně zmenšuje (zvyšuje se jeho poloměr). Tímto je zajištěno snížení zbytkových pnutí, které ovlivňuje pevnost a velikost odpružení. V případě rovnání v relativně malém rozsahu k odstranění vlivů stárnutí lze využít systému s menším počtem pracovních válců, využití opěrných není zpravidla nutné. Schéma takového systému je znázorněno na obr. 35.



Obr. 35 Schéma válečkové rovnačky [49]

Při volbě způsobu převálcování s malým úběrem lze vybírat mezi zmíněnými dvěma možnostmi. Nutné je přihlédnout k několika kritériím, kterými jsou:

- Pořizovací náklady zařízení volit dražší variantu se jeví jako vhodně pouze v případech, je-li stroj používán i k jiným aplikacím nebo při méně standartních rozměrech oceli.
- Energetická náročnost poměr potřebné energie k dosažení požadovaného výsledku.
- Dostupnost obecně platí, že méně složitá (a levnější) zařízení jsou na trhu dostupnější a s tím související nutnost servisu a údržby také.

3 ZÁVĚRY

Stárnutí a jeho účinky na vlastnosti materiálu ovlivňují významnou část strojních součástí. Mezi hlavní dopady patří nárůst mezí kluzu a pevnosti, které se postupně přibližují, zvyšování tvrdosti, pokles plastických charakteristik a zhoršený potenciál k dalším tvářecím operacím. Pro vyvolání tohoto děje jsou zásadní intersticiální atomy dusíku a uhlíku, které v materiálu interagují s dislokacemi a blokují jejich pohyb. Následně se vytváří výrazná mez kluzu.

Podle charakteru vzniku a podmínek procesu se rozlišují tři druhy stárnutí. V případě plošného tváření za studena se jedná o tzv. deformační, které je doprovázeno zpevňováním materiálu. Dalším typem je přirozené, které vzniká postupem času při tzv. pokojové teplotě a je ovlivněno např. ročním obdobím. Pokud k ději dochází za zvýšené teploty, hovoří se o umělém a rozlišují se dvě varianty - nechtěná a záměrná. Nechtěná je vyvolána podmínkami konkrétní aplikace a záměrná jako součást procesu vytvrzování za účelem cíleného zvýšení mechanických vlastností.

K eliminaci lze využít několika technologických postupů. Jednou z variant je tepelné zpracování, při němž je nejprve provedeno zotavení, následované rekrystalizačním žíháním. Nejčastěji se provádí v elektrických pecích, ve speciálních případech se využívá např. žíhání pomocí magnetického pole. Další možností je vhodná volba výroby zajišťující snížení obsahu intersticií. Dusík a uhlík lze vázat na prvky s vyšší afinitou, čímž vzniknou chemicky vázané nitridy a karbidy bez negativních vlivů. Takto upravené oceli se nazývají uklidněné a jsou v praxi hojně využívány např. pro ocelové konstrukce, tlakové nádoby a v automobilovém průmyslu. V poslední řade lze využít i metodu převálcování s jednoprocentním úběrem na válcovacích stolicích nebo válečkových rovnačkách. Následné tvářecí operace je však nutné učinit bezprostředně po jejím provedení.

V praxi se nejčastěji využívá převálcování na válečkových rovnačkách, tato varianta je vhodná zejména v případech sériové výroby. U kusové výroby se jeví použití uklidněných ocelí jako jednodušší, pořizovací náklady jsou však výrazně vyšší oproti neuklidněným.

SEZNAM POUŽITÝCH ZDROJŮ [50]

- 1. FOREJT, Milan. *Teorie tváření*. Vyd. 2., Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2004, 167 s. ISBN 80-214-2764-7.
- 2. MACHEK, Václav. *Kovové materiály 1: Struktury kovových materiálů*. V Praze: České vysoké učení technické, 2013, 170 s. ISBN 978-800-1052-488.
- 3. SAMEK, Radko, Eva ŠMEHLÍKOVÁ a Zdeněk LIDMILA. *Speciální technologie tváření*. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2011, 134 s. ISBN 978-80-214-4220-7.
- 4. LENFELD, Petr. *Technologie tváření kovů skripta* [online]. [cit. 2018-02-21]. Dostupné z: http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce/01.htm
- 5. SFS GROUP CZ S.R.O.: *Hloubkové tažení plechu* [online]. [cit. 2018-05-11]. Dostupné z: https://www.sfsintec.biz/mo/cz/cs/web/technologies_products/ production_technologies/deep_drawing/deep_drawing_1.html
- 6. ELFMARK, Jiří. *Tváření kovů*. Praha: SNTL Nakladatelství technické literatury, 1992, 524 s. Technický průvodce. ISBN 80-030-0651-1.
- 7. PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu I.* 2., opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2003, 516 s. ISBN 80-720-4283-1.
- 8. PTÁČEK, Luděk. *Nauka o materiálu II*. 2. opr. a rozš. vyd. Brno: Akademické nakladatelství CERM, 2002, 392 s. ISBN 80-720-4248-3.
- 9. REICHEL, Jaroslav a Martin VŠETIČKA. *Encyklopedie fyziky* [online]. [cit. 2018-03-07]. Dostupné z: http://fyzika.jreichl.com/main.article/view/621struktura-a-vlastnosti-pevnych-latek
- 10. HOSFORD, William F. a Robert M. CADDELL. *Metal forming: mechanics and metallurgy*. 3rd ed. New York: Cambridge University Press, 2007, 365 s. ISBN 978-052-1881-210.
- 11. MARCINIAK, Zdislaw, John L. DUNCAN a Jack S. HU. *Mechanics of sheet metal forming*. 2nd ed. Oxford: Butterworth-Heinemann, 2002, 211 s. ISBN 07-506-5300-00.
- KONG, Xiang-Shan, Yu-Wei YOU, Chi SONG, Q.F. FANG, Jun-Ling CHEN, 12. G.-N. LUO a C.S. LIU. First principles study of foreign interstitial atom interactions with intrinsic defects (carbon, nitrogen) in tungsten. Journal of Nuclear Materials. 2012. 430(1). 270-278. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2012.07.008. Dostupné ISSN 00223115. také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311512003674
- VEIGA, R.G.A., H. GOLDENSTEIN, M. PEREZ a C.S. BECQUART. Monte Carlo and molecular dynamics simulations of screw dislocation locking by Cottrell atmospheres in low carbon Fe–C alloys. *Scripta Materialia*. 2015, 108, 19-22. DOI: https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2015.06.012. ISSN 13596462. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646215002523

- 14. MISHIN, Y. a J.W. CAHN. Thermodynamics of Cottrell atmospheres tested by atomistic simulations. *Acta Materialia*. 2016, 117, 197-206. DOI: https://doi.org/10.1016/j.actamat.2016.07.013. ISSN 13596454. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359645416305092
- JOHNSON, D.H., M.R. EDWARDS a P. CHARD-TUCKEY. Microstructural 15. effects on the magnitude of Lüders strains in a low alloy steel. 2015, 625, *Materials* Science and Engineering: Α. 36-45. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2014.11.084. ISSN 09215093. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509314014634
- ALESHIN, Gennady N., Georgy I. RAAB a Ilyas S. KODIROV. Features of Dynamic Strain Aging of Low-Carbon Steels during Severe Plastic Deformation Processing. *Key Engineering Materials*. Trans Tech Publications, 2017, 743, 191-196. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.743.191. ISSN 1662-9795. Dostupné také z: http://www.scientific.net/KEM.743.191
- CHOTĚBORSKÝ, Rostislav a Miroslav MÜLLER. Stárnutí konstrukčních materiálů. *MM Průmyslové spektrum* [online]. 2006, 10(6), 67 [cit. 2018-02-21]. ISSN 1212-2572. Dostupné z: https://www.mmspektrum.com/clanek/starnutikonstrukcnich-materialu.html
- 18. ASHKENAZI, Dana. Investigating Material Failures. In: *Materials World* [online]. [cit. 2018-05-11]. Dostupné z: https://sites.google.com/site/danamaterials/into-the-heart-of-matter-1/Fracture_Eng002.jpg
- 19. REICHEL, Jaroslav a Martin VŠETIČKA. Krystalické a amorfní látky. In: *Encyklopedie Fyziky* [online]. [cit. 2018-05-11]. Dostupné z: http://fyzika.jreichl.com/main.article/view/622-krystalicke-a-amorfni-latky
- 20. FYZIKA 007: *Poruchy krystalové mřížky* [online]. [cit. 2018-05-11]. Dostupné z: http://www.fyzika007.cz/struktura-a-vlastnosti-latek/poruchy-krystalove-mrizky
- ŠTĚRBÁČEK, Jaroslav. Tahové a únavové zkoušky tenkých vláken a fólií. Brno, 2008. Diplomová práce. Vysoké Učení Technické v Brně. Vedoucí práce Mgr. Tomáš Kruml CSc.
- QUEIROZ, R.R.U., F.G.G. CUNHA a B.M. GONZALEZ. Study of dynamic strain aging in dual phase steel. *Materials Science and Engineering:* A. 2012, 543, 84-87. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2012.02.050. ISSN 0921-5093. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509312002687
- 23. DU, Lin, Weijuan LI, Shengshi ZHAO a Shansheng WANG. Internal Friction Study of Aging Hardening and Kinetics in Low Carbon Steel. Procedia Engineering. 2017, 207, 645-650. DOI: https://doi.org/10.1016/j.proeng.2017.10.1035. ISSN 1877-7058. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1877705817358289

- 24. CHANDRA, K., Vivekanand KAIN, Vikas BHUTANI, V.S. RAJA, R. TEWARI, G.K. DEY a J.K. CHAKRAVARTTY. Low temperature thermal aging of stainless welds: **Kinetics** and effects on mechanical austenitic steel properties: Kinetics and effects on mechanical properties. *Materials* Science and Engineering: Α. 2012. 534. 163-175. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.11.055. **ISSN** 0921-5093. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509311012949
- 25. TAKEUCHI, T., Y. KAKUBO, Y. MATSUKAWA, et al. Effects of thermal aging on microstructure and hardness of stainless steel weld-overlay claddings of nuclear reactor pressure vessels. *Journal of Nuclear Materials*. 2014, 452(1), 235-240. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jnucmat.2014.04.003. ISSN 0022-3115. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022311514001913
- 26. YAN, Peng a Zhengdong LIU. Toughness evolution of 9Cr-3W-3Co martensitic heat resistant steel during long time aging. *Materials* 290-294. Science and Engineering: Α. 2016. 650. DOI: 0921-5093. https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.115. ISSN Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509315304524
- 27. MACHADO, G.S., M.L.N.M. MELO a C.A. RODRIGUES. Influence of Aging Time on the Tensile Strenght of a Duplex Stainless Steel. Materials Science Trans Tech Publications, 2015. 805. 210-214. DOI: Forum. 10.4028/www.scientific.net/MSF.805.210. ISSN 1662-9752. Dostupné také z: http://www.scientific.net/MSF.805.210
- 28. WU, Q., Z. ZHANG, Y. LIU a H. CHEN. Strain aging behaviour of Cu-containing seamless pipeline steel. Materials microalloyed low carbon Science and Technology. Taylor Francis, 2017/01/02, 33(1), 72-76. DOI: & 10.1080/02670836.2016.1160526. ISSN 0267-0836. Dostupné také z: https://doi.org/10.1080/02670836.2016.1160526
- 29. LE, K.C. a B.D. NGUYEN. Polygonization: Theory and comparison with experiments. *International Journal of Engineering Science*. 2012, 59, 211-218. DOI: https://doi.org/10.1016/j.ijengsci.2012.03.005. ISSN 0020-7225. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0020722512000481
- 30. F., I. SCHINDLER, J. FIALA, S. LASEK. FILUS. T. KUBINA. G. NIEWIELSKI, D. KUC a E. HADASIK. Electro-chemical monitoring of static recrystallization. Archives of Civil and Mechanical Engineering. 2011. 277-283. DOI: https://doi.org/10.1016/S1644-11(2), 9665(12)60143-5. 1644-9665. ISSN Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1644966512601435
- 31. SEYED SALEHI, M. a S. SERAJZADEH. Simulation of static recrystallization in non-isothermal annealing using a coupled cellular automata and finite element model. *Computational Materials Science*. 2012, 53(1), 145-152. DOI: https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2011.09.026. ISSN 0927-0256. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0927025611005349

- AFSHARI, E. a S. SERAJZADEH. Simulation of Static Recrystallization After Cold Side-Pressing of Low Carbon Steels Using Cellular Automata. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2012, 21(8), 1553-1561. DOI: 10.1007/s11665-011-0063-5. ISSN 1544-1024. Dostupné také z: https://doi.org/10.1007/s11665-011-0063-5
- HUANG, Junjun, Lijuan LI, Lihua LIU, Xiang JIANG, Xin XIA a Qijie ZHAI. Effects of pulsed magnetic annealing on Goss texture development in the primary recrystallization of grain-oriented electrical steel. *Journal of Materials Science*. 2012, 47(9), 4110-4117. DOI: 10.1007/s10853-012-6265-x. ISSN 1573-4803. Dostupné také z: https://doi.org/10.1007/s10853-012-6265-x
- LU, Zheng, Li Juan LI a Qi Jie ZHAI. Effect of Static Magnetic Field on the Main Textures Development of Grain-Oriented Silicon Steel in the Primary Recrystallization. *Applied Mechanics and Materials*. Trans Tech Publications, 2015, 727-728, 177-180. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMM.727-728.177. ISSN 1662-7482. Dostupné také z: http://www.scientific.net/AMM.727-728.177
- 35. FAN, Lijun, Yunbo ZHONG, Yulai XU, Zhe SHEN, Tianxiang ZHENG a Zhongming REN. Effect of static magnetic field on microstructure and interdiffusion behavior of Fe/Fe-Si alloy diffusion couple. Journal 2015, 645. 369-375. of Allovs and Compounds. DOI: https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2015.04.226. ISSN 0925-8388. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0925838815012657
- 36. LENFELD, Petr. Zotavení a rekrystalizace. In: *Technologie tváření kovů skripta* [online]. [cit. 2018-05-11]. Dostupné z: http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/ obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce/01-uvod/10-rekrystalizace.jpg
- 37. PRACTICAL MAINTENANCE: Annealing and hot working [online]. [cit. 2018-05-11]. Dostupné z: http://practicalmaintenance.net/?p=1164
- 38. ZHANG, Xiliang a Tao LIU. Segregation mechanism of phosphorus in Tistabilized interstitial-free steel. *Applied Surface Science*. 2015, 344, 171-175. DOI: https://doi.org/10.1016/j.apsusc.2015.03.079. ISSN 0169-4332. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0169433215006649
- 39. MATSUNAGA, Tetsuya, Shun ITOH, Yuhki SATOH a Hiroaki ABE. Effect of strain rate on deformation mechanism for ultrafine-grained interstitial-free steel. *Materials Science and Engineering:* A. 2013, 576, 267-271. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.04.017. ISSN 0921-5093. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509313003997
- RANA, R., W. BLECK, S.B. SINGH a O.N. MOHANTY. Hot shortness behavior 40. high free steel. Materials copper-alloyed strength interstitial of a 588. and Engineering: Α. 2013, 288-298. DOI: Science https://doi.org/10.1016/j.msea.2013.09.041. ISSN 0921-5093. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509313010174

- RANA, R., S. B. SINGH a O. N. MOHANTY. Corrosion resistance of a new high 41. strength interstitial free steel. Corrosion Engineering, Science and Technology. & 46(4), 517-520. DOI: Taylor Francis. 2011/06/01. 10.1179/147842209X12559428167607. ISSN 1478-422X. Dostupné také z: https://doi.org/10.1179/147842209X12559428167607
- 42. CHEN, Ji P. a Yong L. KANG. Interstitial Solution Carbon Concentration and Defects of Ti + Nb ULC-BH Steel by Internal Friction and Positron Annihilation Methods. Journal of and Steel Research. Iron International. 91-97. 2014. 21(1),DOI: https://doi.org/10.1016/S1006-706X(14)60014-5. ISSN 1006-706X. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/ article/pii/S1006706X14600145
- 43. DA SILVA, Érika A. a Marcelo DOS SANTOS PEREIRA. Comparison of the Microstructural Effects between the BH Steel Obtained from Heat Treatment and the IF Steel of High Strength Concerning the Springback Effect. Materials Science Trans Tech Forum. Publications, 2015. 805. 215-220. DOI: ISSN 1662-9752. 10.4028/www.scientific.net/MSF.805.215. Dostupné také z: http://www.scientific.net/MSF.805.215
- 44. ZHANG, Xiliang, Tao LIU, Xiaoyan LIU, Yongde LI a Hongna ZHANG. Effect of P addition on texture evolution of Ti+V-bearing ultra-low carbon bake hardening steel. *Materials Science and Engineering: A.* 2017, 682, 629-635. DOI: https://doi.org/10.1016/j.msea.2016.11.100. ISSN 0921-5093. Dostupné také z: http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509316314745
- 45. BRIDGE MASTERS: *The benefits of steel bridge construction* [online]. [cit. 2018-05-11]. Dostupné z: https://bridgemastersinc.com/strong-flexible-beautiful-the-benefits-of-steel-bridge-construction/
- 46. ORLÍK KOMPRESORY: Pístové kompresory Orlík [online]. [cit. 2018-05-11]. Dostupné z: http://www.orlik.cz/Portfolio/Detail.aspx?Category RecID=15&RecID=30
- 47. HASTEX&HASPR S.R.O.: *Hasící přístroje* [online]. [cit. 2018-05-11]. Dostupné z: http://hastex.cz/eshop/hastex-hasici-pristroj-co2-snehovy-s-5-h
- 48. LENFELD, Petr. *Technologie tváření kovů skripta* [online]. [cit. 2018-04-16]. Dostupné z: http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce/02.htm
- 49. LENFELD, Petr. *Technologie tváření kovů skripta* [online]. [cit. 2018-04-16]. Dostupné z: http://www.ksp.tul.cz/cz/kpt/obsah/vyuka/skripta_tkp/sekce/08.htm
- 50. CITACE PRO. *Generátor citací* [online]. 2018 [cit. 2018-05-11]. Dostupné z: http://citace.lib.vutbr.cz/info

SEZNAM OBRÁZKŮ

Obr. 1 Součásti zhotovené tažením [5]	9
Obr. 2 Změny vlastností při stárnutí [1]	. 10
Obr. 3 Typy uspořádání krystalické mřížky [18]	. 10
Obr. 4 Porovnání monokrystalu a polykrystalu [19]	. 11
Obr. 5 Intersticiální atom [20]	. 11
Obr. 6 Substituční atom [20]	11
Obr. 7 Vakance [20]	. 12
Obr. 8 Schéma hranové dislokace [1]	. 12
Obr. 9 Vznik hranové dislokace [1]	. 13
Obr. 10 Pohyb hranové dislokace [2]	. 13
Obr. 11 Schéma šroubové dislokace [1]	. 13
Obr. 12 Růstová spirála [1]	. 14
Obr. 13 Pohyb šroubové dislokace [2]	. 14
Obr. 14 Vliv stárnutí na pracovní diagram oceli [1]	. 14
Obr. 15 Lüdersovy pásy na vzorku z nízkouhlíkové oceli [21]	. 15
Obr. 16 Část schématu metastabilní soustavy Fe-Fe ₃ C [8]	. 16
Obr. 17 Oblast zpevnění v pracovním diagramu deformačně stárnuté oceli [1]	. 17
Obr. 18 Vliv přirozeného stárnutí na pracovní diagram oceli [1]	. 18
Obr. 19 Pokles houževnatosti martenzitické žáruvzdorné oceli [26]	. 18
Obr. 20 Zjednodušené schéma vytvrzovacího procesu [2]	. 19
Obr. 21 Změny tvrdosti nízkouhlíkové oceli při stárnutí za různých teplot [8]	. 19
Obr. 22 Vliv doby stárnutí a teploty na pevnost v tahu duralu [17]	. 20
Obr. 23 Uspořádání hranových dislokací při anihilaci a polygonizaci [1]	. 21
Obr. 24 Časový diagram rekrystalizace nízkouhlíkové oceli [1]	. 22
Obr. 25 Závislost velikosti zrna na teplotě rekrystalizace [36]	. 23
Obr. 26 Závislost velikosti zrna na době rekrystalizace [37]	. 23
Obr. 27 Žíhání statickým magnetickým polem [35]	. 23
Obr. 28 Schéma zhrubnutí zrna během sekundární rekrystalizace [2]	. 24
Obr. 29 Schéma srůstání zrn [1]	. 25
Obr. 30 Ocelová konstrukce mostu [45]	. 27
Obr. 31 Pístový kompresor s tlakovou nádobou [46]	28
Obr. 32 Sněhový hasící přístroj [47]	. 28
Obr. 33 Schéma dua, tria a Lauthova tria [48]	. 29
Obr. 34 Kvarto [48]	. 30
Obr. 35 Schéma válečkové rovnačky [49]	. 30

SEZNAM TABULEK

Tab. 1 Typ krystalické mřížky některých kovů [6]	. 11
Tab. 2 Změny velikosti Lüdersovy deformace nízkolegované oceli [15]	. 15
Tab. 3 Změny vlastností dvouvrstvé korozivzdorné oceli v důsledku stárnutí [24]	. 20
Tab. 4 Typické složení IF ocelí [8]	. 26
Tab. 5 Chemické složení v [hm. %] a mechanické vlastnosti ocelí EN 10025 [8]	. 26
Tab. 6 Chemické složení v [hm. %] a mechanické vlastnosti ocelí EN 10155 [8]	. 27