

DEFORMAČNÍ CHOVÁNÍ MATERIÁLŮ

(Ing. Vladimír KUDĚLKA, Ph.D., Ing. Jan OPLETAL, Ing. Petr KOVÁŘ, Ing. Zbyněk Smetana, Ing. Martin MYŠÁK, Ing. Zdeněk BALEJ – TESIYO, s.r.o.)

Fyzikálně - metalurgický charakter oceli

V této kapitole se zabýváme vlastnostmi a procesy, které souvisejí s materiálovou stránkou tváření. Vše se odvíjí od chemického složení materiálu. V tomto případě se budeme zabývat ocelí. Její složení je dáno postupy výroby v ocelárně a závisí na složení vsázky (legování) a způsobu vedení tavby (včetně desoxidace), případně také na aplikaci rozmanitých metod sekundární metalurgie (jako je vakuování, odsíření SL tryskou, aj.).

Pojem **ocel** zahrnuje nesmírně širokou paletu rozmanitých materiálů. Jedná se o kujné slitiny železa. Patří mezi ně například běžné konstrukční oceli s nízkým obsahem uhlíku (asi 0,1 hm. %) a prakticky bez jakýchkoliv dalších legujících prvků (například pro stavební účely), korozivzdorné oceli s obsahem chromu okolo 20 %, niklu okolo 10 % a uhlíku řádově v setinách %, speciální nástrojové oceli uhlíkové (i nad 2 % C) nebo tak bohatě legované, že v nich součet obsahu W, Co, Cr, Mo a V občas přesáhne 30 % (vysoce výkonné rychlořezné). Z toho je zřejmé, že pojem ocel má pouze zastřešující charakter a zahrnuje tisíce různých typů materiálu.

Každá ocel obsahuje:

- **základní prvky** (Fe, C, Mn, Si);
- **nečistoty** (P, S);
- **plyny** (O, N, H);
- **stopové prvky** (například Cu, Sn, As).

Navíc, mnohé z nich obsahují legující a speciální prvky (například Cr, Ni, Mo, Si, W, Nb, V, Ti, Zr, B). Je třeba vzít v úvahu, že některé prvky mohou v různých ocelích vystupovat v různých rolích; například obecně škodlivá měď může v některých ocelích zvyšovat korozní odolnost, síra je do tak zvaných automatových ocelí schválně dolegovaná za účelem zlepšení obrobiteľnosti.

Strukturní stav je ovlivňován chemickým složením, způsobem výroby a odlévání oceli, režimem tváření i ochlazování. Je určován především počtem **strukturních složek**, jejich vlastnostmi a způsobem výskytu (například dvoufázová ocel, obsahující ferit + austenit) a dále **charakterem zrn** (tj. velikost, tvar, orientace, čistota hranic zrn).

Existují zásadní **makrostrukturní** i **mikrostrukturní** rozdíly mezi strukturou **litou** a již **protvářenou**. Z hlediska tváritelnosti je výrazně výhodnější struktura dříve protvářená, protože většinou vykazuje jemnější zrna a menší nehomogenitu vlastností. U odlitků rovněž nesmíme zapomenout na možné lící vady (jako jsou dutiny, póry, trhliny, segregace).

Tepelně aktivované děje závisí na difúzních schopnostech materiálu, potažmo tedy na jeho chemickém složení, strukturním stavu a velmi významně na teplotě (zvýšená teplota urychluje difúzi a tím i tepelně aktivované děje). Řadíme mezi ně především procesy, spojené se zpevňováním a uzdravováním deformovaného materiálu (rekrytalizace), dále růst (hrubnutí) zrn při ohřevu, průběh fázových transformací a tzv. **precipitaci** (to je vylučování jemných částic karbidů a nitridů z přesyceného tuhého roztoku).

Vliv chemického složení na fázové složení a deformační chování materiálů

Legující a příměsové prvky by se měly vždy posuzovat z následujících hledisek:

- ✓ ovlivňování teplot fázových přeměn a strukturního stavu;
- ✓ rozpustnost, respektive způsob výskytu nerozpustných příměsí;
- ✓ afinita k C, O, S, N aj., vlastnosti příslušných sloučenin;
- ✓ ovlivnění kinetiky tepelně aktivovaných dějů (zejména rekrytalizace);
- ✓ rozdílnost atomů daného prvku a železa (míra zpevňování tuhého roztoku);
- ✓ vliv na technologické parametry ohřevu a tváření (tepelná vodivost a roztažnost, vliv na vnější tření či šíření aj.).

Mnohé prvky mohou významně ovlivnit polohu jednotlivých čar fázového diagramu, ovšem jen v tom případě, když jsou rozpuštěny v tuhém roztoku a tedy nevyvázané na žádné sloučeniny (karbonitridy, apod.).

Některé z nich rozšiřují fázovou oblast austenitu, jiné mají naopak snahu ji uzavřít.

Podle toho rozlišujeme v oceli:

- prvky **austenitotvorné**: C, N, Mn, Ni a jiné;
- prvky **feritotvorné**: Cr, Mo, Si, Al, P, Ti, V a jiné.

Mnohé z těchto prvků jsou významnými legurami, zásadně ovlivňujícími strukturní i užité vlastnosti materiálu – viz níže. Kromě toho je důležité, které prvky se v oceli dobře slučují s uhlíkem. Mezi tak zvané **karbidotvorné prvky** patří hlavně Cr, W, Mo, V, Ti, Nb, B a jiné.

Technicky čisté železo by podle všech dosud získaných poznatků mělo být dobře tvárné – jednofázová struktura, minimum dalších chemických prvků atd. A zde je první zářný příklad toho, že tuto problematiku je třeba pochopit, nikoli se pouze mechanicky naučit. Daný materiál má vlivem svého metalurgického charakteru vcelku nízkou technologickou tvářitelnost. Lámacost za červeného žáru (při teplotách asi 900 až 1000 °C) je způsobena nevyváženým poměrem Mn/S a relativně zvýšeným obsahem kyslíku. Proč tomu tak je? Ocelář prostě nesmí dodat do této elektrotechnické oceli dostatek přísad, které by na sebe síru a kyslík navázaly (například mangan), protože by tím změnil její fyzikální vlastnosti.

Uhlík se rozpouští v železe interstiticky, tvoří karbidy (cementit), ovlivňuje teploty solidu a strukturní stav.

V rovnovážném fázovém diagramu Fe – C v literatuře jsou vyznačeny níže uvedené oblasti:

- oblast přehřátí a spálení oceli při ohřevu;
- oblast ohřevu oceli pro tváření;
- oblast počátku tváření.

V grafu v literatuře jsou vyznačeny také teploty, při nichž většinou válcování, kování a podobně končí. U podeutektoidních ocelí je to těsně nad křivkou Ar₃, u ocelí nadeutektoidních ve dvoufázové oblasti (což je snahou o rozdrobení jehlic sekundárního cementitu a také rozšíření intervalu tvářecích teplot).

Rovnovážný fázový diagram Fe – C

Také ze zde uvedené méně sofistikované verze však vyplývá zásadní vliv obsahu uhlíku na tvářecí teploty uhlíkových ocelí, jejich strukturu během tváření i za pokojové teploty a podobně. Strukturní a mechanické rozdíly ocelí podeutektoidních, eutektoidních a nadeutektoidních samozřejmě známe z jiných předmětů.

Mikrostrukturou vysokouhlíkové oceli s 0,7 % C, je s převažujícími perlitickými útvary s menšími ostrůvky (bílého) feritu.

Mikrostruktura vysokouhlíkové oceli s 0,7 % C

Je evidentní, jak zásadně se struktura změní válcováním bez následné rekrystalizace. Na snímku vpravo je zároveň dobře vidět účinek ohřevu materiálu, vedoucímu k oduhličení povrchových vrstev a logickému zvýšení podílu feritu v těchto místech.

Vliv doválcovací teploty na velikost feritických zrn po ochlazování na vzduchu (tedy po přeměně austenitu na ferit a perlit) pochopíme z mikrofotografií, představených na obrázku 2.4. Ukončení tváření příliš vysoko nad teplotou A_{r3} vede ke vzniku hrubozrnnější konečné struktury.

Mangan pomáhá odstraňovat křehkost za tepla (přes desoxidace i vazbou síry na vměstky MnS s vysokou teplotou tání). Přítomností dostatečného obsahu manganu v oceli přechází většina síry z FeS (s teplotou tavení 1190 °C) na MnS (s teplotou tavení 1620 °C).

Při hodnotě empirického ukazatele $k > 6,6$ nevzniká lámavost za tepla:

$$k = \frac{\%Mn + 0,048}{\%S + 0,13 \cdot \%O_2} \quad (2.1)$$

Při hodnotě ukazatele $k < 3,3$ je vysoké nebezpečí lámavosti za tepla.

Austenitotvorný účinek manganu je nižší než u niklu. Mangan je v oceli dobře rozpustný. Používá se u konstrukčních ocelí řádově v procentech. Snižuje však tepelnou vodivost (nutné delší prodlevy na teplotě ohřevu), zvyšuje citlivost k přehřátí a šíření při válcování. Při ohřevu jsou manganové oceli citlivé na přehřátí.

Pro zajímavost: tzv. **Hadfieldova ocel** obsahuje mimo jiné okolo 12 % Mn a tolik uhlíku, že v ní vznikají karbidy manganu (jinak v ocelích Mn běžně není karbidotvorný). Tyto oceli jsou ořezuvzdorné a používají se například na výrobu mříží nebo mlecích koulí.

Křemík se běžně používá jako desoxidovadlo. Jeho vyšší obsahy lze nalézt v elektrotechnických ocelích, kde zásadně ovlivňuje strukturní stav. Tyto oceli jsou feritické nebo dvoufázové, s nízkou technologickou tvářitelností a sklonem k hrubozrnnosti feritu (viz například makroskopický snímek v literatuře o části příčného řezu hrany tloušťky 150 mm z transformátorové oceli s 3 % Si a mohutné kolumnární krystaly, rostoucí až do okamžiku styku se sousedy z jiných směrů).

Chróm v tuhém roztoku zajišťuje korozivzdornost (asi nad 12 % Cr). Jeho karbidy zvyšují odolnost proti tečení u creepových ocelí (do 6 % Cr). Zpevňuje materiál a zvyšuje tedy deformační odpory, zvyšuje také aktivační energii a snižuje rekrystalizační schopnost (zejména u vysokolegovaných ocelí austenitického typu). Díky své feritotvornosti zásadně ovlivňuje strukturní stav (viz diagramy v literatuře) a snižuje tvářitelnost, především u dvoufázové oceli (ferit + austenit).

Feritická zrna mají tendenci při tváření spíše zotavovat, než rekrystalizovat, což napomáhá vzniku lomu (viz interkrystalické trhliny na obrázku 2.7), občas přecházející až v trhliny transkrystalické. Při nedostatečné dezoxidaci mohou vznikat u ocelí s vyššími obsahy chrómu nízkotající oxidy Cr_2O_3 , které výrazně snižují tvářitelnost za tepla.

Nikl je svými vlastnostmi velmi podobný železu, s nímž tvoří neomezené tuhé roztoky a v tomto stavu nepůsobí výrazně na tvářitelnost. V austenitických korozivzdorných ocelích eliminuje feritotvornost chrómu. Tvoří podstatnou legující přísadu do tak zvaných **kryogenních ocelí** (pracujících při velmi nízkých teplotách).

Plastometrické zkoušky niklových ocelí bývají bez problémů, ale jejich technologická tvářitelnost je snižena, například při vzniku nízkotajících vměstků NiS. Nikl napomáhá

pohlcování plynů, což může třeba u velkých výkovků vést k vodíkové křehkosti (obrana proti tomu spočívá ve vakuování v ocelárně).

Karbidy molybdenu se vyskytují často v nástrojových a žárovečných ocelích. Molybden je silně feritotvorný a rozšiřováním oblasti dvoufázových struktur zásadně snižuje plasticitu. Zužuje interval tvářecích teplot, brzdí rekrytalizaci a zvyšuje deformační odpory. Eutektika, obsahující MoS_2 , vytvářejí nízkoteplotní síťoví po hranicích zrn hlavně v jádru odlitku. Ty se negativně projevují zejména při výrobě dutých předvalků kosým válcováním, kde jsou zvýšené požadavky na plastické vlastnosti jádrových částí.

Fosfor, přestože je velmi silně feritotvorný, v tuhém roztoku nemá podstatný vliv na tvářitelnost za tepla. Může však být nebezpečný lokálním vznikem feritu v základní austenitické struktuře a možností vzniku nízkotajících eutektik. Za studena zpevňuje tuhý roztok a vede ke zkřehnutí.

Síra způsobuje lámavost za tepla, především přes vazbu na nízkotající sulfidy, oxisulfidy a eutektika. Lámavost za bílého žáru (nad 1200°C) je způsobena natavováním FeS a sírou obohacených hranic zrn. Lámavost za červeného žáru (900 až 1000°C) je způsobena vylučováním sulfidů po hranicích zrn a oslabením soudržnosti hranic zrn. Navíc za přítomnosti kyslíku v oceli se citlivost k lámavosti za červeného žáru zesiluje.

Pro bližší představu jsou v tabulce 2.1 uvedeny přibližné teploty tání vybraných vměstků na bázi sulfidů, respektive oxisulfidů. Síra se ale také používá jako legující prvek, především při výrobě automatových ocelí (do obsahu $0,35\%$ S).

Tabulka 2.1 **Teploty tavení sulfidů**

NiS – 800°C	MoS a FeS – 1200°C	MnS – 1600°C
Fe-FeS – 1000°C	FeS-FeO – 900°C	FeS-MnS – 1200°C

Podle Simse se v lité oceli mohou vyskytovat tři základní typy sulfidů:

- I. typ – kulovitěho tvaru (převažují u ocelí neuklidněných s $\text{O}_2 > 0,02\%$) – relativně nejpriznivější;
- II. typ – síťoví na hranicích zrn (nejnepriznivější; $\text{O}_2 < 0,01\%$ při vyšším obsahu uhlíku);
- III. typ – polyedrického tvaru (při zvýšeném obsahu hliníku a za přítomnosti křemíku).

Možnosti zmírnění lámavosti za tepla:

- ✓ snížení obsahu síry v oceli (metodami sekundární metalurgie na tisíce hm. %; to se samozřejmě netýká automatových ocelí, do nichž je síra záměrně přidávána v obsahu řádově desetin hm. %);
- ✓ co nejdokonalejší desoxidace (oxidy ve směsi snižují teplotu tání vměstků na bázi sulfidů);
- ✓ vyvázání síry na sulfidy s vysokou teplotou tání (nejběžnější je zajistit dostatečně vysoký poměr Mn/S; lze použít například Zr nebo kovy vzácných zemin).

Hliník je používán jako účinné desoxidovadlo i legovací prvek (například v jemnozrnných ocelích se využívá částic nitridu AlN k uchycování hranic zrn). Hliník snižuje tvářitelnost mechanickým působením svých precipitátů, případně také lokálním feritotvorným vlivem na strukturní stav (v okolí rozpuštěných částic AlN může být zvýšená koncentrace silně feritotvorného hliníku).

Vodík je při vlastním tváření za tepla nepodstatný. Za jistých podmínek se může projevit nebezpečí tak zvaných vložek (trhlin, vznikajících pnutím neoddifundovaného vodíku při ochlazování výrobku).

Kyslík existuje v oceli převážně ve formě oxidů. Záleží na jejich vlastnostech, jak dalece bude zhoršovat tvářitelnost. Samotné oxidy mívají vysokou teplotu tání, ta se však snižuje při vzniku složitějších sloučenin a eutektik.

V tabulce 2.2 jsou uvedeny přibližné teploty tání vybraných fází, které jsou samozřejmě ovlivněny složením případné směsi. Kyslík způsobuje lámavost za červeného žáru, snižuje povrchovou energii hranic zrn a celkově zvyšuje sklon ke křehkosti.

Tabulka 2.2 Teploty tání vybraných oxidů

FeO – 1400 °C	MnO – 1600 °C	Al ₂ O ₃ nad 2000 °C
SiO ₂ – 1700 °C	FeO-SiO ₂ – 1200 °C	FeO-MnO- Al ₂ O ₃ – asi 1100 °C

Dusík je silně austenitotvorný. S řadou prvků (například Al, V, Ti, Nb) vytváří nitridy, které zjemňují zrna, ale rovněž precipitačně zpevňují, brzdí rekrytalizaci, a tím zhoršují tvářitelnost.

Pro zajímavost: ocel, vyrobená v elektrické peci, obsahuje asi šestkrát více dusíku oproti oceli konvertorové. Ušlechtilé doprovodné prvky, jako je Cu, Sn, As a Sb, nelze pro jejich ušlechtilost při výrobě a rafinaci oceli běžnými postupy (tj. oxidací nebo vazbou na nějaké sloučeniny) odstranit. Proto dochází k jejich kumulaci při opakovaném zpracování šrotu. Měď je austenitotvorná, ostatní tyto prvky jsou silně feritotvorné. Při ohřevu v oxidační atmosféře dochází k velkému obohacení povrchu materiálu doprovodnými prvky vlivem oxidace. Vlivem Sn, As a Sb se snižuje rozpustnost mědi v austenitu a jejím vlivem (respektive vlivem eutektik na její bázi) dochází k zeslabení soudržnosti zrn při současné penetraci kyslíku. Není vhodné izolovaně posuzovat obsah a vliv těchto jednotlivých prvků.

Lepší je komplexní přístup, například podle následujícího empirického vztahu, limitujícího celkový obsah ušlechtilých doprovodných prvků z hlediska jejich nepříznivého vlivu na tvářitelnost oceli za tepla:

$$\%Cu + \cdot 3 \%As + \cdot 8 \%Sn \leq 0,3 \quad (2.2)$$

Doporučení pro tváření ocelí s vyššími obsahy těchto prvků:

- ✓ nejlépe už předem omezit jejich obsah (výběr vsázky v ocelárně);
- ✓ snížit oxidaci při ohřevu (pecní atmosféra, nižší teplota);
- ✓ tvářet v co nejpríznivějších napěťových podmínkách (například válcovat v kalibrech nebo kovat v zápustkách).

Bór se ve feritu rozpouští intersticiálně, v austenitu kupodivu substitučně. V nízkolegovaných ocelích zvyšuje prokalitelnost, ve vysokolegovaných ocelích zlepšuje tvářitelnost (protože obsazuje hranice zrn a tím brání jejich zkřehnutí z titulu jiných prvků).

Pro zlepšení plasticity korozivzdorných ocelí je doporučeno maximálně 0,005 % B. Při vyšším obsahu se na hranicích zrn vylučují bórem obohacené fáze s nízkými teplotami tání, a plastické vlastnosti naopak klesají.

Mikrolegující prvky, mezi které se řadí karbidotvorné a nitridotvorné prvky Nb, Ti a V, jsou do některých ocelí dodávány v malých množstvích (tisícinách až desetinách hm. %). Využívají se ke stabilizaci korozivzdorných ocelí (kde mají zabránit vazbě intersticiálů na chrom z důvodu zabránění bodové korozi), ke zpevňování a řízení rekrytalizačních

procesů v konstrukčních mikrolegovaných ocelích (mj. obsah jiného samostatného předmětu); navíc titan je také silným desoxidovadlem.

Zirkonium se využívá při výrobě ocelí především k dezoxidaci, k odstranění dusíku a k vyvázání síry na stabilní sulfidy (vznik příznivějšího tvaru sulfidických vměstků a snížení anizotropie mechanických vlastností).

Kovy vzácných zemin (hlavně Cer a Lanthan) se využívají především pro rafinační a modifikační efekt (vysoké teploty tání oxidů a sulfidů), pro zjemnění lící struktury (brání růstu dendritů) a pro ovlivnění obsahu plynů v oceli.

Vliv strukturního stavu na deformační chování materiálů

Prakticky lze tvrdit, že čím je materiál chemicky a strukturně komplikovanější, tím nižší je jeho tváritelnost. Nejvyšší tváritelnost mají čisté kovy (čistota hranic zrn a kluzných rovin, malý počet překážek pro pohyb dislokací, rychlé uzdravování).

Kovy s KPC mřížkou mívají v závislosti na teplotě monotónní průběh tváritelnosti, kovy typu KSC mají za nižších teplot sklon ke křehkosti.

Tváritelnost **slitin s monofázovou strukturou** je ovlivněna vlastnostmi a množstvím přísadového prvku. Vyšší zpevnění je výsledkem porušení mřížky základního kovu substitučně nebo intersticiálně umístěnými atomy dalších prvků.

Výskytem **dvoufázové struktury** (například ferit + austenit) se tváritelnost výrazně snižuje. Důvodem jsou rozdílné mechanické vlastnosti obou složek (koncentrace napětí na rozhraní různě se deformujících složek), snížená kinetika rekrystalizace (menší povrchová energie na mezifázovém rozhraní, menší počet kritických zárodků) a rozdílná rozpustnost dalších prvků (a tedy vznik precipitátů na mezifázových rozhraních).

Na mikroskopickém snímku můžeme pozorovat řetízky feritických zrn na hranicích austenitických zrn nízkouhlíkové oceli (po zakalení musela být samozřejmě struktura leptána na původní austenitické zrna, protože během ochlazování došlo k fázové přeměně).

Problémy s deformací dvoufázové struktury přes výsledek válcování ocelového plechu plátovaného mnohem tvrdším, za daných podmínek v podstatě netvárným (šedozeleným) Inconelem, kde nastává evidentní různé tečení obou fází.

Ve **slitinách s heterogenními strukturami** se vyskytují také chemické sloučeniny (například vměstky), eutektika, nerozpuštěné prvky (hlavně Pb, Cu, Sn aj.). To vše blokuje kluzový mechanismus plastické deformace, snižuje kinetiku uzdravování a většinou rovněž zeslabuje kohezní pevnost hranic zrn, čímž se drasticky zhoršuje tváritelnost. Nejnebezpečnější je snadno natavitelné síťové po hranicích zrn.

Plastické vlastnosti **lité struktury** jsou principiálně nižší oproti stavu již dříve protvářenému, záleží však na parametrech lití, na tuhnutí (rozměry odlitku, lití do kokil, plynulé lití) a na získané struktuře (velikost zrna, segregace, lící vady aj.).

Hlavní příčiny nevýhodnosti litého stavu jsou následující:

- ✓ hrubozrnná a nepříznivě orientovaná makrostruktura (pásmo kolumnárních krystalů);
- ✓ chemická a strukturní nehomogenita (lokální porušení strukturní stability);
- ✓ zeslabení hranic zrn;
- ✓ vnitřní pnutí (z důvodu smršťování při ochlazování a fázových přeměn);
- ✓ lící vady (například hloubka uložení podpovrchových bublin u neuklidněných ocelí – bývají rohové části ingotu).

Plynule lité polotovary (kontislitky) jsou rychleji ochlazovány než ingoty, z čehož vyplývá jejich snížená chemická i strukturní nehomogenita a lepší tvářitelnost. Tvářením je ovšem potřeba svařit středové řediny (stupeň protváření alespoň 5 až 8).

Dalším důležitým faktorem, ovlivňujícím deformační chování materiálů, je výskyt **vměstků** v deformovaném materiálu. Vměstky, tvořené většinou sulfidy, oxidy a jejich směsmi, vznikají zejména ve fázi tuhnutí kovového materiálu. Obecně rozlišujeme vměstky **exogenní** (z vyzdívky) a **endogenní** (vznikají během ocelářských reakcí a nelze je odstranit z oceli při stahování strusky).

Důvody nepříznivého vlivu vměstků na deformační chování materiálů:

- ✓ malá soudržnost s matricí (chovají se jako rozinky v těstu – při tváření mají snahu se „vylupovat“);
- ✓ odlišné mechanické vlastnosti;
- ✓ iniciují vznik trhlin;
- ✓ lehkotající vměstky tvoří síťoví po hranicích zrn a způsobují křehkost za tepla.

Vměstky vždy (více či méně) zhoršují tvářitelnost. Při řádkovitém uspořádání zvyšují anizotropii mechanických vlastností (například vměstky MnS během válcování při nízkých teplotách). Jejich vliv závisí na chemickém složení, množství, morfologii a způsobu výskytu. Nejméně škodlivé jsou globulitické vměstky s vysokou teplotou tání, rovnoměrně rozptýlené v matrici. Nejškodlivější jsou vměstky nízkotající, vyloučené ve formě síťoví po hranicích zrn (způsobují křehký interkrystalický lom).

Index tvářitelnosti vměstku ν [-] vyjadřuje poměr deformace vměstku a matrice. Optimální hodnota je $\nu = 1$.

Vypočítá se jako:

$$\nu = \frac{\varepsilon_{vm}}{\varepsilon_{mat}} \quad (2.3)$$

kde ε_{vm} je deformace vměstku a ε_{mat} je deformace matrice.

V běžných ocelích je většina síry vázána na vměstek MnS s nízkým podílem FeS, FeO a MnO. Index tvářitelnosti MnS roste s klesající teplotou nad hodnotu 1 (nižší teplota do válcování způsobuje protahování částic a anizotropii vlastností). Oxidické vměstky (například silikáty) jsou většinou tvrdé, tvárnými se stávají až za velmi vysokých teplot.

V základní feriticko - perlitické struktuře bývají vměstky typu MnS, protažené ve směru válcování (tmavě červené fousy), a rovněž netvárné ostrohranné vměstky typu Ti (C,N), zvýrazněné šipkami.

Možnosti snížení nepříznivého vlivu vměstků:

- ✓ omezení jejich výskytu (množství);
- ✓ změna způsobu výskytu;
- ✓ změna typu a morfologie; optimální je přimět síru a kyslík navázat se na takové prvky, s nimiž tvoří sloučeniny s vysokou teplotou tání; nejběžněji je to Mn; naopak je třeba se vyhnout vměstkům a eutektikům s vysokým obsahem Fe).

Je tedy evidentní, že s vměstky musí bojovat především ocelář; tvářecí možnosti jsou v tomto případě silně omezené.

Termomechaničtí činitelé a jejich vliv na deformační chování materiálů

Teplota

V této části se budeme zabývat parametry, které plně ovládá a využívá valcír, kovář apod. Klíčovou roli zde hraje teplota (zejména jaký je interval tvářecích teplot u daného materiálu). Obecně lze říci, že se zvyšující se teplotou klesají deformační odpory a zlepšuje se tvárnost materiálu. Proto se značný podíl tvářecích procesů odehrává za tepla. Se stoupající teplotou roste pohyblivost atomů a dislokací, zrychluje se difúze, a tím i uzdravování.

Materiál ovšem nelze nahřívat libovolně. Po překročení optimálních teplot dochází k velmi prudkému poklesu tvárnosti vlivem dvou možných jevů, jak dokumentuje obrázek 2.16.

Přehřátí oceli znamená abnormální zhrubnutí zrna, které může tvářec s obtížemi napravit opatrným tvářením za tepla, při němž opakovanou rekrytalizací postupně zrno zjemňuje. Přehřátý materiál je náchylný k interkrytalickému lomu.

Další zvýšení teploty ohřevu může vést až ke **spálení oceli**, kdy dojde k natavení hranic zrn a při jakémkoliv pokusu o plastickou deformaci k rozdrobení materiálu na jednotlivá zrna. Takováto ocel má plasticitu rovnou nule a proto může být jen přetavena. Hranice zrn jsou při vysokých teplotách náchylnější k natavení více než okolní matrice, protože se na ně mohou navázat různé prvky, vměstky a eutektika s nízkou teplotou tání.

Spálená struktura ledeburitické nástrojové oceli X155CrVMo12.1 se zrny, potaženými dříve natavenou vrstvou nečistot a interkrytalickými trhlinami se vyskytuje při nevhodných parametrech tepelného pracování.

Rychlost deformace

Deformační rychlost $\dot{\epsilon}$ [s^{-1}] není totožná s rychlostí pracovního nástroje [$m \cdot s^{-1}$] (například při kování), nebo tvářeného polotovaru [$m \cdot s^{-1}$] (například během válcování).

Z vědeckého pohledu je optimální definice, že okamžitá deformační rychlost je derivace deformace podle času:

$$\dot{\epsilon} = \frac{de}{dt} = \frac{d}{dt} \left(\frac{dh}{h} \right) = \frac{1}{h} \cdot \frac{dh}{dt} = \frac{v}{h} \quad (2.4)$$

Zjednodušeně lze říci, že střední hodnotu deformační rychlosti vypočteme jako podíl příslušné skutečné deformace a času, za nějž této deformace bylo dosaženo. Od toho se odvíjí jednotka s^{-1} .

Příklady v praxi dosahovaných deformačních rychlostí uvádí tabulka 2.3.

Tabulka 2.3 **Přehled v praxi dosahovaných deformačních rychlostí**

Typ tváření	Tvářecí nástroj	Deformační rychlost
Kování a lisování	hydraulický lis buchar	0,03 až 0,06 s^{-1} 10 až 500 s^{-1}
Válcování	předvalkové tratě válcovny tlustých plechů těžké profilové tratě drátové spojité tratě pásové spojité tratě	1 až 10 s^{-1} 5 až 25 s^{-1} 5 až 15 s^{-1} 150 až 800 s^{-1} (při doválcování) 25 až 400 s^{-1}
Tváření výbuchem		řádově $10^3 s^{-1}$

S rostoucí deformační rychlostí většinou tvářitelnost roste do jistého maxima a pak zase klesá. Pro různé materiály je hodnota optimální deformační rychlosti značně odlišná. Při vysokých rychlostech tváření komplikuje situaci vliv **deformačního tepla**.

Deformační historie

Většina laboratorních zkoušek tvářitelnosti se realizuje spojitou deformací do lomu. Každý jednotlivý vzorek je tvářen při konstantní teplotě a deformační rychlosti. Mění se jen deformace. Z výsledků takovýchto experimentů můžeme určit jisté trendy, například vliv teploty na tvářitelnost konkrétního materiálu.

V průmyslové praxi většinou probíhá tváření jinak, a sice opakováním menších dílčích úběrů, oddělených časovými prodlevami, při nichž se deformačně zpevněný materiál uzdravuje a dochází tím k obnově jeho plastických vlastností.

Pro tvářitelnost a výslednou strukturu je optimální, když po každém úběru dojde k úplné rekrytalizaci materiálu, protože je tak postupně zjemňováno zrno a rovněž je tím bráněno mikrotrhlínám v šíření po hranicích zrn. Nedokonalý, jen částečný průběh rekrytalizace, vede ke vzniku nežádoucí heterogenní struktury. Čas, nezbytný pro úplný průběh rekrytalizace po jisté deformaci, je především funkcí materiálových vlastností dané slitiny a teploty. Rekrytalizace silně závisí na difúzi, takže při vyšších teplotách probíhá rychleji.

Z uvedeného je zřejmé, že za tepla tvářenému materiálu není z hlediska odolnosti proti lomu lhostejné, zda je tvářen jednou velkou deformací nebo několika dílčími úběry, jejichž zpevňující účinky jsou kompenzovány uzdravovacími procesy. Časová posloupnost a velikost jednotlivých úběrů v kombinaci s teplotními parametry tváření tvoří **deformační historii**, jejímž vhodným řízením lze kladně i záporně ovlivnit tvářitelnost i výsledné užité vlastnosti daného materiálu.

Napětový stav

Vliv tření na deformační chování materiálů

Silovým účinkem nástroje kloužou přemísťované částice tvářeného kovu po pracovní ploše nástroje, což vyvolává vznik třecích sil, které tento klouzavý pohyb brzdí, a tím nemálo ovlivňují průběh deformace v celém tvářeném tělese.

V technologických tvářecích pochodech se vyskytují tři základní druhy vnějšího tření:

- suché;
- kapalné;
- polosuché.

Vnější tření při tváření se projevuje buď jako **aktivní**, nebo **pasivní** činitel.

Tření jako aktivní činitel umožňuje uskutečnění tvářecího procesu (například záběr kovu při válcování). Vnější tření jako pasivní činitel nepříznivě ovlivňuje stav napjatosti a jako rozhodující činitel vyvolává **nerovnoměrnou deformaci**, která vede k nerovnoměrnému průběhu zpevnění a uzdravovacích procesů. To má za následek rozdílný stupeň zpevnění, rozdílnou velikost zrna a rozdílné mechanické vlastnosti v jednotlivých oblastech tvářeného tělesa.

Vnější tření se musí překonat aktivní vnější silou nebo energií, což se odráží v podobě zvýšení deformačního odporu, čímž se zhoršuje také energetická stránka tváření. Vnější tření snižuje životnost tvářecích nástrojů následkem přímého opotřebování jejich pracovních ploch a také následkem místního zvýšení teploty a napětí na těchto namáhaných plochách.

Vliv přídavných napětí na deformační chování materiálů

Jednotlivé oblasti tvářeného tělesa procházejí vlivem nerovnoměrné deformace během tváření rozdílnými změnami rozměrů. Změna rozměrů jedné oblasti vyvolává změnu rozměrů v sousední oblasti, protože tvářené těleso je jednotlým celkem, jehož jednotlivé oblasti s rozdílným deformačním účinkem nejsou od sebe mechanicky odděleny.

Toto vzájemné působení jednotlivých oblastí tvářeného tělesa se projevuje vznikem **přídavných napětí**.

Ze základů tváření je znám zákon přídavných napětí:

*Při každé plastické deformaci tělesa vznikají v oblastech zvětšujících své rozměry nad určitou střední hodnotu **přídavná tlaková napětí** a v oblastech zmenšujících své rozměry pod určitou střední hodnotu vznikají **přídavná tahová napětí**.*

Přídavná napětí jsou jedním z důsledků **nerovnoměrné deformace**. Přídavná napětí mohou zůstat ve tvářeném tělese po odlehčení vnější síly v podobě zbytkových pnutí, nebo se mohou uvolnit v podobě nežádoucí plastické deformace, anebo se mohou uvolnit v podobě porušení celistvosti tvářeného tělesa. Dalšími nepříznivými důsledky vzniku přídavných napětí je **zvýšení deformačního odporu**, **zhoršení tvářitelnosti** a vyvolání méně žádoucího stavu napjatosti, v němž se objeví **tahová napětí**.

Vliv napětového stavu na deformační chování materiálů

Bezrozměrný ukazatel stavu napjatosti budeme definovat následujícím vztahem:

$$\nu = \frac{3 \cdot \sigma_8}{S_\sigma} = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{\sqrt{\frac{1}{2} \cdot [(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]}} \quad (2.5)$$

kde $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$ jsou hlavní normálová napětí [MPa], působící v tvářeném tělese.

V čitateli daného zlomku figuruje trojnásobek oktaedrického napětí a ve vždy kladném jmenovateli pak intenzita napětí. Ukazatel stavu napjatosti vyjadřuje převahu tahových, respektive tlakových složek napětí ve tvářeném tělese.

Obecně: tahová napětí zvyšují pravděpodobnost křehkého interkrystalického lomu, tlaková napětí naopak přispívají k lepší soudržnosti materiálu během jeho deformace.

Za jinak shodných podmínek tváření tedy můžeme plastické vlastnosti konkrétního materiálu výrazně zlepšit vhodně zvoleným tvářecím postupem, který vyvolá příznivý stav napjatosti s převažujícími tlakovými složkami napětí. To dokumentuje tzv. **Kolmogorovův diagram**.

Často se také uvádí hodnoty ukazatele stavu napjatosti, odpovídající vybraným zkouškám tvářitelnosti, tj. tlakem, krutem a tahem.

Tvářitelnost jistého materiálu, zkoumaného různými metodami za stále shodné teploty i deformační rychlosti, exponenciálně klesá s rostoucí (tedy stále kladnější) hodnotou ukazatele stavu napjatosti. Mohou za to převažující tahové složky napětí, které mají na rozdíl od složek tlakových kladné znaménko. Z Kolmogorovova diagramu snadno pochopíme, jak lze přes ovlivňování stavu napjatosti zvýšit tvářitelnost nějaké málo plastické slitiny. Je třeba v materiálu vyvolat co nejpříznivější **tlakovou napjatost**.

Klasifikace uzdravovacích procesů

Plastickou deformací dochází obecně ke zpevňování tvářeného materiálu, který má samozřejmě snahu snížit v něm nahromaděnou vnitřní energii na původní (výchozí) úroveň.

To se děje přes procesy, které nazýváme **uzdravovací**, ale v literatuře se lze setkat i s dalšími synonymy, například **změkčovací** nebo **odpevňovací** (v angličtině *softening processes*). Mezi jejich hlavní projevy patří snižování hustoty dislokací.

Z časového hlediska dělíme uzdravovací procesy na **dynamické** a **postdynamické**.

Dynamické uzdravování probíhá během vlastní deformace (tedy například přímo při výškovém úběru materiálu ve válcovací mezeře), zatímco **uzdravování postdynamické** startuje až po ukončení deformace.

Postdynamické uzdravování, spojené s tvářením za vysokých teplot, probíhá například po celém tvářecím cyklu, tedy během ochlazování hotového výrobku, ale rovněž po každém jednotlivém úběru v případě běžného víceúběrového režimu tváření (viz - například uzdravování v době, kdy rozvalek opustí válcovací mezeru a míří mezi válce další válcovací stolice spojitě trati). K uzdravení za nízkých teplot nemusí mít materiál dostatek hnací síly (vnitřní energie), a pak je třeba jej ohřát; například rekrystalizačně vyžíhat po válcování za studena.

Existuje však ještě jedno klasifikační kritérium uzdravovacích procesů, a rozlišuje se nikoli podle doby průběhu, ale podle jejich typu. Rozlišujeme pak dva základní typy uzdravování deformované struktury – **zotavení** a **rekrystalizaci**.

Při **zotavení** klesá hustota dislokací například jejich anihilací, dochází k přeskupování dislokací a vzniku subzrn (tzv. *polygonizace*). Tím klesá vnitřní energie materiálu, ale nestačí to k dokonalému uzdravení, protože zásadně nevznikají nová zrna, oddělená velkoúhlovými hranicemi.

Pouze druhý typ uzdravovacího procesu, tedy **rekrystalizace** (RK) dává vzniknout zcela novým zrnům shodné fáze, a to především nukleací zárodků a jejich dalším růstem. Samozřejmě, pro zahájení rekrystalizace je třeba ještě před tím dosáhnout jisté kritické deformace (respektive jisté kumulace energie, nutné pro aktivaci tohoto děje).

Na napět'ové křivce (jinak řečeno závislosti napětí na rostoucí deformaci daného materiálu při konstantní teplotě i rychlosti tváření), uvedené na obrázku 3.1, jsou vyznačeny deformace, nutné pro vyvolání rekrystalizace dynamické, respektive statické (což je ten nejběžnější druh postdynamické rekrystalizace, a vlastně ten uzdravovací proces, na nějž v provozních podmínkách může tvářec nejvíce spoléhat při likvidaci následků deformačního zpevňování).

Z vhodného grafu lze pak vysledovat dvě klíčové informace. Jednak je zřejmé, že za daných podmínek je vyvolání statické rekrystalizace výrazně snadnější, než iniciace rekrystalizace dynamické. Stačí porovnat velikosti příslušných kritických deformací. A navíc, z napět'ové křivky vyplývá, jak účinná je rekrystalizace při změkčování tvářeného materiálu (dynamická rekrystalizace dokonce vede po překonání napět'ového píku k dočasnému poklesu deformačního odporu).

Dynamické uzdravování

Deformace, nutná pro zahájení dynamické rekrystalizace, je za srovnatelných podmínek vždy větší, než deformace, vedoucí k zahájení rekrystalizace statické. Při běžných procesech tváření za tepla (s posloupností mnoha nevelkých úběrů, střídajících se s prodlevami, při nichž materiál má šanci na uzdravování) proto většinou převládá **statická rekrystalizace**.

Tvar spojitě křivky *deformace - napětí* závisí mimo jiné na probíhajícím typu dynamických uzdravovacích procesů a na termomechanických podmínkách tváření. Ty jsou souhrnně definovány tak zvaným **Zenerovým - Hollomonovým parametrem** Z [s^{-1}]:

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (3.1)$$

Teplota deformace T je v této rovnici udávána v [K], R je všem známá molární plynová konstanta ($8,314 \text{ J.K}^{-1}.\text{mol}^{-1}$) a $\dot{\epsilon}$ [s^{-1}] je deformační rychlost.

Aktivační energie při tváření za tepla Q [kJ/mol] vnáší do veličiny Z materiálový faktor. Aktivační energie Q [kJ.mol^{-1}] závisí na chemickém složení a na mikrostruktuře materiálu tvářeného za tepla. Tato velice důležitá materiálová konstanta se používá k predikci počátku dynamické rekrytalizace a může být využita k matematickému popisu napět'ových křivek.

Pro stanovení velikosti aktivační energie lze použít modifikovaný vztah autorů Sellarsa a Tegarta:

$$\dot{\epsilon} = C \cdot \exp\left[-\frac{Q}{R \cdot T}\right] \cdot [\sinh(\alpha \cdot \sigma_{\max})]^n \quad (3.2)$$

Uvedená rovnice vypadá na první pohled velmi složitě. Jejím řešením s využitím částečných lineárních regresí, doplněných finální nelineární regresí, lze určit nejen aktivační energii Q , ale rovněž další konstanty C [s^{-1}], α [MPa^{-1}] a n [-].

Při takových kombinacích teploty a rychlosti deformace, které pro daný materiál dávají shodnou velikost parametru Z , budou napět'ové křivky tvarově i kvantitativně shodné. I proto je Zeyerův - Hollomonův parametr charakterizován jako **teplotně kompenzovaná deformační rychlost** (to je vhodná definice, účinně napomáhající při zapamatování si tohoto složitého vzorce, popisujícího veličinu Z).

Vyšší hodnota parametru Z posune napět'ový pík směrem k vyšším deformacím (dojde k oddálení dynamické rekrytalizace) i k vyšším napětím (roste tedy deformační odpor).

Především můžeme snadno rozlišit vliv různých dějů na **tvar napět'ové křivky**. Komplikovaný účinek dynamické rekrytalizace byl již zmíněn – tvar příslušné křivky je ve stoupající části dán zpevňováním, po překonání napět'ového píku dočasně dynamická rekrytalizace převládne nad současně probíhajícími zpevňováním a až při velmi vysokých deformacích dojde k vyrovnání rychlosti zpevňování a uzdravování. Tehdy už se hodnota deformačního odporu s deformací prakticky nemění a dojde k tak zvanému **ustálenému plastickému toku** (*steady-state*). Dynamická rekrytalizace se projevuje výrazným snížením hustoty dislokací v místech, kde proběhla.

Působí-li při tváření za studena pouze zpevňování, napět'ová křivka stále (přesněji až do vyčerpání plasticity materiálu) roste.

Dynamické zotavení není schopno tak účinně uzdravovat materiál jako rekrytalizace a po překročení jisté kritické deformace nedojde k poklesu deformačního odporu, ale hned je dosažen ustálený plastický tok. Dynamické zotavení se uplatňuje při malých velikostech deformace nebo při nízkých tvářecích teplotách a je převládajícím mechanismem u kovů s vysokou energií vrstevných chyb (například ferit, slitiny hliníku, zinek). Řídicím mechanismem zotavení je šplhání dislokací za současné migrace vakancí. Při dynamickém zotavení nevznikají nová zrna a ke změkčování dochází rovnoměrně ve všech částech matrice za vzniku polygonizované dislokační substruktury. Hustota dislokací se sníží pouze částečně, a proto ani nedojde k úplnému odstranění zpevňování.

Podle rychlosti deformace a velikosti teploty deformace mohou nastat při dynamické rekrytalizaci dva typické případy průběhu napět'ové křivky. Proběhne-li deformace při relativně nízkých teplotách a současně při vysokých deformačních rychlostech, bude mít napět'ová křivka pouze jeden pík a výsledná mikrostruktura bude *jemnozrnná*. Oproti tomu

při relativně vysokých teplotách a při nízkých deformačních rychlostech bude mít napěťová křivka několik píků (jedná se o tak zvané cyklické chování).

Důležitá je schopnost odhadnout velikost deformace do píku ϵ_p . Ta koresponduje zhruba se zahájením dynamické rekrytalizace a zcela přesně s hodnotou maximálního deformačního odporu materiálu $\sigma_{\max}$ [MPa] za dané teploty a rychlosti tváření.

S využitím Zeyerova - Hollomonova parametru lze hodnoty souřadnic napěťového píku (ϵ_p a $\sigma_{\max}$) stanovit podle následujících vztahů:

$$\epsilon_p = U \cdot Z^W \quad (3.3)$$

$$\sigma_{\max} = \frac{1}{\alpha} \cdot \arg \sinh \sqrt{\frac{Z}{C}} \quad (3.4)$$

Metalografický snímek nízkolegované tvářené oceli zachytí přesně okamžik vzniku prvních, dynamicky rekrytalizovaných zrn (zvýrazněno červenou barvou) na hranicích zrn, protažených válcováním. Vše se týká austenitu a bylo tedy nutné zakalenou strukturu obtížně leptat na původní zrno.

Dynamická rekrytalizace je nejčastější odpevňovací proces, který probíhá při válcování tyčí a drátů za tepla na spojitých válcovacích tratích. Pro proces spojitého válcování je charakteristické postupné zkracování prodlev mezi úběry a růst rychlosti deformace během úběrů. Během prvních úběrů jsou vhodné podmínky pro průběh statické rekrytalizace, ale se zmenšujícím se průřezem provalku se začíná uplatňovat odpevňování tvářeného materiálu dynamickou rekrytalizací.

Dynamická rekrytalizace je rozhodujícím mechanismem změkčování u kovů a slitin, vykazujících nízkou energii vrstevných chyb s nepropustným dislokačním sítovým pro procházející dislokace. Tímto procesem změkčování se vytvářejí nukleační zárodky nových zrn stejné fáze, které pak rostou. Tento mechanismus má za následek odstranění zpevnění a dosažení lepších plastických vlastností. Zárodky nových zrn se tvoří koalescencí subzrn. Výhodnými místy pro vznik zárodků jsou místa s vyšší energií mřížky, což jsou většinou hranice původních zrn a tak zvané **deformační pásy**. Jako zárodky rekrytalizace mohou posloužit i cizí částice, jako jsou například hrubozrnné nerozpustné precipitáty.

K popisu kinetiky dynamické rekrytalizace je často využívána namísto času velikost deformace.

Podíl dynamicky rekrytalizované struktury X_{DRX} [-] pak může být vyjádřen následujícím vztahem:

$$X_{DRX} = 1 - \exp \left[B \left(\frac{\epsilon - \epsilon_c}{\epsilon_p} \right) \right]^k \quad (3.5)$$

kde B je materiálová konstanta, ϵ_c [-] je kritická deformace, nutná k vyvolání dynamické rekrytalizace a ϵ_p [-] je píkovaná deformace.

Velikost dynamicky rekrytalizovaného zrna není ovlivňovaná velikostí deformace a velikostí zrna před deformací, ale závisí na interakci teploty deformace a deformační rychlosti, která může být vyjádřena Zener - Hollomonovým parametrem.

Velikost zrna po dynamické rekrytalizaci může být stanovena následujícím vztahem:

$$D_{DRX} = B \cdot Z' \quad (3.6)$$

kde B a r [-] jsou koeficienty, charakterizující příslušný materiál.

Vliv teploty deformace a velikosti deformační rychlosti na podíly dynamicky rekrystalizované struktury uvádí literatura. S rostoucí teplotou deformace a s klesající hodnotou deformační rychlosti, při stejné velikosti deformace, roste podíl dynamicky rekrystalizované struktury.

Postdynamické uzdravování

Zjednodušeně si lze představit, že před tvářením je výchozí struktura materiálu tvořena rovnoosými (téměř kulovitými) zrn. Válcováním, kování, a podobně, se tato zrna zplošťují nebo protahují ve směru hlavní deformace. Mění se tedy jejich tvar, nikoli však jejich velikost. Samotné tvářením v běžných podmínkách nezjemní výchozí strukturu. K tomu je třeba využít *fázovou transformaci* nebo (častěji) *strukturní proces*, vytvářející nová zrna stejné fáze, tedy rekrystalizaci.

V deformované struktuře existuje mnoho zárodečných míst se zvýšenou energií (především hranice zrn). Vzniká tedy hodně nových zrn a ty si později při svém růstu začnou překážet a nemohou tedy narůst tak, jak by si dle fyzikálních zákonů přály. To je velmi populárně popsán způsob zjemňování zrna rekrystalizací, která musí být vyvolána předchozí deformací.

Postdynamické uzdravovací procesy lze rozdělit na:

- statické zotavení;
- metadynamickou rekrystalizaci;
- statickou rekrystalizaci.

Po válcování za tepla jsou světlá feritická zrna víceméně rovnoosá (tedy rekrystalizovaná), co do velikosti nerovnoměrná. Tmavé oblasti jsou tvořeny perlitem. Válcováním pod teplotou rekrystalizace došlo k protažení zrn, nikoli však k jejich zjemnění. Ostrůvky perlitu byly rozdrobeny. Následným rekrystalizačním žháním perlit globulitizoval a feritická zrna získala rovnoosý charakter. Parametry žhánění v tomto případě vedly ke zrovnoměnění struktury, ale ne ke zjemnění zrna. Není to tedy případ, typický pro opakovanou deformaci za tepla a statickou rekrystalizaci.

Při *statickém zotavení* dochází pouze k částečnému odpevnění deformované struktury. Po překročení určité hodnoty deformace, která je nutná k vyvolání statické rekrystalizace, dochází k úplnému uzdravení deformované struktury kombinací statického zotavení a statické rekrystalizace. K těmto procesům dochází po určité inkubační době, která je tím kratší, čím větší je deformace.

Předpokladem pro vznik *metadynamické rekrystalizace* jsou dynamicky rekrystalizovaná zrna při tvářením. Ta se stávají zárodky pro růst zrn při metadynamické rekrystalizaci. Metadynamická rekrystalizace nevyžaduje žádnou inkubační dobu a její průběh je až o jeden řád rychlejší než u statické rekrystalizace, a proto ji předbíhá.

Rychlost (tedy kinetika) všech uzdravovacích procesů je ovlivňována chemickým složením materiálu, jeho strukturním stavem, aktuální teplotou atd. Kinetika postdynamického uzdravování závisí významně také na době žhánění t [s] po tvářením a na velikosti předchozí deformace.

Avramiho rovnice popisuje, jak se tzv. *rekrystalizovaný podíl* X_R při izotermickém žhánění mění s jeho dobou:

$$X_R = 1 - \exp(-K \cdot t^n) \quad (3.7)$$

kde n je kinetický exponent a K vyjadřuje vliv termomechanických podmínek tvářením a žhánění (v něm je například schován vliv teploty).

Veličina X_R udává, jaká část deformované struktury rekrystalizovala, tedy procentuálně kolik deformací protažených zrn se přeměnilo na zrna nová, rovnoosá (lze to zjistit například metalograficky).

Rekrystalizovaný podíl se může pohybovat v intervalu $\{0;1\}$, resp. 0 % (zcela deformovaná struktura) až 100 % (dokonale zrekrystalizovaná struktura).

Stupeň změkčení postdynamických uzdravovacích procesů lze stanovit také z deformačních napětí, která lze zjistit například přerušovanou krutovou zkouškou s řízenou dobou uzdravení po deformaci:

$$X_R = 1 - \frac{\sigma_2 - \sigma_1}{\sigma_m - \sigma_1} \quad (3.8)$$

kde σ_1 [MPa] je mez kluzu při 1. deformaci, σ_2 [MPa] je mez kluzu při 2. deformaci a σ_m [MPa] je maximální napětí při 1. deformaci.

Průběh uzdravování materiálu

Veličina X_R při izotermickém žhání nenarůstá lineárně, ale její časová závislost má esovitý tvar. To je dáno zpomalujícími faktory na počátku a na konci průběhu statické rekrystalizace. V počáteční nukleační fázi vzniká mnoho zárodků nových zrn, ale ta jsou tak malinká, že se to jen nevýrazně projeví na celkovém rekrystalizovaném podílu. Zpomalení ke konci procesu je pak způsobeno tím, že jednotlivá rostoucí nová zrna si začínají překážet.

Časový průběh statické rekrystalizace je popisován ve formě rovnic, které vyjadřují čas, potřebný pro vznik 50 % rekrystalizovaných zrn.

Příkladem je následující rovnice, která je využívána k predikci statické rekrystalizace při tváření za tepla:

$$t_{0,5} = A \cdot e^{-p} \cdot \dot{\epsilon}^{-q} \cdot D_0^m \cdot \exp\left(\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (3.9)$$

kde D_0 je počáteční velikost zrna a p , q a m jsou materiálové konstanty.

Statická rekrystalizace ovšem není jediným mechanismem postdynamického uzdravování. Budeme-li pečlivým měřením deformačního odporu nebo tvrdosti určovat celkový stupeň změkčení X , zjistíme jeho hodnoty vyšší, než by odpovídalo pouze rekrystalizaci. To lze vysvětlit tím, že do celkového změkčení se promítá kromě rekrystalizace také **statické zotavení**.

Křivky $X = f(\log t)$ bývají složitější než jednoduché průběhy $X_R = f(\log t)$ dle Avramiho rovnice. Jsou vícestupňové, a to právě z důvodu průběhu několika probíhajících uzdravovacích mechanismů, vyvolaných různě velkou předchozí deformací (viz obrázek 3.7).

Základní činitele ovlivňující kinetiku uzdravování

Chemické složení materiálu

Nejsnadněji se uzdravují čisté kovy, nebo co nejjednodušší slitiny. Legovací prvky v tuhém roztoku (intersticiální, substituční) nejenže zpevňují materiál, ale i více či méně brzdí rekrystalizaci.

Nejefektivnější z hlediska zpomalování uzdravovacích procesů jsou ovšem precipitáty (v ocelích nejčastěji částice karbidů nebo nitridů, vzniklé z přesyceného tuhého roztoku). Precipitáty jsou tím účinnější, čím je jich více a čím jsou menší; omezují rozvoj statického

zotavení a zabraňují vzniku rekrystalizačních zárodků. Oproti tomu hrubé částice působí jako místa koncentrace deformace, a proto v těchto místech dochází k počáteční nukleaci rekrystalizačních zárodků.

Prvky s vyšší teplotou tání vesměs zvyšují aktivační energii samodifúze, a tím i aktivační energii rekrystalizace. V ocelích to jsou zejména Cr (1920 °C), Mo (2622 °C), W (3400 °C), Nb (1950 °C).

Skvělý příklad uchycení hranice zrna částicemi Fe_3Zr ve slitině Fe-Al-Cr-Zr představuje pak mikrostruktura vzorku

Strukturní stav

Nejlépe se uzdravují jednofázové struktury, každá další fáze nebo heterogenita je na překážku. Hrubší výchozí zrna znamenají menší celkovou plochu hranic zrn, tím pádem méně míst energeticky vhodných pro nukleaci zárodků nových zrn a tedy horší podmínky pro rekrystalizaci.

Velikost deformace

Tímto parametrem lze ovlivnit především typ uzdravovacího mechanismu (například vyvoláme zotavení, nebo rekrystalizaci – statickou nebo dynamickou).

Rychlost deformace

Zvýšená rychlost deformace urychluje kinetiku rekrystalizace. Zkracuje se doba průběhu zotavovacích dějů, takže materiál má během tváření a po tváření za tepla větší hustotu dislokací a vnitřní energii.

Teplota a doba žíhání

Rostoucí teplota zkracuje inkubační dobu rekrystalizace a zlepšuje migrační schopnost hranic nových zrn, uzdravování tedy bude probíhat rychleji. Doba výdrže na teplotě po deformaci musí při daných podmínkách zajistit úplný průběh rekrystalizace, avšak zbytečné prodlužování této výdrže může vést až k hrubnutí rekrystalizovaných zrn, což je nesporně kontraproduktivní.

Velikost zrna

Se snižující se velikostí zrna se kinetika rekrystalizace urychluje následkem vyšší hustoty nukleačních míst. Vliv velikosti zrna se uplatňuje především při menších velikostech deformace a při nižších teplotách. Vliv velikosti zrna se projevuje výrazněji na kinetiku statické rekrystalizace, než dynamické.

Velikost rekrystalizovaného zrna celkem výrazně závisí na teplotě. Jak na obrázku 3.9 dokumentují mikrostruktury technicky čistého niklu rekrystalizačně žíhaného po válcování za studena, s rostoucí teplotou žíhání výrazně hrubne výsledné zrna.

Na příkladu elektrotechnické oceli s 3 % Si si můžeme ukázat, jak vypadá (a při tváření se rovněž analogicky chová) nedokonale zrekrystalizovaná mikrostruktura.

Vliv uzdravovacích procesů na deformační chování a vlastností materiálů

Uzdravovací procesy změkčují deformačně zpevněný materiál, snižují jeho deformační odpor a obnovují jeho plastické vlastnosti. Umožňují tedy celkově vysoké stupně protváření při opakované deformaci (při víceúběrových režimech tváření) s rostoucí rychlostí uzdravování (hlavně rekrystalizace) se všeobecně zlepšuje tváritelnost materiálu. Při tváření

vznikají na hranicích zrn mikrotrhliny, jejichž šíření po hranicích zrn je energeticky ne příliš náročné a tedy snadnější.

Rekrystalizace změny hranice zrn a dostane tyto mikrotrhliny do nových poloh. Jejich šíření v objemu zrna (transkrystalicky) je méně pravděpodobné. Snižuje se tak nebezpečí **křehkého interkrystalického lomu**.

Mikrofotografie vzorku z vysokolegované chromové pak přímo ukazuje rozmanité jevy, které zde byly uvedeny. Nalezneme zde velká nerekrystalizovaná zrna (často s deformačními pásy), jemná zrna coby známku místně nastupující rekrystalizace, a především interkrystalickou trhlinu, postupující z povrchu vývalku.

Mechanické vlastnosti tvářených výrobků lze ovlivnit mnoha způsoby; přes chemické složení, tepelné zpracování aj. Nejefektivnější je však zaměřit se na strukturu v průběhu tváření, tedy řízeně ovládat procesy opakované deformace při víceúběrovém tváření.

Opakovanou statickou rekrystalizací postupně zjemňovat zrno – to je nejobvyklejší metoda ovládání strukturotvorných změn při konvenčních procesech tváření za tepla. Následující mikrofotografii původních austenitických zrn v nízkolegované Mn-V oceli a je u je uváděno v literatuře období, kdy část struktury již zrekrystalizovala a část ještě zůstala ve formě hrubých deformovaných zrn. Míra zjemnění zrn jedním cyklem statické rekrystalizace je zde očividná.

Na příkladu tváření za tepla žáruvzdorné austenitické Cr-Ni-Si oceli můžeme vidět, jak účinná je při tvorbě struktury opakovaná statická rekrystalizace.

Jemnozrnná konečná mikrostruktura je z uživatelského hlediska výhodná proto, že vykazuje lepší pevnostní a současně také plastické vlastnosti než struktura, tvořená hrubými zrny. Víceméně automatické dosažení tohoto efektu lze považovat za jednu ze základních předností tváření jako způsobu zpracování materiálu.

Následující vzorec shrnuje vlivy na jednu z pevnostních vlastností, mez kluzu $R_{p0.2}$ [MPa]. Kromě příspěvků jednotlivých napětí σ [MPa] zaměříme pozornost na zlomek, v jehož čitateli je materiálová konstanta k a ve jmenovateli odmocnina z velikosti zrna D [mm]:

$$R_{p0.2} = \sigma_{\text{základní}} + \sigma_{\text{tuhý-roztok}} + \sigma_{\text{dislokace}} + \sigma_{\text{textura}} + \sigma_{\text{precipitáty}} + \frac{k}{\sqrt{D}} \quad (3.10)$$

Takto je tedy možné ovlivnit vlastnosti tvářeného výrobku, s ohledem jeho mikrostrukturní charakteristiky.

Rychlost deformace

Zvýšená rychlost deformace urychluje kinetiku rekrystalizace. Zkracuje se doba průběhu zotavovacích dějů, takže materiál má během tváření a po tváření za tepla větší hustotu dislokací a vnitřní energii.

Teplota a doba žíhání

Rostoucí teplota zkracuje inkubační dobu rekrystalizace a zlepšuje migrační schopnost hranic nových zrn, uzdravování tedy bude probíhat rychleji. Doba výdrže na teplotě po deformaci musí při daných podmínkách zajistit úplný průběh rekrystalizace, avšak zbytečné prodloužování této výdrže může vést až k hrubnutí zrekrystalizovaných zrn, což je nesporně kontraproduktivní.

Velikost zrna

Se snižující se velikostí zrna se kinetika rekrytalizace urychluje následkem vyšší hustoty nukleačních míst. Vliv velikosti zrna se uplatňuje především při menších velikostech deformace a při nižších teplotách. Vliv velikosti zrna se projevuje výrazněji na kinetiku statické rekrytalizace, než dynamické.

Velikost rekrytalizovaného zrna celkem výrazně závisí na teplotě. Jak se často dokumentují mikrostruktury technicky čistého niklu rekrytalizačně žíhaného po válcování za studena, s rostoucí teplotou žíhání výrazně hrubne výsledné zrna.

Na příkladu elektrotechnické oceli s 3 % Si si můžeme ukázat, jak vypadá (a při tváření se rovněž analogicky chová) nedokonale zrekrystalizovaná mikrostruktura.

Vliv uzdravovacích procesů na deformační chování a vlastnosti materiálů

Uzdravovací procesy změkčují deformačně zpevněný materiál, snižují jeho deformační odpor a obnovují jeho plastické vlastnosti. Umožňují tedy celkově vysoké stupně protváření při opakované deformaci (při víceúběrových režimech tváření) s rostoucí rychlostí uzdravování (hlavně rekrytalizace) se všeobecně zlepšuje tvářitelnost materiálu. Při tváření vznikají na hranicích zrn mikrotrhliny, jejichž šíření po hranicích zrn je energeticky ne příliš náročné a tedy snadnější.

Rekrytalizace změní hranice zrn a dostane tyto mikrotrhliny do nových poloh. Jejich šíření v objemu zrna (transkrystalicky) je méně pravděpodobné. Snižuje se tak nebezpečí **křehkého interkrystalického lomu**.

Mikrofotografie vzorku z vysokolegované chromové pak přímo ukazuje rozmanité jevy, které zde byly uvedeny. Nalezneme zde velká nerekrystalizovaná zrna (často s deformačními pásy), jemná zrna coby známku místně nastupující rekrytalizace, a především interkrystalickou trhlinu, postupující z povrchu vývalku.

Mechanické vlastnosti tvářených výrobků lze ovlivnit mnoha způsoby; přes chemické složení, tepelné zpracování aj. Nejeefektivnější je však zaměřit se na strukturu v průběhu tváření, tedy řízeně ovládat procesy opakované deformace při víceúběrovém tváření.

Opakovanou statickou rekrytalizací postupně zjemňovat zrna – to je nejobvyklejší metoda ovládání strukturotvorných změn při konvenčních procesech tváření za tepla. Následujícím procesem tváření za tepla původních austenitických zrn v nízkelegované Mn-V oceli je vidět často na mikrostruktuře období, kdy část struktury již zrekrystalizovala a část ještě zůstala ve formě hrubých deformovaných zrn. Míra zjemnění zrn jedním cyklem statické rekrytalizace je často očividná.

Literatura

- [1] ŽÍDEK, M. Metalurgická tvařitelnost ocelí za tepla a za studena. 1. vydání. Praha: Aleko, 1995. 348 s. ISBN 80-85341-45-X.
- [2] HENSEL, A., SPITTEL, T. Novel approach to force and energy parameters in the hot rolling of high-alloy-steel strip and sheet. Hutník. 1975, roč. 42, č. 8-9, s. 338-345. ISSN 0018-8077.
- [3] Plasticity of metallic materials. Editoři: HADASIK, E., SCHINDLER, I. 1. vydání. Gliwice: Silesian University of Technology, 2004. 244 s. ISBN 83-7335-197-3.

Další informace: Seminární a konferenční sborníky s ISBN TESYDO, s.r.o., r. 2020, 2021 a 2022, 2023.