

## Fyzikální a matematická simulace spojitého válcování a ochlazování HSLA oceli

### Physical and Mathematical Simulation of Continuous Controlled Rolling and Cooling of HSLAS

doc. Ing. Richard Fabík, Ph.D.<sup>1</sup>; Ing. Tomáš Kubina, Ph.D.<sup>1</sup>; Ing. Michal Sauer<sup>1</sup>; prof. Ing. Ivo Schindler, CSc.<sup>2</sup>; Ing. Stanislav Rusz, Ph.D.<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Liberty Ostrava a.s., Výzkum – Nové výrobky, Vratimovská 689/117, 719 00 Ostrava-Kunčice, Česká republika

<sup>2</sup> VŠB – Technická univerzita Ostrava, Fakulta materiálově-technologická, 17. listopadu 2172/15, 708 00 Ostrava-Poruba, Česká republika

*Pomocí laboratorního válcování na polo-spojité válcovací trati niobem mikrolegovaných ocelových tyčí byla na VŠB – Technické Univerzitě Ostrava provedena zjednodušená simulace vlivu podmínek válcování a ochlazování při válcování tyčí na Středojemné válcovně v Liberty Ostrava a.s. Experimentálně byla stanovena teplota nulové rekrytalizace. Byly stanoveny strukturní a mechanické vlastnosti tyčí ovlivněné teplotou dovalcování v širokém rozmezí teplot od 700 do 1000 °C) a způsobem konečného ochlazování vývalků. Laboratorní válcování bylo použito pro verifikaci modelu vývoje mikrostruktury, který byl vyvinut v Liberty Ostrava a.s. za účelem možnosti optimalizace výrobní technologie s ohledem na zavádění nových jakostí oceli.*

**Klíčová slova:** laboratorní válcovna; HSLA ocel; teplota nulové rekrytalizace; řízené válcování; zrychlené ochlazování; zkouška tahem; model vývoje mikrostruktury; matematické modelování

*A hot semi-continuous laboratory mill was used for a simplified simulation of rolling the niobium-microalloyed steel bars. The non-recrystallization temperature was determined experimentally. The structural and mechanical properties of the bars affected by the finish-rolling temperature (700 – 1000°C) and the method of final cooling were determined. Continuous laboratory rolling of an HSLA steel with 0.16% C, 1.34% Mn and 0.027% Nb confirmed the main advantage of this method compared to the use of a hot deformation simulator (which provides more accurate temperature control). Due to their size and shape, the resulting laboratory rolled bars enable standard mechanical properties testing, even if the results are subject to greater variance than, for example, in operating conditions.*

*The highest rolling temperature, after which no recrystallized austenite grains appeared in the structure, was 790°C.*

*By lowering the finish-rolling temperature to 700 – 750°C, it was possible to refine the final ferritic grain below 3.5 µm, which led to yield stress of up to 576 MPa and ductility above 30 %. Tensile strength was only slightly affected by the experimental conditions. Accelerated cooling with water jets led to an increase in the strength properties and a decrease in ductility. Although continuous finish rolling was started in a wide temperature range of 700 – 1000°C, the temperature trends of the resulting properties were not fundamentally influenced by the predicted regions with different phase composition (transformation temperature  $A_{r3} = 714 - 748^\circ\text{C}$  according to deformation temperature) or the non-recrystallization temperature determined as 790°C. The microstructure evolution during laboratory rolling was simulated using the microstructure evolution model developed at Liberty Ostrava. The results showed a very good agreement between the real and predicted ferritic grain size, and also helped to clarify which structure-forming processes taking place in the steel.*

**Key words:** laboratory rolling mill; HSLA steel; non-recrystallization temperature; controlled rolling; accelerated cooling; tensile test; microstructure evolution model; mathematical simulation

#### Úvod

Jedním z charakteristických rysů spojitě Středojemné válcovny v Liberty Ostrava a.s. je velmi široké portfolio vyráběných vývalků. Válcovna v sortimentu tyčí a profilů vyrábí více než 400 různých profilů rozměrů.

Potřeba lépe řídit probíhající strukturotvorné procesy během válcování se objevila v souvislosti s vývojem

jakosti oceli S355J2 ve stavu dodání +N. Jedná se o stav, který odpovídá normalizačnímu válcování nebo žihání. Velikost zrna oceli je zde hlavně řízena dynamickou rekrytalizací, která pokud je zcela ukončena po posledním úběru zajistí, že vlastnosti oceli budou stejné ve stavu po válcování, jako i ve stavu po normalizačním žihání. Dalším tepelným zpracováním tak nedojde ani ke zhoršení vlastností oceli, jako v případě

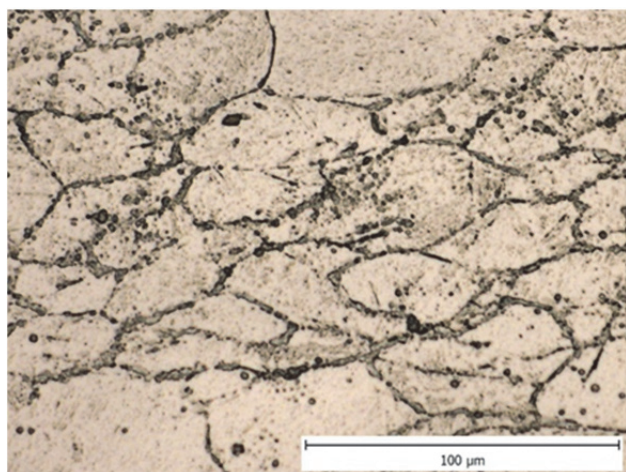
oceli ve stavu +M (po termomechanickém válcování, kdy poslední úběry probíhají bez rekrystalizace a dochází tak ke kumulaci deformace v austenitu a následně ke vzniku jemnozrnného feritu) a ani ke zlepšení vlastností, jako je tomu často u ocelí ve stavu +AR (tedy po konvenčním válcování, kdy je vlivem vysokých doválcovacích teplot struktura oceli poměrně hrubozrnná).

Analýza strukturotvorných procesů u tak velkého množství vývalků se neobešla bez matematického modelování. Proto byl na oddělení Výzkum Liberty Ostrava a.s. vytvořen model vývoje mikrostruktury, díky kterému je možno velmi efektivně analyzovat a optimalizovat úběrové plány z hlediska probíhajících strukturotvorných procesů (úplná nebo částečná rekrystalizace, precipitace a hrubnutí zrna).

Pro verifikaci vytvořeného modelu bylo využito, ve spolupráci s VŠB-TUO, laboratorní válcování na polospojité válcovně [1]. Výsledky verifikace jsou uvedeny v této práci.

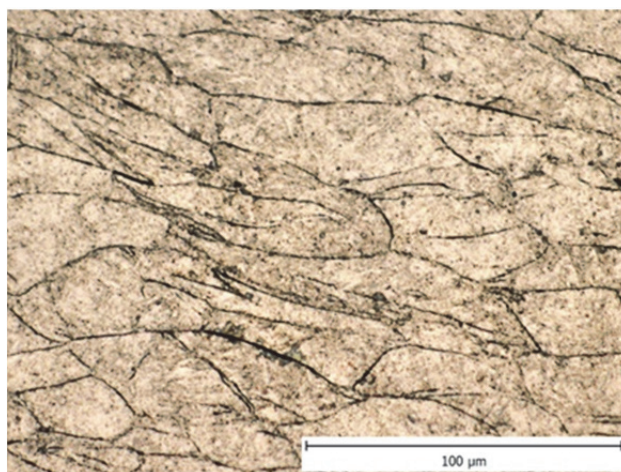
## 1. Teplota nulové rekrystalizace

K laboratorním experimentům byla dodána tyč o průměru 25 mm vyválnovaná na SJV LO z niobem mikrolegované oceli.



Tyče byly ohřáty v elektrické odporové peci na teplotu 1220 °C po dobu 30 minut. To jsou podmínky, které by, dle dřívějších výzkumů [2], měly zaručit úplné rozpuštění precipitátů typu NbX, které se v oceli vyskytují. Po ohřevu byly tyče převálnovány dvěma vratnými úběry (plochý ovál – kruh) na průměr 20 mm. Následovala prodleva a volné ochlazování na vzduchu na teplotu v rozmezí 900 až 700 °C, poslední plochý úběr na tloušťku přibližně 7 mm, prodleva 5 s a zafixování výsledné struktury rychlým zakalením do vody.

Původní austenitické zrna bylo vyhodnoceno metalograficky pomocí metody popouštěcí křehkosti v oblasti největší intenzity deformace (střed vývalku) v podélném směru. Nejvyšší válcovací teplota, při které byla ve struktuře pozorována nerekrystalizovaná austenitická zrna, byla 790 °C (viz obr. 1). Takto nízká teplota nulové rekrystalizace (TNR) je překvapivá pouze zdánlivě. Jak bylo potvrzeno v pracích jiných autorů [3, 4], způsobuje intenzivní deformace pokles TNR u HSLA ocelí o více než 100 °C.



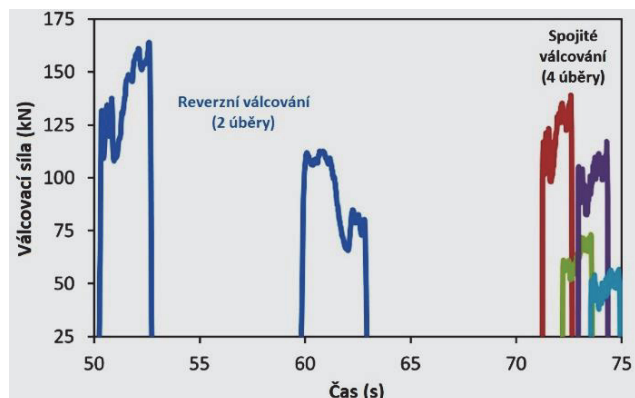
Obr. 1 Rekrystalizované austenitické zrna po válcování při teplotě 810 °C (vlevo), deformované austenitické zrna po válcování při teplotě 790 °C (vpravo)

Fig. 1 Recrystallized austenitic grains after rolling at 810 °C (left), flattened grains after rolling at 790 °C (right)

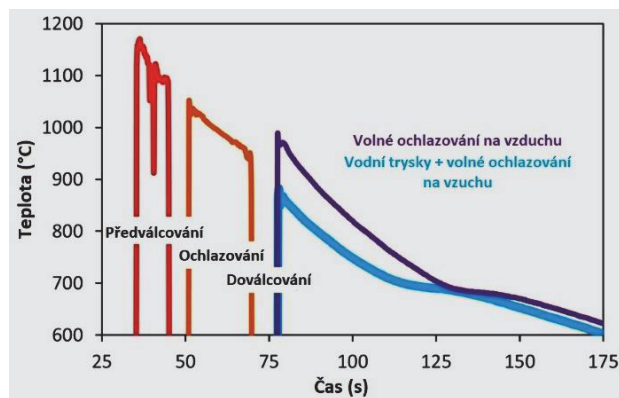
## 2. Řízené válcování a ochlazování

Tyče byly opět ohřáty na teplotu 1220 °C a reverzně proválnovány na průměr 20 mm. Poté byly rychle přesunuty ke spojitému pořadí laboratorní válcovací tratě. Zde čekaly pod teplotním skenerem na doválcovací teplotu, která se pohybovala v rozmezí 1000 až 700 °C. Následovalo válcování čtyřmi úběry na průměr 12,3 mm.

Během spojitého válcování se rychlost tyče postupně zvyšovala z 1 na 2,1 m·s<sup>-1</sup>. Časový průběh válcování je zřejmý ze záznamu válcovacích sil na obr. 2. Bezprostředně po válcování chladly tyče volně na vzduchu nebo zrychleně o 100 °C pomocí nastavitelných vodních trysek. Příklad záznamu teplot je uveden na obr. 3. Jeden vzorek byl po vyválnování zakalen ve vodě.



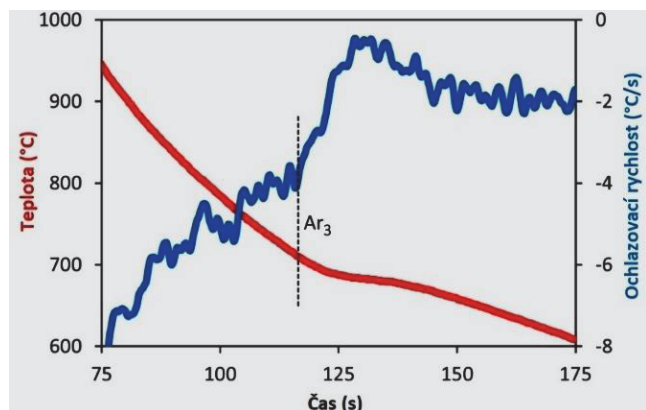
Obr. 2 Časový záznam válcovacích sil (doválcovací teplota 1000 °C)  
Fig. 2 Time sequence of roll separating force (finishing temperature of 1000°C)



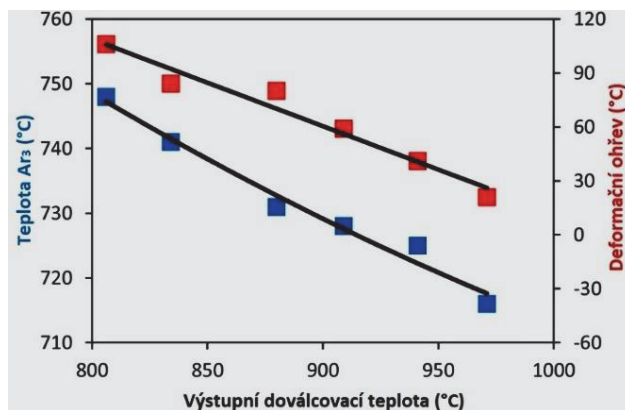
Obr. 3 Časový záznam teplot (doválcovací teplota 950 °C)  
Fig. 3 Time sequence of temperature (finishing temperature of 950°C)

Pomocí numerické derivace ochlazovacích křivek bylo možno získat časové závislosti skutečné ochlazovací rychlosti a následně, ze změny jejich trendu, také teploty fázové transformace austenit – ferit ( $Ar_3$ ) (viz obr. 4).

Hodnoty  $Ar_3$  rostou se snižující se doválcovací teplotou. Vzhledem k významnému vzniku deformačního tepla je nutno rozlišovat vstupní a výstupní doválcovací teplotu (viz obr. 5).



Obr. 4 Ochlazovací křivka a rychlost ochlazování (doválcovací teplota 950 °C)  
Fig. 4 Cooling curve and cooling rate after finishing at 950°C

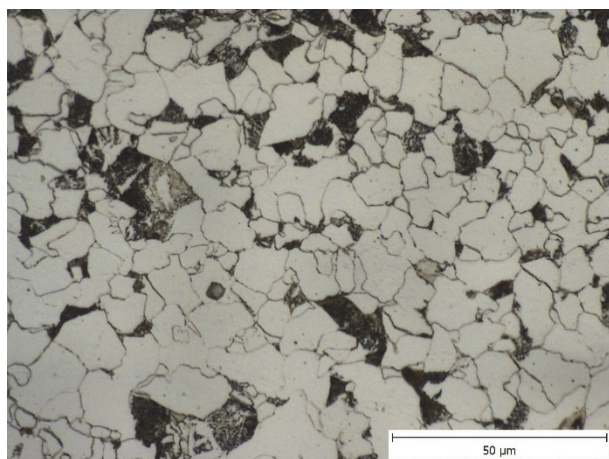


Obr. 5 Vliv výstupní doválcovací teploty na deformační ohřev a transformační teplotu  
Fig. 5 Influence of output finishing temperature on deformation heating and transformation temperature

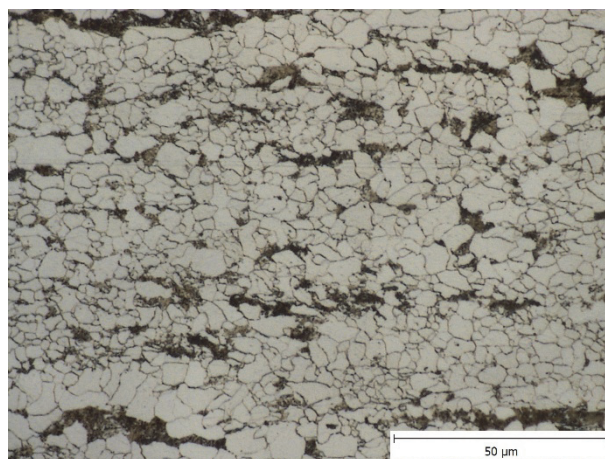
### 3. Mikrostruktura a mechanické vlastnosti

Pomocí optické mikroskopie bylo zjištěno, že struktura výsledných tyčí je tvořena hlavně rekrystalizovaným feritem a perlitem, a to dokonce i při doválcování ve feritické oblasti. Výjimkou je pochopitelně jedna kalená tyč, kdy je struktura tvořena převážně bainitem s malým podílem martenzitu (viz obr. 6). Se snižující se teplotou se snižuje velikost feritického zrna, ale heterogenita a rádkovost struktury roste.

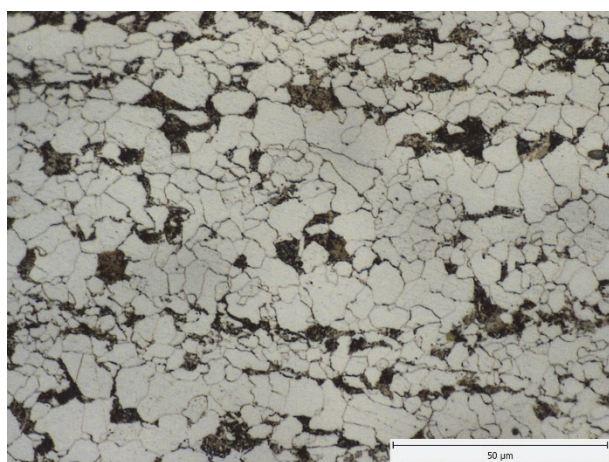
V tab. 1 jsou uvedeny hodnoty výsledné velikosti feritického zrna (s intervalem spolehlivosti 95 % z 200 měření) a mechanické vlastnosti stanovené pomocí zkoušky tahem při pokojové teplotě (uvedena je směrodatná odchylka ze tří měření) pro všechny varianty válcování a ochlazování.



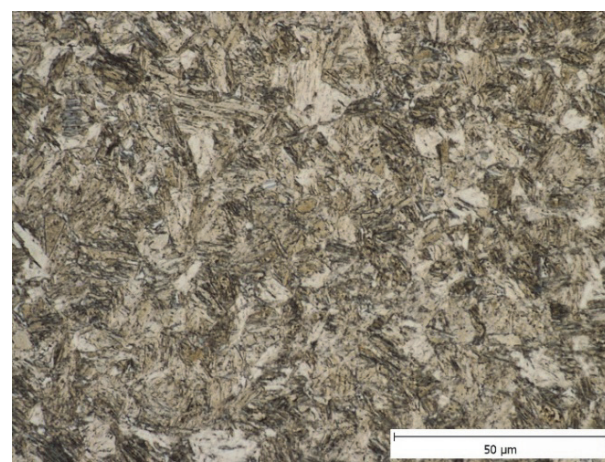
a) doválcování při 950 °C, volné ochlazování  
a) finishing at 950°C, free cooling



b) doválcování při 700 °C, volné ochlazování  
b) finishing at 700°C, free cooling



c) doválcování při 850 °C, zrychlené ochlazování  
c) finishing at 850°C, accelerated cooling



d) doválcování při 950 °C, kalení  
d) finishing at 950°C, quenching

Obr. 6 Příklady výsledných mikrostruktur

Fig. 6 Examples of final microstructures

Tab. 1 Mechanické a mikrostrukturní vlastnosti laboratorních vývalků

Tab. 1 Mechanical and structural properties of the laboratory rolled bars

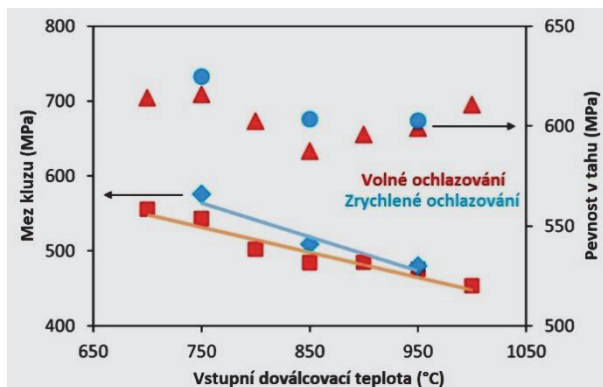
| Způsob<br>ochlazování | Vstupní<br>doválcovací teplota | Mez kluzu | Pevnost v tahu | Tažnost    | Velikost<br>feritického zrna |
|-----------------------|--------------------------------|-----------|----------------|------------|------------------------------|
|                       | [°C]                           | [MPa]     |                | [%]        | [μm]                         |
| Volné                 | 1000                           | 454 ± 2   | 611 ± 0        | 29,7 ± 1,2 | 6,9 ± 0,6                    |
|                       | 950                            | 476 ± 8   | 599 ± 8        | 29,9 ± 2,2 | 7,2 ± 0,5                    |
|                       | 900                            | 485 ± 5   | 596 ± 0        | 31,3 ± 0,8 | 5,6 ± 0,4                    |
|                       | 850                            | 484 ± 11  | 588 ± 6        | 29,5 ± 2,6 | 5,4 ± 0,4                    |
|                       | 800                            | 502 ± 7   | 603 ± 3        | 31,9 ± 0,8 | 4,2 ± 0,6                    |
|                       | 750                            | 543 ± 3   | 616 ± 5        | 31,7 ± 0,9 | 4,1 ± 0,3                    |
|                       | 700                            | 556 ± 5   | 614 ± 3        | 32,8 ± 0,4 | 3,5 ± 0,2                    |
| Zrychlené             | 950                            | 480 ± 3   | 603 ± 9        | 28,0 ± 1,8 | 7,0 ± 0,5                    |
|                       | 850                            | 509 ± 12  | 604 ± 5        | 28,9 ± 2,2 | 5,6 ± 0,3                    |
|                       | 750                            | 576 ± 16  | 625 ± 5        | 30,3 ± 1,8 | 3,3 ± 0,2                    |
| Kalení                | 950                            | 1046 ± 23 | 1387 ± 6       | 15,3 ± 0,6 | nehodnoceno                  |

Z grafů na obr. 7 je zřejmé, že mez kluzu a tažnost roste téměř lineárně s klesající dovalcovací teplotou. Tažnost tyče dovalcované při 850 °C je ovlivněna jednou odlehlou hodnotou, která byla zřejmě způsobena nějakou strukturní anomálií.

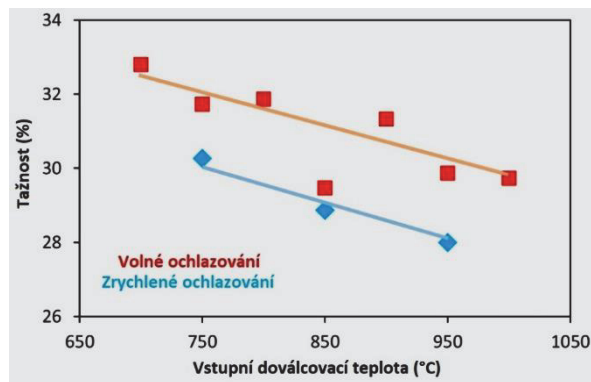
Zrychlené ochlazování vede k mírnému zvýšení pevnostních vlastností a k relativně významnému poklesu tažnosti. Při nejnižších dovalcovacích teplotách bylo

dosaženo velikosti feritického zrna pod 3,5 μm. Mez kluzu není ovlivněna pouze velikostí zrna, ale s největší pravděpodobností také rozdílnou kinetikou precipitace částic NbX pro různé dovalcovací teploty.

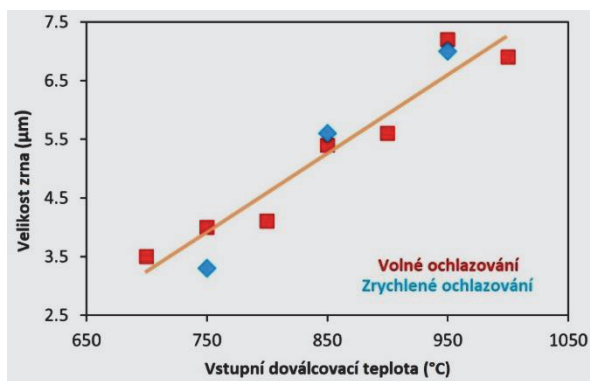
Zakalená struktura vykazuje zhruba dvojnásobné pevnostní vlastnosti při poloviční, ale pořád relativně vysoké tažnosti.



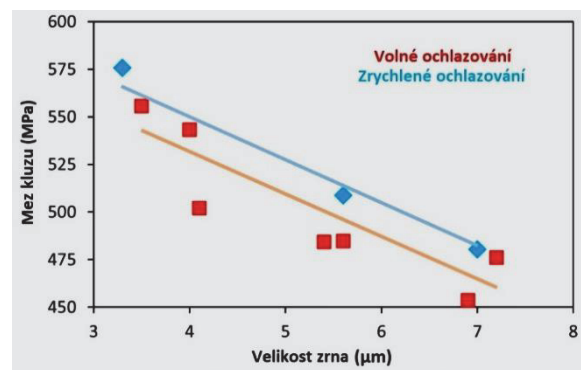
a) teplotní závislost pevnostních vlastností  
a) temperature dependence of the strength properties



b) teplotní závislost tažnosti  
b) temperature dependence of ductility



c) teplotní závislost velikosti zrna  
c) temperature dependence of grain size



d) mez kluzu ovlivněná velikostí zrna  
d) yield stress influenced by the grain size

Obr. 7 Srovnání finálních mechanických vlastností  
Fig. 7 Comparison of the final mechanical properties

#### 4. Matematické modelování vývoje mikrostruktury při laboratorním válcování

K těmto simulacím byl použit v Liberty Ostrava vyvinutý model vývoje mikrostruktury. Model má podobu excelovské tabulky a vychází z přístupu, který použil J. J. Jonas a jeho dílčí submodely a použité rovnice jsou představeny v literatuře [5-19]. Model je určen pouze pro simulace válcování v oblasti austenitu. Vstupními proměnnými modelu jsou: chemické složení oceli (C, Mn, Si, Nb), velikost zrna austenitu po ohřevu, teplota (stanovená na základě provozních měření či PC simulací), intenzita deformace, rychlost válcování (slouží pro výpočet rychlosti deformace) a čas mezi úběry. Model dopočítává tyto vstupní proměnné: skutečnou délkovou deformaci, střední rychlost deformace a Zener-

Hollomonův parametr. Pro jeho výpočet je nutná znalost aktivační energie  $Q$ , která se stanoví buď výpočtem na základě chemického složení oceli, nebo se získá z literatury pro oceli mikrolegované Nb [11].

Výstupem modelu jsou informace o průběhu deformačně indukované precipitace (DIP), která je vypočítána na základě těchto parametrů:

- $K_s$  – koeficient přechlazení oceli vůči teplotě ohřevu,
- $t_{0,05P}$  – čas počátku precipitace při dané teplotě (počítá se pomocí modifikovaného modelu Dutta-Sellars autorů Siciliano a Jonas [10-12], s konstantami  $A = 3 \cdot 10^{-6}$  a  $B = 2.5 \cdot 10^{10} \text{ (K}^3\text{)}$ ). Tato modifikace bere do úvahy vliv Mn (zvyšuje rozpustnost Nb v oceli a tím oddaluje precipitaci) a Si (snižuje rozpustnost Nb v oceli a tím urychluje precipitaci),

- $\Sigma t_p/t_{0,05P}$  – ukazatel, který postupně sčítá příspěvky jednotlivých průchodů na dosažení času počátku precipitace, pokud jeho hodnota dosáhne 1, pak došlo k precipitaci.

Informace o průběhu dynamické rekrytalizace (DRX), která je vypočítána pomocí těchto parametrů:

- $e_a$  – kumulovaná deformace. Pokud po předchozím úběru nedošlo k úplnému uzdravení pomocí postdynamické rekrytalizace (metadynamická rekrytalizace (MDRX), nebo statická rekrytalizace (SRX)) přičítá se k deformaci v aktuálním úběru poměrná část deformace (podle velikost podílu rekrytalizované struktury X) z úběru předcházejícího.
- $e_{cr}$  – kritická deformace pro začátek DRX, která se počítá pomocí deformace do píku (je funkcí Zener-Hollomonova parametru) a bere v úvahu vliv Nb ekvivalentu.
- $X_{dyn}$  – Podíl dynamicky rekrytalizovaného zrna – počítá se pomocí modifikované Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) rovnice, s využitím deformace potřebné pro uzdravení poloviny struktury  $e_{0,5}$ .

Dále jsou výstupem informace o průběhu postdynamické rekrytalizace (SRX nebo MDRX), která je vypočítána pomocí těchto parametrů:

- $X$  – Podíl postdynamicky rekrytalizovaného zrna – počítá se pomocí JMAK rovnice s využitím času potřebného pro uzdravení poloviny struktury  $t_{0,5}$ .
- $t_{0,5}$  – čas potřebný pro uzdravení se počítá zvlášť pro SRX a zvlášť pro MDRX (pokud v předchozím úběru byla zahájena DRX).
- Velikost zrna, která představuje vstupní hodnotu pro následující úběr, jako výběr z několika možností:
  - $D_{rx}$  – velikost rekrytalizovaného zrna (SRX nebo MDRX), tato hodnota nikdy není použita pro další úběr, protože vždy může nastat pouze jedna z těchto variant:
    - Rekrytalizace skončila – počítá se hrubnutí zrna po SRX nebo MDRX,
    - Rekrytalizace neskončila – počítá se průměrná velikost zrna.
  - $D_{gg}$  – velikost zrna po hrubnutí zrna (grain growth) bere v úvahu, zda proběhla precipitace a projeví se brzdicí účinek precipitátů na pohyblivost hranic zrn,
  - Střední deformační odpor podle Misaky i modifikovaný pro mikrolegované oceli podle Siciliana a Jonase [11].

Na základě dřívějších výsledků plastometrických simulací [2], byl model modifikován tak, aby se lépe hodil pro simulace válcování dlouhých vývalků. Modifikace modelu je představena v práci [20] a spočívá v logičtějším propojení procesů rekrytalizace a precipitace.

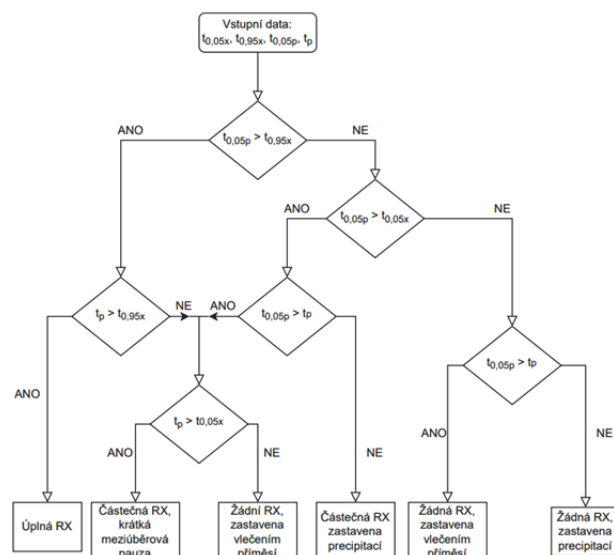
To, jak precipitace ovlivňuje rekrytalizaci, nejlépe vystihuje vývojový diagram na obr. 8 [21].

Vstupem pro tento rozhodovací blok jsou:

- $t_{0,05X}$  čas pro začátek rekrytalizace (SRX nebo MDRX) za daných termodynamických podmínek,
- $t_{0,95X}$  čas pro ukončení rekrytalizace (SRX nebo MDRX) za daných termodynamických podmínek,
- $t_{0,05P}$  čas pro začátek precipitace,
- $t_p$  délka pauzy mezi úběry.

Vzájemným porovnáním klíčových časů dokážeme určit, která z těchto možných situací nastane:

- úplná rekrytalizace,
- částečná rekrytalizace z důvodu příliš krátké pauzy mezi úběry,
- rekrytalizace nezačala vlivem solute drag efektu (vlečení substitučně rozpuštěných příměsí),
- částečná rekrytalizace zastavená precipitací díky Zenerově pinning efektu precipitátů (tento efekt je tím větší, čím je více precipitátů menší velikosti [15]),
- rekrytalizace nezačala díky Zenerově pinning efektu precipitátů.



Obr. 8 Vývojový diagram výpočtu vývoje mikrostruktury niobových ocelí [21]

Fig. 8 Flowchart of the calculation of the development of the microstructure of niobium steels [21]

Modifikovaný model je postaven na myšlence vysvětlené na obr. 8, i když jednotlivé výpočty a rozhodovací bloky jsou provedeny poněkud odlišně. Podstatného vylepšení tohoto modelu bylo dosaženo tím, že vliv precipitace na kinetiku rekrytalizace byl vyjádřen pro dané termodynamické podmínky tvářením dvěma samostatnými uzdravovacími křivkami. První zohledňující vlečení příměsí a druhou zohledňující Zenerův pinning efekt. Více podrobností je uvedeno v [20].

Pomocí modifikovaného modelu vývoje mikrostruktury byla provedena simulace vývoje mikrostruktury pro všechny varianty laboratorního válcování v rozmezí teplot 800 až 1000 °C (válcování pouze v oblasti austenitu).

Excelovské tabulky modelu pro vstupní doválcovací teploty (před 3. úběrem) 1000 a 800 °C jsou uvedeny na obr. 9.

Z výsledku modelu vidíme, že pro obě hraniční teploty se jedná o dynamickou rekristalizaci řízené tváření, kdy DRX proběhne prakticky v každém úběru. Ani v jednom případě však není během válcování vyvolána deformačně indukovaná precipitace (DIK). K precipitaci tak v obou případech dojde až během ochlazování. V případě teploty 800 °C však precipitace dokáže zastavit probíhající MDRX po posledním úběru a před fázovou transformací tak zůstane v austenitu nakumulovaná intenzita deformace

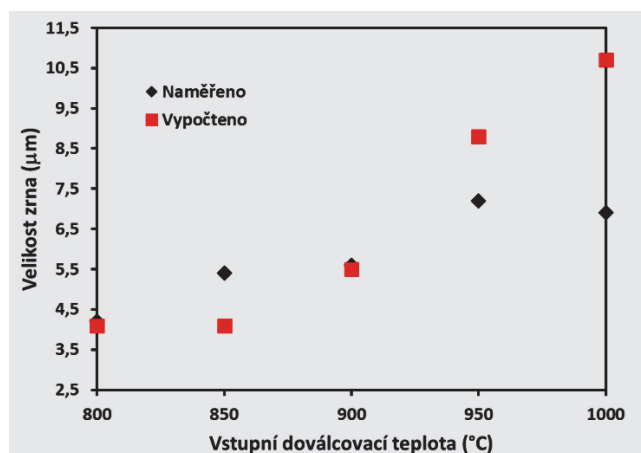
0,53, která přispěje ke zjemnění zrna na 4,1 μm oproti velikosti 10,7 μm při teplotě doválcování 1000 °C.

V grafu na obr. 10 je provedeno srovnání naměřených a vypočtených hodnot velikosti feritického zrna pro vstupní doválcovací teploty 800 až 1000 °C. Model pro dvě nejvyšší teploty predikuje ukončení DRX před DIP, což znamená, že v austenitu nezůstane pro fázovou transformaci naakumulována zbytková deformace a hodnoty velikosti feritického zrna se skokově zvýší. Při skutečném válcování tak zřejmě při žádné teplotě nedošlo k dokončení DRX, což vysvětluje rozdíly v predikcích u nejvyšších teplot.

| O12,3                        |       |                |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       | K52M                                        |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  | LIBERTY |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
|------------------------------|-------|----------------|----------------|-------|----------------|-------|-----------------|-------------------|---------------------------------|------------------------------------|-------|---------------------------------------------|-----------------|------|------------------|------------------|------------------|-------|-------|-------------------------|--------------------------|--|--|---------|--|--|--|--|--|--|--|--|--|--|--|
| Nb                           | Mn    | Si             |                | C     | A              | Ti    | T <sub>RH</sub> | Nb <sub>eff</sub> | e <sub>cr</sub> /e <sub>p</sub> | V                                  | N     | Q <sub>def</sub>                            |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| #####                        | ##### | ####           |                | ##### | 1,55E-05       | ##### | 1220            | 0,01754           | 0,606478                        | #####                              | ##### | 375 000                                     |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
|                              |       |                |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       |                                             |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| Doválcovací teplota 1 000 °C |       |                |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       | Sum                                         |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
|                              | d     | T <sub>i</sub> | T <sub>p</sub> | e     | t <sub>p</sub> | é     | Z               | K <sub>s</sub>    | t <sub>0,05P</sub>              | t <sub>p</sub> /t <sub>0,05P</sub> | DIP?  | e <sub>a</sub>                              | e <sub>cr</sub> | DRX? | e <sub>0,5</sub> | X <sub>dyn</sub> | t <sub>0,5</sub> | X     | X     | X <sub>tps no PPT</sub> | t <sub>0,5, NO PPT</sub> |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| Úběr                         | (μm)  | (°C)           | (°C)           | (-)   | (s)            | (1/s) | (1/s)           |                   | (s)                             | (-)                                |       | (-)                                         | (-)             |      | (-)              | (-)              | (s)              | (-)   | (-)   | (-)                     | (s)                      |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 0                            |       | 1220           |                |       |                |       |                 |                   |                                 | 0                                  |       |                                             |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 1                            | 250   | 1172           | 1144           | 0,71  | 10,00          | 0,33  | 1,18E+13        | 1,41              | 1,21E+32                        | 0,00                               | no    | 0,712                                       | 0,39            | yes  | 0,37             | 0,42             | 0,37             | 1,000 | 1,000 | 1,000                   | 0,37                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 2                            | 54,0  | 1115           | 1058           | 0,44  | 60,00          | 0,33  | 4,26E+13        | 2,20              | 1,93E+08                        | 0,00                               | no    | 0,443                                       | 0,22            | yes  | 0,30             | 0,31             | 0,86             | 1,000 | 1,000 | 1,000                   | 0,86                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 3                            | 51,4  | 1000           | 1004           | 0,71  | 1,00           | 1,00  | 2,43E+15        | 6,07              | 73,55                           | 0,01                               | no    | 0,707                                       | 0,43            | yes  | 0,47             | 0,20             | 0,80             | 0,508 | 0,508 | 1,000                   | 0,80                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 4                            | 20,8  | 1007           | 1011           | 0,46  | 0,70           | 1,30  | 2,61E+15        | 5,68              | 66,83                           | 0,02                               | no    | 0,808                                       | 0,28            | yes  | 0,37             | 0,75             | 0,63             | 0,467 | 0,467 | 1,000                   | 0,63                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 5                            | 13,5  | 1015           | 1018           | 0,71  | 0,60           | 1,70  | 2,74E+15        | 5,27              | 54,67                           | 0,04                               | no    | 1,145                                       | 0,23            | yes  | 0,33             | 1,00             | 0,50             | 0,493 | 0,493 | 1,000                   | 0,50                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 6                            | 11,4  | 1020           | 998            | 0,46  | 7,27           | 2,10  | 2,95E+15        | 5,03              | 134,00                          | 0,09                               | no    | 1,038                                       | 0,21            | yes  | 0,31             | 0,99             | 0,55             | 0,999 | 0,999 | 1,000                   | 0,55                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| F                            | 29,3  | 976            |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       |                                             |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| Ferit                        | 10,7  |                |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       |                                             |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
|                              |       |                |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       | Zbytková deformace pro fázovou transformaci |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  | 6E-04   |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| O12,3                        |       |                |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       | K52M                                        |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  | LIBERTY |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| Nb                           | Mn    | Si             |                | C     | A              | Ti    | T <sub>RH</sub> | Nb <sub>eff</sub> | e <sub>cr</sub> /e <sub>p</sub> | V                                  | N     | Q <sub>def</sub>                            |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| #####                        | ##### | ####           |                | ##### | 1,55E-05       | ##### | 1220            | 0,01754           | 0,606478                        | #####                              | ##### | 375 000                                     |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
|                              |       |                |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       |                                             |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| Doválcovací teplota 800 °C   |       |                |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       | Sum                                         |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
|                              | d     | T <sub>i</sub> | T <sub>p</sub> | e     | t <sub>p</sub> | é     | Z               | K <sub>s</sub>    | t <sub>0,05P</sub>              | t <sub>p</sub> /t <sub>0,05P</sub> | DIP?  | e <sub>a</sub>                              | e <sub>cr</sub> | DRX? | e <sub>0,5</sub> | X <sub>dyn</sub> | t <sub>0,5</sub> | X     | X     | X <sub>tps no PPT</sub> | t <sub>0,5, NO PPT</sub> |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| Úběr                         | (μm)  | (°C)           | (°C)           | (-)   | (s)            | (1/s) | (1/s)           |                   | (s)                             | (-)                                |       | (-)                                         | (-)             |      | (-)              | (-)              | (s)              | (-)   | (-)   | (-)                     | (s)                      |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 0                            |       | 1220           |                |       |                |       |                 |                   |                                 | 0                                  |       |                                             |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 1                            | 250   | 1172           | 1144           | 0,71  | 10,00          | 0,33  | 1,18E+13        | 1,41              | 1,21E+32                        | 0,00                               | no    | 0,712                                       | 0,39            | yes  | 0,37             | 0,42             | 0,37             | 1,000 | 1,000 | 1,000                   | 0,37                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 2                            | 54,0  | 1115           | 958            | 0,44  | 104,00         | 0,33  | 4,26E+13        | 2,20              | 1,25E+11                        | 0,00                               | no    | 0,443                                       | 0,22            | yes  | 0,30             | 0,31             | 2,65             | 1,000 | 1,000 | 1,000                   | 2,65                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 3                            | 36,4  | 800            | 818            | 0,71  | 1,00           | 1,00  | 1,79E+18        | 59,50             | 16,40                           | 0,06                               | no    | 0,707                                       | 1,12            | no   | 1,11             | 0,00             | 1,25             | 0,367 | 0,367 | 0,778                   | 6,22                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 4                            | 19,6  | 835            | 853            | 0,46  | 0,70           | 1,30  | 6,18E+17        | 37,60             | 10,31                           | 0,13                               | no    | 0,907                                       | 0,69            | yes  | 0,80             | 0,05             | 4,77             | 0,080 | 0,080 | 0,709                   | 4,77                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 5                            | 17,0  | 870            | 885            | 0,71  | 0,60           | 1,70  | 2,32E+17        | 24,45             | 5,58                            | 0,24                               | no    | 1,549                                       | 0,54            | yes  | 0,66             | 0,80             | 2,57             | 0,125 | 0,125 | 0,710                   | 2,57                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| 6                            | 13,8  | 900            | 885            | 0,46  | 4,84           | 2,10  | 1,05E+17        | 17,25             | 10,55                           | 0,70                               | no    | 1,814                                       | 0,43            | yes  | 0,54             | 0,99             | 2,26             | 0,706 | 0,706 | 0,931                   | 2,26                     |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| F                            | 8,7   | 871            |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       |                                             |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
| Ferit                        | 4,1   |                |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       |                                             |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  |         |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |
|                              |       |                |                |       |                |       |                 |                   |                                 |                                    |       | Zbytková deformace pro fázovou transformaci |                 |      |                  |                  |                  |       |       |                         |                          |  |  | 0,533   |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |  |

Obr. 9 Vstupní parametry a výstupy modelu vývoje mikrostruktury při laboratorním válcování tyče O12,3 se vstupní doválcovací teplotou nahoře) 1000 °C a dole) 800 °C

Fig. 9 Input and outputs parameters of the microstructure development model during laboratory rolling of O12.3 bar with an input finishing temperature up) 1000°C and down) 800°C



Obr. 10 Srovnání naměřených a vypočtených hodnot velikosti feritického zrna

Fig. 10 Comparison of measured and calculated values of ferrite grain size

Při vstupní doválcovací teplotě 850 °C, které odpovídá výstupní doválcovací teplota 910 °C je dosaženo nosu křivky počátku precipitace, čímž došlo k nejrychlejšímu zastavení DRX a k nakumulování největší zbytkové deformace. Doválcování při nižších teplotách tak již nemá na velikost feritického zrna pozitivní vliv (viz obr. 10).

Simulace rovněž potvrdily, že k DIP dojde po válcování i v případě zrychleného ochlazování.

## Závěr

Spojité laboratorní válcování HSLA oceli potvrdilo hlavní výhodu této metody oproti fyzikálním simulacím na plastometrech, které ovšem umožňují mnohem přesnější řízení teploty. Díky rozměrům finálních vývalků jsou tyto vhodné pro provádění standardních mechanických

zkoušek. Ve srovnání s provozními testy je pak zřejmou výhodou možnost provádět válcování ve větším množství variant. Měnit lze nejen dovalcovací teploty, ale také rychlost válcování či teplotu ohřevu.

Pomocí fyzikálního modelování bylo prokázáno, že u tohoto typu oceli lze dovalčováním v teplotním rozmezí 700 až 750 °C dosáhnout velikosti feritického zrna pod 3,5 µm, což zajistí hodnotu meze kluzu nad 570 MPa a tažnost okolo 30 %. Pevnost je teplotou dovalčování a podmínkami ochlazování ovlivněna jen nepatrně. I když spojitě dovalčování probíhalo ve velmi širokém rozpětí teplot (700 až 1000 °C) nebyly v teplotních závislostech zaznamenány žádné výkyvy, které by byly ovlivněny válcováním různých strukturních fází (deformací ovlivněná teplota fázové transformace  $A_{r3} = 714$  až 748 °C).

Teplota nulové rekrytalizace byla stanovena experimentálně na 790 °C.

Zajímavým výsledkem je mikrostruktura a vlastnosti tyče po zakalení, která je uplatnitelná pro válcování vysokopevných svařitelných závitových tyčí (viz obr. 11), kdy je požadována mez kluzu 900 MPa, pevnost v tahu 1100 MPa a tažnost 7 %.



Obr. 11 Závitové tyče (Liberty Ostrava a.s.) spojené pomocí šroubovatelné spojky [22]

Fig. 11 Threaded Bars (Liberty Ostrava) connected by screwable coupler [22]

Simulace laboratorního válcování pomocí v Liberty Ostrava a.s. vyvinutého modelu vývoje mikrostruktury prokázalo jeho poměrně dobrou přesnost pro konkrétní ocel. Kromě finální velikosti feritického zrna, kterému jsme se hlavně věnovali, se tak dozvíme o průběhu strukturotvorných dějů. V určitém rozsahu můžeme měnit například chemické složení oceli, ve snaze vyvolat požadovaný strukturotvorný proces.

Tak například pro variantu se vstupní dovalcovací teplotou 850 °C můžeme dosáhnout velikosti feritického zrna 3,2 µm, pokud snížíme obsah Mn na 0,5 hm. % (Mn podporuje rozpouštění Nb a tím brzdí precipitaci NbX) a zvýšíme obsah Nb na 0,04 hm. %. Tato varianta může být vzhledem k úspoře Mn levnější než v experimentu použitá ocel.

Model vývoje mikrostruktury nyní může být použit pro simulaci a následně optimalizaci válcování tyčí a profilů na Středojemné válcovně Liberty Ostrava a.s. s cílem využít maximálně strukturní potenciál vyráběných HSLA oceli. Model byl použit při vývoji tyčí a profilů z oceli S355J2 ve stavu dodání +N a plánuje se jeho využití pro vývoj oceli s vyššími pevnostními vlastnostmi, jako jsou např. jakosti S420M a S460M.

## Poděkování

Laboratorní válcování bylo provedeno v rámci projektu CZ.02.1.01/0.0/0.0/17\_049/0008399 z finančních fondů EU a ČR poskytovaných Operačním programem Výzkum, vývoj a vzdělávání, Výzvy 02\_17\_049 Dlouhodobá mezisektorová spolupráce pro ITI (MŠMT ČR).

## Literatura

- [1] SCHINDLER, I. et al., Physical simulation of continuous controlled rolling and cooling of HSLA steel, In *Proc. of the 12<sup>th</sup> Rolling, Trieste*, Associazione Italiana di Metallurgia, 2022.
- [2] SAUER, M. *Analýza vývoje mikrostruktury během válcování na hrubé profilové trati v Liberty Ostrava a.s.* [online]. Ostrava, 2021. Dostupné z: <http://hdl.handle.net/10084/144254>. Diplomová práce. Vysoká škola báňská – Technická univerzita Ostrava.
- [3] KUMAR, D. and DIXIT, U. A slab method study of strain hardening and friction effects in cold foil rolling process. *Journal of Materials Processing Technology*. 171 (2006), 331–340.
- [4] KIUCH, M. and YANAGIMOTO, J. Computer aided simulation of shape rolling process, *Proc. of the 16th NAMRC*, 1987, pp. 34–40.
- [5] JONAS, J.J. The Hot Strip Mill as an Experimental Tool. *ISIJ International*. 40 (2000) 8, 731–738.
- [6] SICILIANO, F. *Mathematical modelling of the hot strip rolling of niobium microalloyed steels*. Dissertation thesis, Montreal: McGill University; 1999
- [7] SELLARS, C.M. Modelling Microstructural Development during Hot Rolling. *Materials Science and Technology*. (1990), 6, 1072–1081, doi:10.1179/mst.1990.6.11.1072.
- [8] DUTTA, B. and Sellars, C.M. Effect of Composition and Process Variables on Nb(C, N) Precipitation in Niobium Microalloyed Austenite. *Materials Science and Technology*. (1987), 3, 197–206, doi:10.1179/mst.1987.3.3.197.
- [9] PEREDA, B., RODRIGUEZ-IBABE, J.M. and LÓPEZ, B. Improved Model of Kinetics of Strain Induced Precipitation and Microstructure Evolution of Nb Microalloyed Steels during Multipass Rolling. *ISIJ International*, (2008), 48, 1457–1466, doi:10.2355/isijinternational.48.1457.
- [10] SICILIANO, F., et al. Modeling of Softening and Precipitation During the Hot Strip Rolling of Niobium Steels. In *THERMEC 97: International Conference on Thermomechanical Processing of Steels and Other Materials*. 1997.
- [11] SICILIANO, F. and JONAS, J.J. Mathematical Modeling of the Hot Strip Rolling of Microalloyed Nb, Multiply-Alloyed Cr-Mo, and Plain C-Mn Steels. *Metall. and Mat. Trans. A*. 2000, 31, 511–530, doi:10.1007/s11661-000-0287-8.
- [12] MINAMI, K., SICILIANO, JR., F., MACCAGNO, T.M. and JONAS, J.J. Mathematical Modeling of Mean Flow Stress during the Hot Strip Rolling of Nb Steels. *ISIJ International*. (1996), 36, 1507–1515, doi:10.2355/isijinternational.36.1507.
- [13] Poliak, E.I. and Jonas, J.J. Prediction of Interpass Softening from the Strain Hardening Rate Prior to Unloading. *ISIJ International*. (2004), 44, 1874–1881, doi:10.2355/isijinternational.44.1874.
- [14] PARK, S.H., YUE, S. and JONAS, J.J. Continuous-Cooling-Precipitation Kinetics of Nb(CN) in High-Strength Low-Alloy Steels. *Metall. and Mat. Trans. A*. (1992), 23, 1641–1651, doi:10.1007/BF02804360.
- [15] VERVYNCKT, S., VERBEKEN, K., THIBAU, P. and HOU-BAERT, Y. Recrystallization–Precipitation Interaction during Austenite Hot Deformation of a Nb Microalloyed Steel. *Materials Science and Engineering: A*. (2011), 528, 5519–5528, doi:10.1016/j.msea.2011.03.087.
- [16] VERVYNCKT, S., VERBEKEN, K., THIBAU, P., LIEBE-HERR, M. and HOU-BAERT, Y. Austenite Recrystallization–Precipitation Interaction in Niobium Microalloyed Steels. *ISIJ International*. 2009, 49, 911–920, doi:10.2355/isijinternational.49.911.

- [17] HONG, S.G., KANG, K.B. and PARK, C.G. Strain-Induced Precipitation of NbC in Nb and Nb-Ti Microalloyed HSLA Steels. *Scripta Materialia*. 2002, 46, 163–168, doi:10.1016/S1359-6462(01)01214-3.
- [18] MACCAGNO, T.M., JONAS, J.J., YUE, S., MCCRADY, B.J., SLOBODIAN, R. and DEEKS, D. Determination of Recrystallization Stop Temperature from Rolling Mill Logs and Comparison with Laboratory Simulation Results. *ISIJ International*. 1994, 34, 917–922, doi:10.2355/isijinternational.34.917.
- [19] HODGSON, P.D. and GIBBS, R.K. A Mathematical Model to Predict the Mechanical Properties of Hot Rolled C-Mn and Microalloyed Steels. *ISIJ International*. 1992, 32, 1329–1338, doi:10.2355/isijinternational.32.1329.
- [20] SAUER, M., FABÍK, R., SCHINDLER, I., KAWULOK, P., OPĚLA, P., KAWULOK, R., VODÁREK V. and RUSZ, S. Analysis of the Microstructure Development of Nb-Microalloyed Steel during Rolling on a Heavy-Section Mill. *Materials* [online]. 2023, 16(1). ISSN 1996-1944. Dostupné z: doi:10.3390/ma16010288.
- [21] HANSEN, S.S., SANDE, J.B.V. and COHEN, M. Niobium carbonitride precipitation and austenite recrystallization in hot-rolled microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A* [online]. 1980, 11(3), 387-402 [cit. 2020-10-31]. ISSN 0360-2133. Dostupné z: doi:10.1007/BF02654563.
- [22] Ostrava Thread Bars, Liberty Ostrava, dostupné na: <https://libertysteelgroup.com/cz/wp-content/uploads/sites/4/2022/04/Liberty-Ostrava-Thread-Bars-2022.pdf>.

## IAMO, Veolia a VŠB-TUO budou společně testovat využití tepla z prohořívající haldy v Ostravě

Termicky aktivní odvaly po těžbě uhlí patří mezi dlouholeté ekologické zátěže Ostravska. Nabízí se otázka, zda by mohly sloužit jako zdroj tepelné energie. Za jakých podmínek by to bylo možné, budou zkoumat společně odborníci ze státního podniku DIAMO, společnosti Veolia Energie a Vysoké školy báňské – Technické univerzity Ostrava.

Cílem spolupráce, stvrzené memorandem, je ověřit možnost využití tepla z prohořívajících odvalů jako alternativu pro vytápění a přípravu teplé vody pro budovy v blízkém okolí odvalů, a to formou pilotního projektu.

*„Memorandem chceme potvrdit, že zdejší podniky a technická univerzita umí aktivně a efektivně spolupracovat, hledat neobvyklá řešení prospěšná pro region a uplatňovat nové přístupy. Naším cílem je otestovat možnost využití energetického potenciálu termicky aktivních odvalů, čímž jsme se dosud na odborné úrovni nezabývali,“* uvedl Ludvík Kašpar, ředitel státního podniku DIAMO.

Memorandem chtějí zúčastněné strany navázat a rozvíjet spolupráci primárně na výzkumném a pilotním projektu zaměřeném na využití tepla z termicky aktivního odvalu a dále pak na identifikaci, návržení a případně i realizaci dalších možností využití výsledků a získaných poznatků v praxi.

Miroslav Zajíček, ředitel pro strategii společnosti Veolia Energie, doplnil: *„Naším zájmem je hledat, ověřovat a realizovat nové směry a možnosti. Zajímá nás proto i energetické využití pozůstatků dřívější průmyslové činnosti ve prospěch obyvatel, firem a dalších subjektů ostravsko-karvinského regionu. Může to mimo jiné přispět k posílení energetické soběstačnosti a bezpečnosti regionu.“*

Signatáři memoranda poskytnou v rámci projektu své pracovníky, know-how, technické a technologické zázemí a finanční prostředky podle potřeb a vzájemné dohody. Sestavili za tímto účelem pracovní skupinu, která se bude pravidelně scházet a řešit všechny potřebné činnosti a koordinovat a vyhodnocovat průběh projektu.

*„Naše univerzita bude prostřednictvím svých odborných pracovišť a odborníků spolupracovat na přípravě a realizaci projektu, modelování, identifikaci rizik, měření a vyhodnocování výsledků. Spolupráci na projektu můžeme využít jak k výuce, tak k vědecko-výzkumné činnosti mimo jiné i ve vazbě na připravovaný projekt REFRESH,“* vysvětlil Igor Ivan, prorektor pro strategii a spolupráci VŠB-TUO.

Pro budoucí využití tepla z odvalu je potřeba zjistit především fyzikální, technické a ekonomické informace, které nebyly dosud systematicky zjišťovány. Základem pro rozhodnutí o dalších krocích bude experiment ve formě výzkumného vrtu na odvalu v Ostravě – Heřmanicích, který vykazuje teplotu pod povrchem 100–600 °C.

Z technického hlediska je myšlenka na využití tepla vznikajícího v odvalu založena na realizaci svislého podzemního tepelného výměníku. Výměník by umožnil transfer tepla vznikajícího v odvalu do topné vody, která by mohla být využívána pro vytápění a ohřev teplé vody v okolních budovách. Pilotní projekt by umožňoval zároveň také vyzkoušet sluneční (FVE) nebo větrnou (větrná turbína) energii pro pohon čerpadla.

Průběh sanace odvalu Heřmanice není tímto projektem dotčen a může se realizovat současně. Vychlazování odvalu odběrem tepla pro vytápění by se však v budoucnu mohlo stát doplňkovou aktivitou k sanaci odvalu.

- z tiskové zprávy-