

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

FAKULTA STROJNÍ

DISERTAČNÍ PRÁCE

PLZEŇ, 2011

Ing. Jiřina Šašková

ZÁPADOČESKÁ UNIVERZITA V PLZNI

FAKULTA STROJNÍ
Katedra materiálu a strojírenské metalurgie
Obor: Materiálové inženýrství a strojírenská metalurgie

DISERTAČNÍ PRÁCE

Ing. Jiřina Šašková

**Rekrystalizační chování termomechanicky zpracované oceli
C45**

Školitel:
Datum státní doktorské zkoušky:
Datum odevzdání práce:

Doc.Dr.Ing. Antonín Kříž
Září 2011

Prohlášení

Prohlašuji, že jsem disertační práci na téma
„ Rekrystalizační chování termomechanicky zpracované oceli C45“
zpracovala samostatně a že jsem vyznačila prameny, z nichž jsem pro
svou práci čerpala, způsobem pro vědeckou práci obvyklým.

V Plzni dne 15.9.2011

.....
podpis řešitele

Poděkování

Na tomto místě bych ráda poděkovala Doc.Dr.Ing. Antonínu Křížovi za péči a trpělivost, se kterou se mi věnoval po dobu mé činnosti na tomto díle. Jsem mu velmi zavázána za jeho odborné připomínky a podněty, které jsem mohla pro tuto práci využít.

Dále bych ráda poděkovala Dr. Ing. Zbyškovi Novému a jeho spolupracovníkům ze společnosti COMTES FHT s.r.o za podporu při provádění experimentů, poskytnutí technického zázemí a odborných konzultací.

Mé poděkování patří též profesorovi RNDr. Jaroslavu Fialovi, CSc. za poskytnutí zázemí a cenných rad v oblasti Rtg difrakce.

Anotace:

Tématem disertační práce je studium rekrystalizačního chování termomechanicky zpracovávaných ocelí. Teoretická část práce v úvodu popisuje nekonvenční metody zpracování materiálů, které vedou ke zlepšení mechanických parametrů a zvýšení užitečných vlastností. Zabývá se zejména zpracováním ocelí v oblasti stabilního a metastabilního austenitu.

V další části je popsána transformace austenitu na ferit a proces zjemňování velikosti zrna. Je proveden rozbor všech faktorů, které mají podstatný vliv na výslednou strukturu materiálu. Je zde proveden rozbor teoretických zákonitostí, které mají vliv na průběh deformace v oblasti rekrystalizace, mimo tuto oblast a ve dvoufázové austeniticko-feritické oblasti.

Pro experimentální ověření teoretických poznatků, byla vybrána uhlíková ocel C45. Materiál byl vybrán pro svoji širokou využitelnost a cenovou dostupnost. Dále se při výběru materiálu vycházelo z předpokladu, že 0,5% C zajistí přítomnost dostatečného množství karbidů, které budou stabilizovat jemnozrnnou mikrostrukturu.

Na vzorcích byly testovány postupy termomechanického zpracování, které využívaly standardní kovárenské technologie. Proces tohoto zpracování byl také modelován s použitím programu DEFORM, který pro výpočet využívá metodu konečných prvků. Na vzorcích byly prováděny analýzy materiálových vlastností. Kromě testů mechanických vlastností byla prováděna studie mikrostruktury na světelném a řádkovacím mikroskopu a analýza pomocí rentgenové difrakce.

Cílem práce bylo ověřit zda metody řízeného termomechanického zpracování zlepší vlastnosti sledované oceli a zda bude kvalita tohoto levného materiálu odpovídat dražším materiálům vyšší kvality.

Аннотация:

Темой диссертационной работы является исследование рекристаллизационного поведения термомеханически обработанных сталей. Теоретическая часть работы во введении описывает неконвенционные методы обработки материалов, которые способствуют улучшению механических свойств. Рассматривается, в частности, обработка сталей в области стабильного и метастабильного аустенита.

В следующей части описана трансформация аустенита на феррит и процесс уменьшения величины зерна. Выполнен анализ всех факторов, оказывающих существенное влияние на результирующую структуру материала. Здесь выполнен анализ теоретических закономерностей, влияющих на процесс деформации в области рекристаллизации, вне этой области и в двухфазной аустенитно-ферритной области.

Для экспериментальной проверки теоретических сведений была выбрана сталь С45. Материал был выбран ввиду его широкого применения и доступной цены. Далее при выборе материала исходили из предположения, что 0,5 % С обеспечат присутствие достаточного количества карбидов, которые будут стабилизировать мелкозернистую микроструктуру.

На образцах были испытаны процессы термомеханической обработки, которые использовали стандартную кузнечную технологию. Процесс этой обработки был также моделирован с применением программного обеспечения «DEFORM», которое для вычисления применяет метод конечных элементов. На образцах выполняли анализы свойств материалов. Кроме тестов механических свойств, проводили исследования микроструктуры под световым и сканирующим микроскопом и анализ с помощью рентгеновской дифракции.

Целью работы было проверить, улучшат ли методы управляемой термомеханической обработки свойства испытываемых сталей и насколько изменяются их полезные свойства, а также с тем возможность замены более дорогих материалов высшего качества.

Annotation:

This thesis concerns the recrystallization behaviour of thermomechanically treated steels. The introduction covers non-conventional treatments for improving mechanical properties. It especially deals with steel processing of stable and metastable austenite.

The second part describes the austenite to ferrite transformation and the process of grain size refinement. All factors which have a substantial influence on the resulting material structure are analysed. It includes analysis of theoretical patterns describing the influence of various quantities on the deformation process inside and outside the recrystallization area and in the two-phase austenite and ferrite area.

C 45 steel was chosen to test the theoretical knowledge. This material was chosen because of its wide utilization and accessible price. Another reason was the assumption that 0.5% C would ensure a sufficient amount of carbides to stabilize the fine-grained microstructure.

Standard forging techniques of thermomechanical treatments were tested on the samples. The processes were simulated using DEFORM software which uses the finite element method in its calculations. The material properties of samples were analyzed. Finally, the microstructure was studied using a light microscope, an electron microscope and X-ray diffraction analysis.

The goal of this thesis was to verify whether or not thermomechanical treatment methods enhance properties of chosen steel and if the quality of this cheap material after thermomechanical treatment is similar to higher priced materials of higher classes.

Obsah

ÚVOD	9
TEORETICKÁ ČÁST	10
1. Zvyšování mechanických vlastností slitin nekonvenčními metodami zpracování	10
1.1. Tepelně mechanické zpracování	11
1.1.1. Tepelně mechanické zpracování v oblasti stabilního austenitu	12
1.1.2. Tepelně mechanické zpracování v oblasti metastabilního austenitu	15
2. Charakteristika deformovaného stavu	16
2.1. Plastická deformace kovů	16
3. Transformace austenitu na ferit a zjemňování velikosti zrn feritu	21
3.1. Transformace fází $\gamma \rightarrow \alpha$	21
3.1.1. Klasifikace fázové transformace	21
3.1.2. Vliv legujících prvků na transformaci $\gamma \rightarrow \alpha$	22
3.2. Velikost α zrn vzniklých transformací fáze γ	24
3.2.1. Hlavní účel řízeného válcování	24
3.3. Deformační chování ocelí při zvýšených teplotách	25
3.3.1. Zotavení během deformace za tepla	25
3.4. Zjemnění zrn α tvářením austenitu za studena	28
3.4.1. Nukleace feritu v deformovaném austenitu (izotermická)	28
4. Deformace austenitu v oblasti rekrystalizace	30
4.1. Metalurgické změny při a po deformaci za tepla	34
4.2. Dynamická a metadynamická rekrystalizace při deformaci za tepla v průběhu válcování	38
4.3. Rekrystalizace při snížené teplotě	41
4.4. Řízené válcování pro zjemnění rekrystalizovaných zrn γ	50
4.5. Vliv legujících prvků na rekrystalizační chování	58
4.5.1. Kinetika rekrystalizace	58
4.5.2. Velikost rekrystalizovaných zrn	58
5. Deformace austenitu mimo oblast rekrystalizace	62
5.1. Zpomalení rekrystalizace fáze γ	62
6. Deformace ve dvoufázové (austenitickoferitické) oblasti	70
6.1. Deformační chování ve dvoufázové ($\gamma + \alpha$) oblasti	70
6.2. Anizotropie a textura	76
6.3. Porušení celistvosti	79
6.4. Omezení porušení celistvosti	84
EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST	89
1. Experimentální materiál	89
2. Značení vzorků	89
3. Simulace tvářecích režimů	91
4. Mechanické vlastnosti	96
5. Metalografie	103
6. Rentgenografický rozbor	117
7. Diskuse výsledků	126
ZÁVĚR	129
Literatura	130
Příloha 1 – Protokoly o mechanických zkouškách	134

Úvod

Trvalý rozvoj techniky vede k tomu, že je stále větší snaha o využití pevnostních a plastických vlastností materiálu. Vedle nejjednodušších způsobů založených na komplexním legování, se v poslední době ukazují možnosti, které používají zcela nových technologií a vytvářejí předpoklady pro maximální využívání použitého materiálu. Pro získání lepších vlastností materiálu je potřeba nejen navrhnout nové režimy zpracování, ale také sledovat všechny parametry týkající se výsledného materiálu. Je nutné provést řadu měření a mechanických a technologických zkoušek, které ověří kvalitu získaného materiálu.

Při zpracování ocelí pro strojní zařízení vykazují výkovky lepší mechanické vlastnosti ve srovnání s mechanicky zpracovávanými a normalizovanými materiály.

Termomechanické zpracování je postup navržený pro zlepšení mechanických vlastností materiálů řízením tepelně-deformačních procesů, které byly původně určeny k vytvoření požadovaného vnějšího tvaru výrobku. Regulované válcování, řízené ochlazování a prudké zchlazení (zakalení) jsou typickými postupy termomechanického zpracování. Cílem řízeného tepelně-mechanického zpracování je získat rovnoměrnou jemnozrnnou strukturu a tím v konečné fázi získat ocel vyšší pevnosti, dobré houževnatosti za snížených teplot a vysoké úrovně tvařitelnosti. K dosažení požadovaných vlastností oceli je nutno najít vyvážený poměr mezi chemickým složením oceli a jejím mechanicko - tepelným zpracováním. Vhodně zvolený postup zpracování šetří energii kovárně snížením tepelného zpracování na minimum či jeho úplným vynecháním.

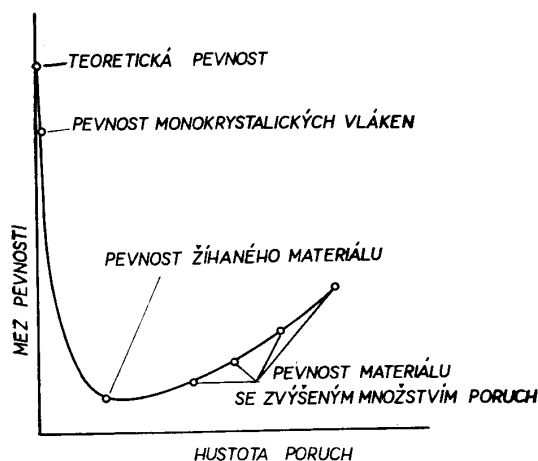
Mezi sledované procesy je třeba zařadit průběh rekrytalizace. Znalost průběhu rekrytalizace je nutná pro tváření za tepla, popis strukturních změn i vysvětlení konečných vlastností v závislosti na podmínkách tváření. S rekrytalizací se setkáme při termomechanickém zpracování, jehož průběh je dále komplikován strukturními a fázovými změnami. I dnes je nutné řešit problémy rekrytalizace a jejich dílčích dějů. Je nutné studovat podmínky blízké provozním a vysvětlit zákonitosti zjištěné v provozu a v laboratoři. Zejména pro sériovou výrobu je nutné znát zákonitosti rekrytalizačních, transformačních a precipitačních procesů během zpracování. To nám umožní přesně definovat teploty, stupeň deformace a mezioperační časy pro získání požadované struktury.

TEORETICKÁ ČÁST

1. Zvyšování mechanických vlastností slitin nekonvenčními metodami zpracování

Podstatou ekonomického a efektivního tepelného zpracování je ovládnutí průběhu fázových a strukturních přeměn řízením vnějších podmínek, za kterých se tepelné zpracování provádí. V technické praxi je dlouhou dobu používáno mnoho způsobů žíhání, kalení, popouštění, chemicko tepelného zpracování, vytvrzování, atd. Uvedené způsoby tepelného zpracování jsou většinou označovány jako „konvenční“. Na základě nových poznatků o vnitřní stavbě kovů a jejich vlastností (vliv substruktury, vliv strukturních poruch) vznikly nové způsoby tepelného zpracování, jejichž cílem je především podstatné zvýšení pevnosti při zachování dobré houževnatosti, respektive zachování optimálního poměru mezi vysokými pevnostními a tvárnými vlastnostmi. Vysokých hodnot pevnosti je možné dosáhnout záměrným zvyšováním počtu vnitřních poruch, resp. hustoty dislokací. Podobného efektu lze dosáhnout i disperzním zpevňováním.

Převládajícím znakem nových způsobů tepelného zpracování, označovaných jako „nekonvenční“, je snaha o efektivní využití nových poznatků o fázových a strukturních přeměnách. Z mnoha způsobů jsou nejznámější: kalení v magnetickém poli, rychlá reaustenizace a kalení, kalení s izotermální prodlevou pod M_s , zpracování na bázi heterogenního austenitu a zejména tepelně mechanické zpracování.



Obrázek č. 1:

Závislost pevnosti materiálu na množství poruch a hustotě dislokací v krystalové mřížce [3]

Vzájemné vztahy mezi dosahovanými pevnostními vlastnostmi a hustotou poruch schematicky vyjadřuje obrázek č. 1. Z této jednoduché závislosti vyplývá, že existuje určitá hustota dislokací, při níž jsou pevnostní vlastnosti nejnižší. Tato hustota odpovídá přibližně hustotě dislokací u rekrystalizačně žíhaných kovů. Maximálních hodnot pevnosti se pak dosáhne u kovů a slitin s minimální hustotou dislokací nebo s maximální hustotou dislokací. Přítomnost poruch (zejména dislokací) je příčinou snížení skutečné pevnosti. Skutečná pevnost je podstatně nižší než vypočtená teoretická pevnost (ta je dána vazebnými silami mezi atomy). Nejvyšších pevností bylo dosaženo úplným vyloučením dislokací u tenkých vláken průměru 1-3 μm nazývaných „whiskery“.

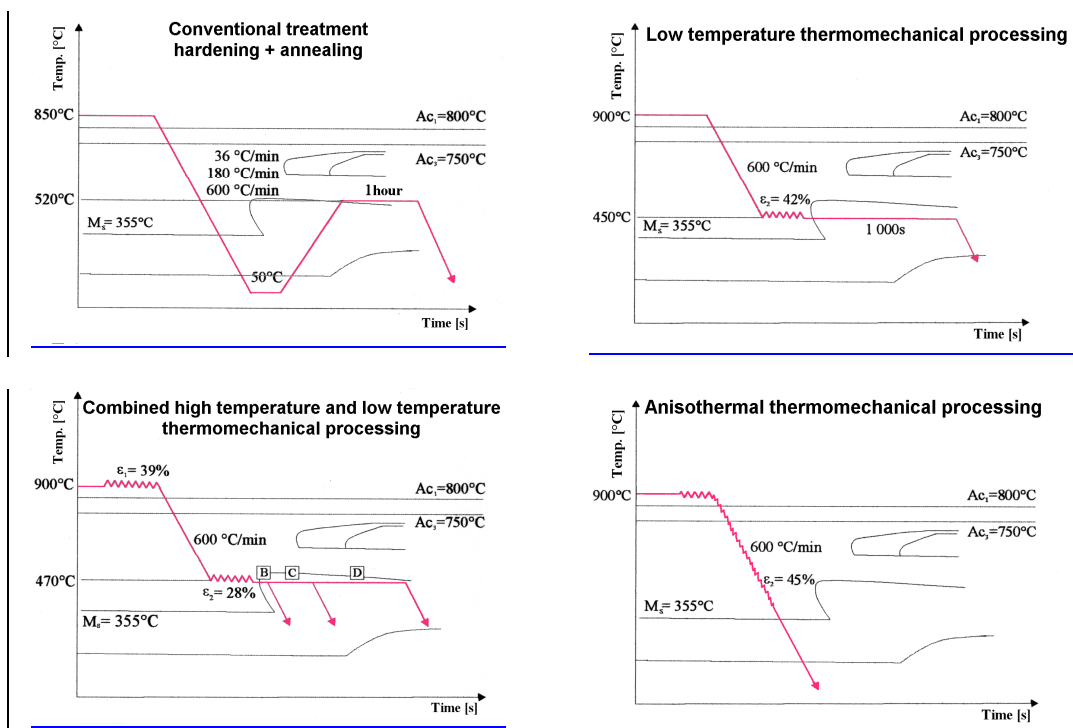
Z praktického hlediska je použitelná pravá část grafu na obr. č. 1. Mírný vzestup pevnostních vlastností odpovídá polykrystalickým látkám, kde hranice zrn tvoří překážky pro pohyb dislokací. [3]

Pevnost lze zvýšit dvěma způsoby:

- a) zvládnutím technologie výroby materiálů bez vnitřních poruch
- b) zpracováním kovů a slitin tak, aby se množství poruch zvýšilo:
 - substituční
 - intersticiální
 - precipitační karbidickými částicemi popřípadě koherentními a semikoherentními fázemi
 - zjemněním zrna tuhého roztoku
 - dislokační zpevnění

1.1. Tepelně mechanické zpracování

Dle některých publikovaných prací, se jeví tato technologie jako jedna z nadějných cest ke zvýšení pevnostních resp. i plastických vlastností materiálů. Tepelně mechanickým zpracováním (TMZ) rozumíme cílenou kombinaci tváření a fázové transformace. Vysokých pevnostních hodnot se dosahuje společným působením plastické deformace (zjemnění zrna, zvýšení hustoty dislokací) a zpevňujících mechanismů, které se uplatňují při fázové přeměně. TMZ lze provádět jednak v oblasti stabilního austenitu (vysokoteplotní tepelně mechanické zpracování – VTMZ), jednak v oblasti metastabilního austenitu (nízkoteplotní tepelně mechanické zpracování -NTMZ).



Obrázek č. 2: Schémata způsobů tepelného zpracování [62]

Další postupy TMZ

Dalšími způsoby, které lze přiřadit k TMZ jsou isoforming s využitím perlitické transformace, Q-P proces, dynamické deformační stárnutí martenzitu, kde zpevnění je dosaženo kombinací deformačního zpevnění popuštěného martenzitu a jeho stárnutím; řízené válcování a ochlazování s využitím deformace vznikající dvoufázové struktury austenit, perlit, deformační ovlivnění vytvrzovacích procesů i elektrotermomechanické zpracování a elektrotepelné zpracování a konečně i zpracování TRIP ocelí. [64]

1.1.1. Tepelně mechanické zpracování v oblasti stabilního austenitu

Podstatou technologie tepelně mechanického zpracování v oblasti stabilního austenitu (VTMZ), je tváření oceli v této oblasti a po ukončení tváření následuje ihned, nebo po určité době kalení tak, aby výsledná struktura byla martenzitická. Tímto způsobem zpracování se pak mohou významně zvýšit pevnostní vlastnosti při zachování zvýšených plastických vlastností. Při tomto technologickém procesu může, dle typu zvolené oceli, teploty tváření, stupně deformace a době od ukončení tváření do zakalení, prakticky vzniknout různý stav výchozího austenitického zrna před vlastním kalením. Pokud zvolený typ oceli obsahuje prvky, které

významně brání procesu rekrytalizace a teplota tváření leží těsně nad teplotou přeměny A_{c3} a stupeň deformace je dostačující, lze očekávat, že struktura austenitu nebude obsahovat žádná nerekrystalizovaná zrna. Podobně jako při NTMZ bude původní austenitické zrna silně deformována a protažena ve směru tváření. Při použití běžných uhlíkových ocelí (bez legujících prvků), může při VTZ dojít k úplné nebo částečné rekrytalizaci. Na obrázku č. 3 jsou schematicky znázorněny uvedené možnosti stavu původního austenitického zrna vedle technologie provádění VTZ. V tomtéž obrázku je pro úplnost zakresleno i původní austenitické zrna po proběhnutí rekrytalizace. Různé kombinace oceli o vhodném chemickém složení a technologie vysokoteplotního tepelně mechanického zpracování využil Grange [1] pro dosažení oceli s ultrajemným původním austenitickým zrnem.

Zvýšení pevnostních vlastností jako je mez kluzu a pevnosti bez ztráty plastických vlastností se vysvětluje platností Hall-Petchova vztahu [2].

$$R_e = \sigma_0 + k d^{-1/2}$$

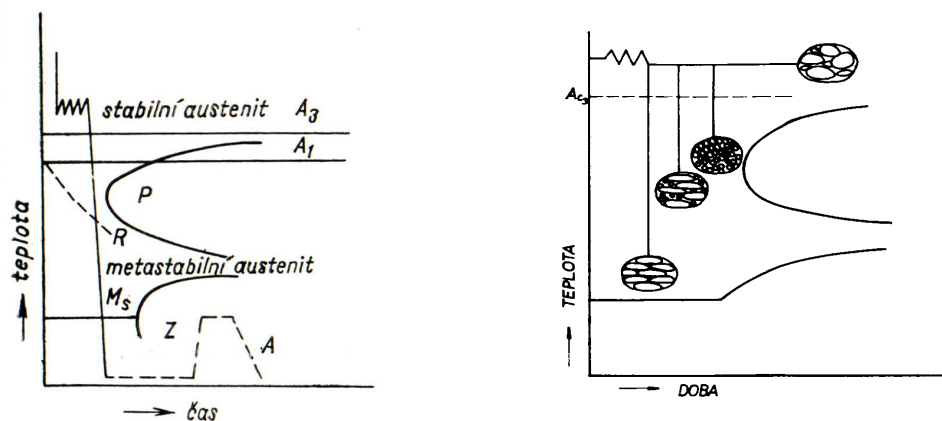
(rovnice č.1)

R_e – mez kluzu

σ_0 – třecí napětí pro pohyb dislokací v monokrystalu

k – konstanta

d – střední průměr zrna



Obrázek č. 3: Schéma provádění vysokoteplotního tepelně mechanického zpracování znázornění průběhu v diagramu IRA, P–perlit, R–teplota rekrytalizace, A–průběh ev. popouštění [3,63]

Práce autora Grange má velký význam pro praktické využití vysokoteplotního tepelně mechanického zpracování. V jeho pracích je ukázána možnost využití pro získání oceli s velmi jemným zrnem, u níž lze očekávat nejen vysoké pevnostní, ale i plastické vlastnosti.

Na výsledné vlastnosti konstrukčních ocelí po VTZ má vliv řada faktorů. Jde především o chemické složení a technologii VTZ. Mezi faktory ovlivňující vlastnosti lze zahrnout:

- teplotu austenitizace,
- teplotu tváření,
- celkový stupeň tváření v závislosti na době a způsobu tváření,
- dobu od ukončení tváření do zakalení,
- kalicí prostředí,
- teplotu popouštění,
- dobu mezi ukončením kalení a popouštěním.

Lze předpokládat, že pro každý typ oceli budou existovat specifické podmínky zpracování pro dosažení optimálních vlastností. Řada prací se zabývá stanovením těchto podmínek. Jedněmi z těchto autorů jsou Hyspecká a Mazanec [3]. Ve své práci ověřovali vliv austenitizační teploty ve spojení s teplotou tváření u oceli typu 2Cr2NiMnSiMo s 0,4 % C. Použité zkušební vzorky byly zpracovány s prodlevou 1 hodiny na austenitizační teplotě 900 – 1100 °C a z těchto teplot byly tvářeny válcováním jedním průchodem z celkovou deformací 50 % a po 4 s kaleny do oleje. Výchozí rozměry vzorku byly 6x40x320 mm a konečná tloušťka vzorku po válcování byla 3 mm. Již při tomto stupni deformace se významně zvýšila mez pevnosti, a to pro teplotu austenitizace a tváření 900°C. S vyšší teplotou austenitizace klesají pevnostní vlastnosti jak po zpracování VTZ, tak i po konvenčním zpracování. Po VTZ byl pokles pevnostních vlastností méně významný. Autoři vysvětlují pokles procesem rekrystalizace, který se jinak za stejných podmínek s rostoucí teplotou urychluje.

Deformaci při VTZ lze provádět různými způsoby, jako je např. lisování, válcování, protlačování apod. Při každém způsobu tváření je však nutno počítat s tím, že vzniknou různé podmínky pro možnost vývinu procesu rekrystalizace. Např. při lisování lze předpokládat, že rychlost deformace bude rozdílná ve srovnání s válcováním. Celkový stupeň deformace lze rovněž získat jen jedinou technologickou operací, což urychluje proces rekrystalizace. Také je nutno zahrnout rozměry výrobků. Menší výrobky budou tvářecím nástrojem více ochlazovány.

Shrnou-li se všechny výsledky a zkušenosti, z pokusů VTZ, lze učinit závěr, že pro každý typ oceli a způsob tváření je nutné volit a ověřit nejvhodnější způsoby zpracování, aby se získaly optimální pevnostní a plastické vlastnosti experimentálního materiálu.

Nejlepší kontrolou zvoleného technologického postupu je měření mechanických vlastností, i když z hlediska výroby vzorků z ocelí o vysokých pevnostech je to velmi obtížné. Další kontrolou může být zjištění stavu původního austenitického zrna a na základě

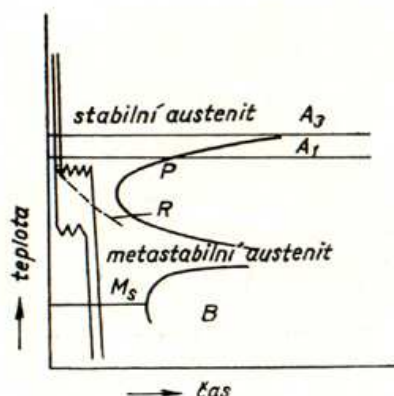
těchto výsledků odhadovat dosažené vlastnosti. Tohoto způsobu kontroly nelze využít vždy, neboť u některých typů ocelí (zvláště s Mo) nelze dostatečně naleptat původní austenitické zrna.

1.1.2. Tepelně mechanické zpracování v oblasti metastabilního austenitu

Hlavní technologickou zásadou tepelně mechanického zpracování konstrukčních ocelí v oblasti metastabilního austenitu je tváření těchto ocelí pokud možno nejvyšším stupněm deformace, a to v oblasti metastabilního austenitu pod teplotou rekrystalizace s následujícím zakalením, aby výsledná struktura byla martenzitická. Schématicky je nízkoteplotní tepelně mechanické zpracování (NTMZ) zobrazeno na obr. 4. Cílem tohoto zpracování je dosáhnout maximálních hodnot pevnosti při ještě dostatečné plasticitě konstrukčních ocelí. NTMZ je však možno využít pouze u ocelí legovaných např. chromem, které mají širokou oblast metastabilního austenitu.

I při tomto zpracování existuje řada faktorů, které mohou ovlivnit konečné pevnostní a plastické vlastnosti oceli. Za nejdůležitější vlivy lze považovat:

- stupeň a teplota deformace,
- způsob provedení deformace,
- teplota austenitizace (musí být dostatečně vysoká pro úplné rozpuštění karbidů, avšak nesmí nastat výrazný růst austenitického zrna).



Obrázek č. 4:

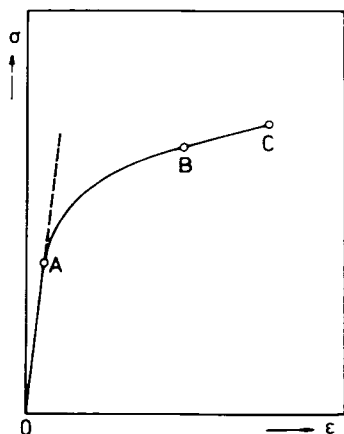
Schéma provádění nízkoteplotního tepelně mechanického zpracování zachycené v diagramu IRA, P-perlit, B-bainit, R-teplota rekrystalizace [63, 64]

Stupeň a teplota deformace ovlivňují do značné míry mechanické vlastnosti oceli po NTMZ. Lze předpokládat, že pevnostní vlastnosti jsou tím vyšší, čím většího stupně deformace a nižší teploty pod A_{c3} bylo použito [3]. Zpracování za použití uvedených teplot má však jeden problém, a tím je odpor proti deformaci.

2.Charakteristika deformovaného stavu

2.1. Plastická deformace kovů

Příčiny experimentálně pozorovaného složitého průběhu křivky závislosti napětí – deformace je třeba hledat ve změnách podmínek pro pohyb dislokací.



Obrázek č. 5: Závislost napětí na deformaci pro polykrystalický kovový materiál [9]

V oblasti OA platí Hookův zákon, vzorek se deformuje pouze elasticky. V oblasti AB začne v optimálně orientovaných zrnech probíhat skluz. V ostatních zrnech nastane skluz později při dalším zvyšování napětí popř. jejich příhodné orientaci. Jednotlivá zrna se nemohou deformovat volně, musí se navzájem přizpůsobovat. To vyžaduje komplikované přesuny v krystalické mřížce, jež jsou podmíněny počtem možných kluzných rovin. Dobře tvárné jsou proto vzorky kovů s vysokým počtem skluzových systémů (kovy s kubickou plošně středěnou mřížkou – Al, Cu). Vedle překážek pro pohyb dislokací existujících uvnitř zrn (příměsově atomy, částice druhé fáze, dislokace lesa..) dochází během deformace polykrystalu k nakupení dislokací na hranicích zrn a vytvoření nepohyblivých dislokačních spleť.

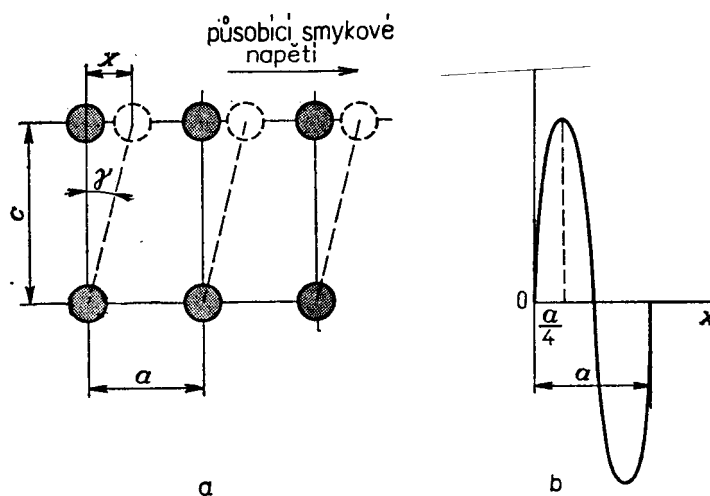
Plastická deformace je spojena s výrazným zpevněním. Zvětšení pevnosti, meze kluzu a tvrdosti závisí na deformačních podmínkách (teplotě, velikosti a rychlosti deformace), ale i na vztahu mezi mechanickými vlastnostmi a strukturou materiálu, vyjádřenou velikostí zrna, subzrn, hustotou dislokací apod. [9]

Skluzový pohyb dislokací je pouze základním deformačním mechanismem. V závislosti na materiálu, teplotě a rychlosti deformace a na velikosti mechanického napětí se mohou uplatňovat i další mechanismy, jako šplhání dislokací, příčný skluz dislokací, pokluzu po hranicích zrn, dvojčatění aj.[9] Při dvojčatění se na rozdíl od skluzového mechanismu přesunou atomy v části krystalu pouze o část meziatomové vzdálenosti tak, že vznikne

oblast mřížky souměrná podle roviny dvojčatění s neposunutou mřížkou. Dílčí přesun atomů při dvojčatění je výsledkem pohybu neúplných dislokací, zatímco při deformaci skluzem jde o pohyb úplných dislokací.

Za zvláštních podmínek, zpravidla při teplotách nad A_{C3} a dlouhodobém zatížení, se při deformaci uplatňuje ještě napětím usměrněná difúze vakancí a pokluzu po hranicích zrn, které spolu s dislokačním skluzem vyvolávají rozdíly v plastické deformaci uvnitř zrna.

Skluzový mechanismus



Obrázek č. 6: Poměry při vzájemném posunutí dvou vrstev atomů v dokonalé mřížce a průběh potřebného smykového napětí [14]

Základním mechanismem plastické deformace je skluz, který se realizuje skluzovým pohybem dislokací. Proběhne-li dislokace krystalem, posune se část krystalu nad rovinou skluzu dislokace proti části pod touto rovinou o vzdálenost rovnou Burgersovu vektoru a a vznikne elementární trvalá deformace. Celková trvalá deformace je výslednicí velkého počtu elementárních pokluzů.

Je-li Burgersův vektor kolmý k dislokační čáře, mluvíme o hranové dislokaci, pokud je s dislokační čarou rovnoběžný pak mluvíme o dislokaci šroubové. Obě uvedené dislokace jsou speciální případy obecné dislokace, u níž svírá Burgersův vektor se směrem dislokační čáry libovolný úhel. Taková dislokace se vždy dá rozložit na složku hranovou a šroubovou. [65]

Dislokace se v krystalu pohybují vlivem vnějšího napětí v průběhu plastické deformace nebo vlivem vnitřních napětí, která mohou mít rozličný původ. Pohyb dislokací může být konzervativní (není spojen s přenosem hmoty nebo změnou objemu v krystalu), nebo může být „nekonzervativní“ [65] (dochází k přenosu hmoty nebo změně objemu krystalu). „Konzervativní“ [65] pohyb je skluz a děje se v skluzové rovině. Nekonzervativní pohyb je šplhání (lezení) a děje se mimo skluzovou rovinu. [65]

Ke skluzu nemůže dojít v libovolné krystalografické rovině a v libovolném směru. Skluzovými rovinami jsou zpravidla krystalografické roviny nejhustěji obsazené atomy. V nich pak probíhá skluz vždy jen v nejhustěji obsazeném směru. Čím je počet atomů na jednotku plochy uvažované roviny větší, tím delší je mezirovinná vzdálenost odpovídající rovinné osnovy a tím menší je síla působící kolmo na rovinu. Aby byl polykrystalický materiál tvárný, musí mít alespoň 5 nezávislých skluzových systémů jež zprostředkují přechod plastické deformace přes hranice mezi jednotlivými zrny- krystaly, tomuto pravidlu se říká van Misesovo kritérium.

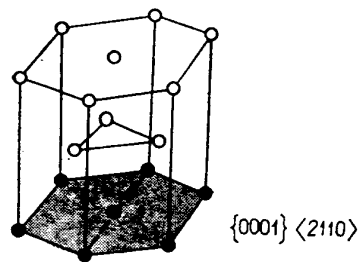
Skluz dislokací se děje v podstatě rychlostí zvuku a závisí na velikosti napětí, teplotě, krystalové struktuře a překážkách, jež klade pohybu dislokací jejich interakce s jinými dislokacemi, s bodovými poruchami, s rozhraními zrn a fází a periodickým potenciálem krystalové struktury (Peierls-Nabarrova interakce). Některé z těchto interakcí závisí na typu dislokace. Lezení a šplhání dislokací je spojeno s přesunem hmoty a děje se difuzí. Poslední řada atomů vložené vrstvy se postupně nahrazuje vakancemi anebo se k ní připojují atomy z okolních míst. Protože se tento pohyb realizuje difuzí, závisí na teplotě a stává se významným až při teplotě vyšší než je $0,3T_m$ (T_m –teplota tavení). [65]

Skluzové roviny a směry skluzu některých materiálů jsou v tabulce č. 1, jejich znázornění v krystalové mřížce je na obrázku č.7.

Typ mřížky	Kov	Rovina skluzu	Směr skluzu
Krychlová plošně středěná	Al, Fe Cu	111 111	101 101
Krychlová prostorově středěná	Fe Mo	110, 112, 123 112	111 111
Šesterečná těsně uspořádaná	Zn	0001	2110

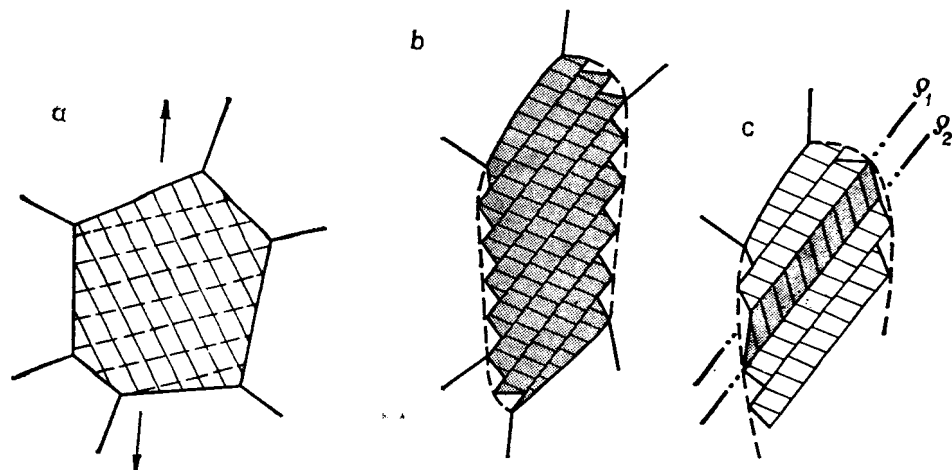
Tabulka č. 1: Roviny a směry skluzu v některých kovech





Obrázek č. 7: Roviny kluzu a směry kluzu v nejdůležitějších základních mřížkách [14]

Plastická deformace je způsobena smykovým napětím. Při zatěžování kovu normálnou silou začne proto deformace v těch kluzových rovinách, ve kterých vyvolala působící normální síla smykové napětí větší než kritické. Protože se krystal, resp. zrno, během deformace natáčí, vznikají podmínky pro skluz postupně i v dalších rovinách. Skluzová deformace se nerozdělí rovnoměrně v celém zrně, ale soustřeďuje se v některých rovinách, kde je nejméně překážek pro pohyb dislokací. Svazky kluzových rovin, kde došlo k výraznému skluzu, jsou viditelné na výbrusu deformovaného kovu jako skluzové pásy. Mezi těmito pásy kov téměř není deformován.



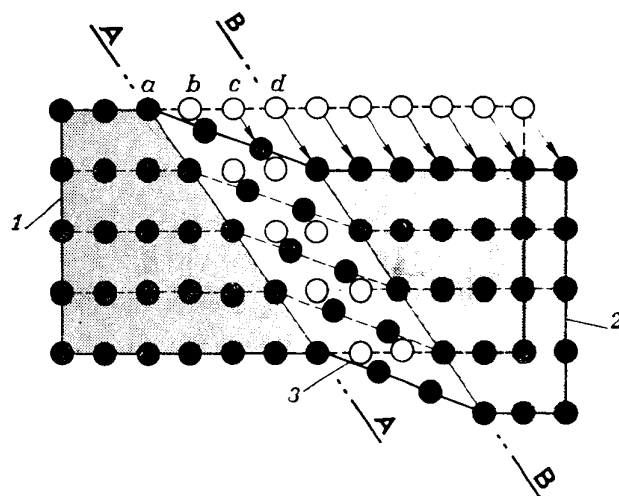
Obrázek č. 8: Schéma zrna kovu (a), zrna deformovaného kluzem (b), kluzem a dvojčatěním (c) [14]

Dvojčatění

Uplatnění tohoto mechanismu podporuje nízká teplota a vysoká rychlost deformace. Při dvojčatění se na rozdíl od kluzového mechanismu přesunou atomy v části krystalu pouze o část meziatomové vzdálenosti tak, že vznikne oblast mřížky souměrná podle roviny dvojčatění. Dílčí přesun atomů při dvojčatění je výsledkem pohybu neúplných dislokací, kdežto při deformaci skluzem jde o pohyb úplných dislokací. Rychlost šíření dvojčatění v krystalu je vysoká a může dosáhnout rychlosti zvuku v daném materiálu. Zpevnění krystalu dvojčatěním je poměrně malé. V kubické plošně centované mřížce je rovina dvojčatění (111)

a směr dvojčatní $\langle 112 \rangle$. Dvojčata mohou vzniknout při plastické deformaci (mechanická dvojčata) nebo vlivem napětí při ohřevu (žíhací dvojčata) nebo při fázové přeměně. Kritické skluzové napětí je nižší než hodnota napětí potřebná k indukování dvojčatění. Proto v kovech s kubickou plošně centrovanou mřížkou, jež obsahuje velký počet skluzových systémů, dochází k dvojčatění především tepelnými pnutími při ohřevu. Na výskyt dvojčatění při plastické deformaci má vedle teploty vliv i rychlost deformace. [66]

Při deformaci polykrystalických látek se uplatňují mechanismy deformace monokrystalů, ale s řadou omezení vyvolaných přítomností hranic zrn. [66]



- 1 - neposunutá část krystalu
- 2 - posunutá část
- 3 - dvojče oddělené rovinami dvojčatění AA a BB

Obrázek č. 9: Schéma vzniku mechanického dvojčete [14]

2.1.1 Vliv hranic zrn na rozvoj deformace u polykrystalických materiálů

Jsou-li u monokrystalu plastické deformace nerovnoměrně rozděleny v objemu a jejich vývoj je složitý, neboť se uplatňují vnitřní vady v uspořádání atomové mřížky kovů, jsou poměry při deformaci zrn v polykrystalických materiálech ještě složitější. Musí se zvážit vliv hranic zrn na deformaci, speciální poměry zrn na povrchu těles a dále vliv rozmanité orientace krystalografických rovin jednotlivých zrn ke směřům silového toku. Dále se uplatňuje různorodá struktura a textura polykrystalických materiálů, různé chemické složení zrn a odlišná stavba oblastí podél hranic zrn ve srovnání s vnitřkem krystalů. [67]

3. Transformace austenitu na ferit a zjemňování velikosti zrn feritu

3.1 Transformace fází $\gamma \rightarrow \alpha$

3.1.1 Klasifikace fázové transformace

Transformace austenitu může být rozdělena do dvou skupin:

- 1) difusní transformace například feritu nebo perlitu, která probíhá nukleací a růstem zrn,
- 2) martenzitická transformace probíhající střižovým mechanismem.

Je-li ocel ochlazována rychleji než je její kritická rychlost chlazení, pak dojde k martenzitické transformaci. V nízkouhlíkových a nízkolegovaných ocelích jde obvykle o martenzit s vrstevnatou morfologií. Vlastnosti vrstevnatého martenzitu popisují Maki, Tsuzaki a Tamura ve svých pracích [45].

Následující tři jevy se při difúzní fázové transformaci vyskytují obvykle současně: (1) změna mřížky, (2) změna uspořádání atomů a (3) rekrytalizace. Při vzniku z austenitu se zárodky feritu vytvářejí především na hranicích austenitických zrn. Při malém přechlazení se vytváří polygonální ferit a některá z přiléhajících zrn feritu s podobnou orientací se spojují do jediného zrna. Nicméně jedno zrno austenitu se obvykle při transformaci rozdělí na několik zrn feritu a čím je menší zrno austenitu, tím jsou menší zrna vzniklého feritu. Je-li rychlost ochlazování vysoká (zrychlené chlazení) a přechlazení velké, pak vzniká mnoho jemných zrn feritu. Je-li přechlazení dostatečně velké, vzniká jehlicovitý ferit s Widmanstättenovou strukturou.

Vztah mezi orientacemi γ a α fází je vztah K-S (Kurdjumov - Sachs) podobající se vrstevnatému martenzitu, tj.:

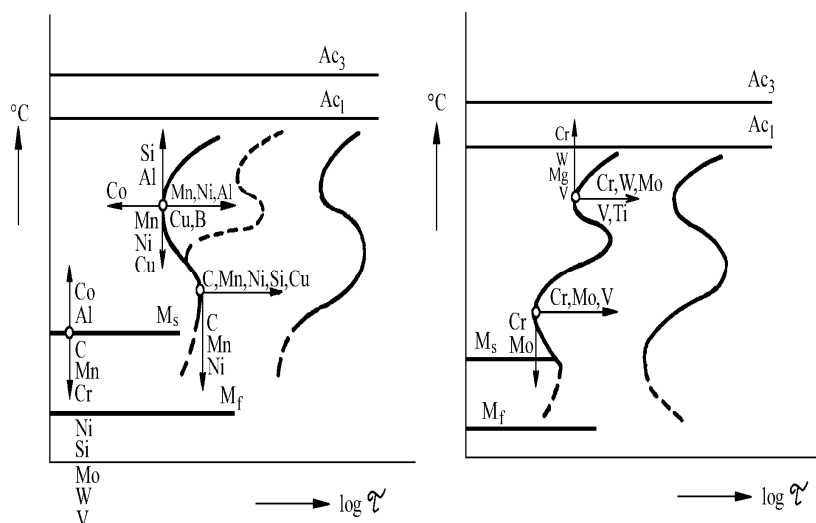
$$\langle 111 \rangle_{\gamma} // \langle 011 \rangle_{\alpha}, [\bar{1}01]_{\gamma} // [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_{\alpha}$$

Tomuto vztahu orientací vyhovuje 24 možností. Když zrno feritu nukleuje na hranici austenitického zrna, musí feritické zrno splňovat vztah K-S orientace s některým z příslušných zrn austenitu. Nekoherentní rozhraní feritu a austenitu bez K-S orientace roste rychleji než jiné hranice s K-S orientací. Při nízkém přechlazení roste nekoherentní rozhraní feritu a austenitu tak, že vzniká polygonální zrno. Po skončení transformace je obtížně zjištělný vztah orientace mezi fázemi γ a α . Vzniká-li Widmanstättenův ferit, jsou jeho boční strany (roviny růstu) koherentní a blízké k (111) a splňují vztah K-S orientace

s austenitem. Widmanstättenův ferit roste po straně lištovým mechanismem [45].

3.1.2. Vliv legujících prvků na transformaci $\gamma \rightarrow \alpha$

Ze skupiny prvků legujících nízkolegované oceli, prvky nikl, mangan, kobalt, měď, uhlík a dusík vytvářejí austenit stabilizací austenitu, snížením teploty A_{r3} a zpomalením rozpadu austenitu. Legující prvky jako je křemík, hliník, fosfor, chrom, vanad, molybden, wolfram, titan, tantal, niob a zirkon vytvářejí ferit, zvyšují teplotu A_{r3} , ale zpomalují rozpad austenitu snížením difúze uhlíku v austenitu a některými dalšími způsoby, jako je obohacení hranic zrn. Mezi prvky, které podporují tvorbu feritu patří i chrom, vanad, molybden, wolfram, titan, tantal, niob a zirkon. Tyto prvky jsou silně karbidotvorné a precipitací vytvářejí své karbidy. Nadto mohou výše uvedené prvky (vyjma molybdenu a wolframu) také vytvářet v ocelích nitridy a jestliže dojde k současnému výskytu uhlíku a dusíku, vznikají karbonitridy. Karbonitridy mohou být precipitovány v austenitu v závislosti na rozpustnosti produktů legujících prvků a uhlíku nebo dusíku. Karbonitridy díky nízké rozpustnosti precipitují více ve feritu. [15]



Obrázek č. 10: Vliv přísadových prvků na tvar a posun křivek ARA diagramu [62]

Při vytváření polygonálního feritu z austenitu během pomalého ochlazování se feritotvorné prvky hromadí ve feritu a austenitotvorné prvky se hromadí v austenitu, tj. dochází k rozdělení složek. Předpokládá se, že podmínky lokální rovnováhy jsou splněny na rozhraní austenitu a feritu.

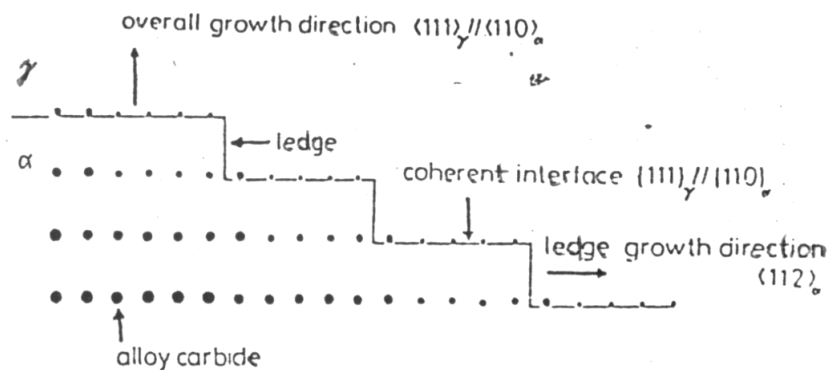
S postupující feritickou transformací dochází k obohacování zbývajících austenitu uhlíkem a začíná perlitická transformace. Pokud jsou v oceli přítomny prvky tvořící karbidy, může nastat jedna z následujících tří možností:

1) Karbidy niobu (NbC), vanadu (V_4C_3) a titanu (TiC) atd. precipitují během transformace austenitu na ferit.

2) Jakmile se karbidotvorné prvky dostanou do feritu (jde o prvky podporující tvorbu feritu), vznikají karbidy železa; karbidy železa se pak mění na karbidy legujících prvků uvnitř feritu, protože tyto prvky jsou karbidotvornější než železo, ale difúze je obtížná. Matrice je tvořena prvky železa.

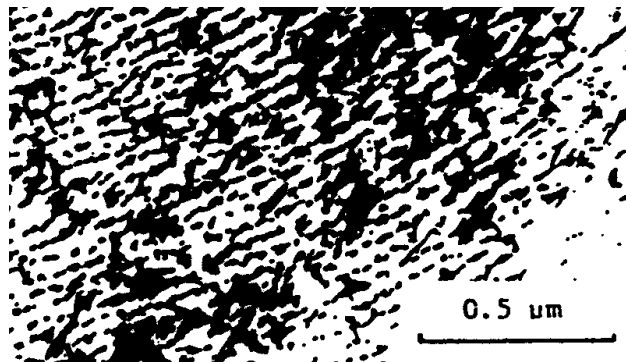
3) Prvky tvořící karbidy přejdou do feritu až po jeho transformaci a pak karbidy legur precipitují ve feritu přímo, nikoli přes karbidy železa.

V případě (1) je často pozorováno, že karbidy legur vytvářejí při růstu feritu řádky velmi jemných částic na rozhraní austenitu a feritu. K tomu může dojít jak při udržování na stálé teplotě, tak při pozvolném ochlázování vhodnou rychlostí. Jak je vidět v obrázku č. 11, na austenitové straně koherentního rozhraní austenitu a feritu ($\{111\}_\gamma // \{\bar{1}10\}_\alpha$) uhlík dosahuje stavu lokální rovnováhy a karbidy legujících prvků precipitují v řádcích jako velmi jemné částice. Koncentrace uhlíku je touto precipitací snížena a nekoherentní rozhraní okraje (blízké k $\{112\}_\alpha$) rychle roste.



Obrázek č.11: Schematická ilustrace lištového mechanismu růstu při transformaci austenitu na ferit. [15]

Pohybem velkého počtu okrajů se makroskopicky zdá, že rozhraní feritu roste ve směru $\langle 111 \rangle_\gamma$ ($// \langle 110 \rangle_\alpha$). Takový růst se nazývá lištový růst a precipitace, která tento růst provází, se nazývá precipitace na rozhraní [15]. Obrázek č. 12 ukazuje příklad takové precipitace.



Obrázek č. 12: Precipitace niobu na rozhraní částic karbidů pozorovaných v oceli (0,036%Nb; 0,09% C; 0,003 % B) izotermicky transformované při 800 °C dvě minuty po austenitizaci, která probíhala při 1100 °C po dobu deseti minut [46].

3.2 Velikost α zrn vzniklých transformací fáze γ

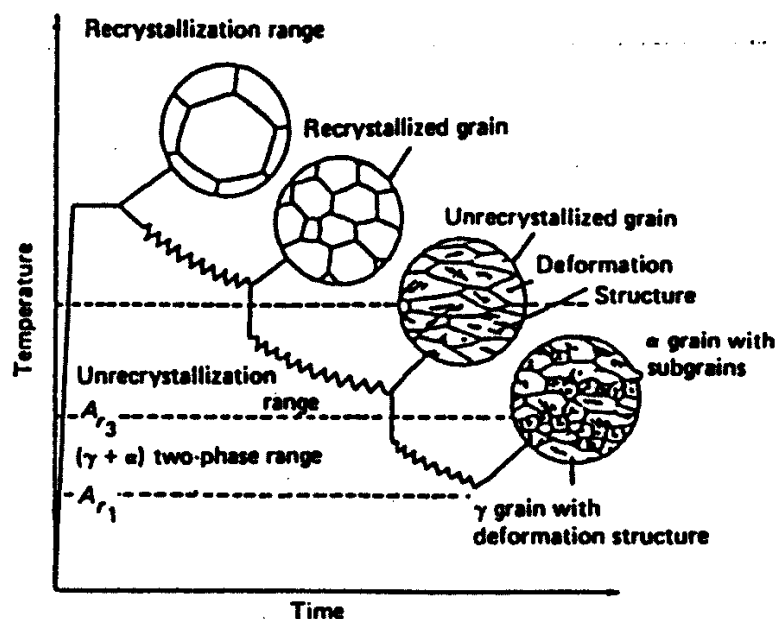
3.2.1 Hlavní účel řízeného válcování

Hlavním účelem řízeného válcování je zjemnění struktury a zvýšení pevnosti a houževnatosti. Proces řízeného válcování se obvykle dělí na tři fáze [35,36]. Obrázek č. 13 tyto tři fáze ilustruje zobrazením mikrostrukturních změn doprovázejících transformaci typických pro danou fázi:

1) Deformace v oblasti rekrystalizačních teplot. Austenitická zrna jsou zjemněna opakovanou rekrystalizací. Malá zrna austenitu získaná rekrystalizací v této fázi vedou ke zjemnění zrn feritu. Obecně velikost rekrystalizovaných zrn austenitu rychle klesá s nárůstem válcovacího úběru, až dosáhne mezní hodnoty [34-38], která omezuje stupeň zjemnění zrn feritu dosažený rekrystalizací austenitu.

2) Deformace v oblasti pod rekrystalizační teplotou. Zrna austenitu jsou protažená a uvnitř zrn je deformační struktura [34,35]. Deformace v této fázi podstatně zvyšuje rychlost nukleace na hranicích i uvnitř zrn austenitu. Intragranulární nukleace feritu je jedním z nejdůležitějších aspektů řízeného válcování. Mikrolegující prvky, jako niob a titan, mohou zvýšit rekrystalizační teplotu austenitu.

3) Deformace ve dvoufázové austenitickoferitické oblasti. Austenit je dále mechanicky za studena zpracováván a deformací feritu vzniká podstruktura.



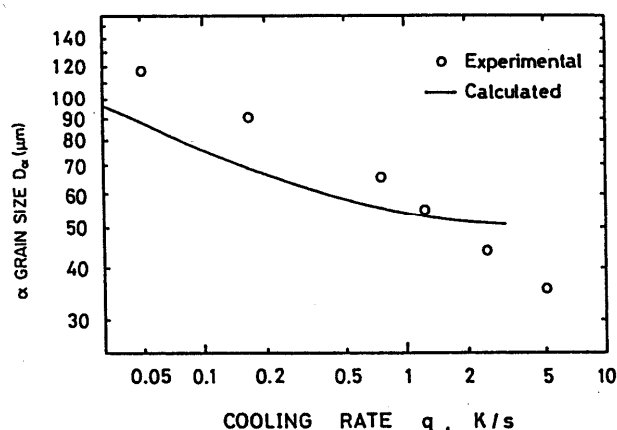
Obrázek č.13: Tři fáze procesu řízeného válcování a s tím související změny mikrostruktury v příslušné fázi [15].

Rychlé chlazení po válcování za tepla je v současnosti považováno za úpravu dále zlepšující termomechanické vlastnosti v rámci válcování za tepla. Pro toto chlazení je typické, že jde o zrychlené chlazení probíhající v oblasti transformace austenitu na ferit těsně po řízeném válcování. Bylo již uvedeno, že zrychlené ochlazování zjemňuje velikost zrn feritu a tím zvyšuje pevnost a houževnatost.

3.3 Deformační chování ocelí při zvýšených teplotách

3.3.1 Zotavení během deformace za tepla

V laboratorních podmínkách jsou oceli obvykle deformovány skluzem při teplotě 200-300 °C; tvářením za studena se zvyšuje hustota dislokací. Avšak jak ke skluzové deformaci, tak k posunu hranic zrn dochází při deformacích ocelí za zvýšené teploty při nízké rychlosti deformace (deformace tečením). Posun hranic zrn výrazně závisí na teplotě T a rychlosti deformace $\dot{\epsilon}$. Skluz při deformaci tečením vzniká pohybem dislokací spojených s difúzí atomů z tuhého roztoku, a proto vykazuje velkou závislost na teplotě a rychlosti deformace.



Obrázek č.14:

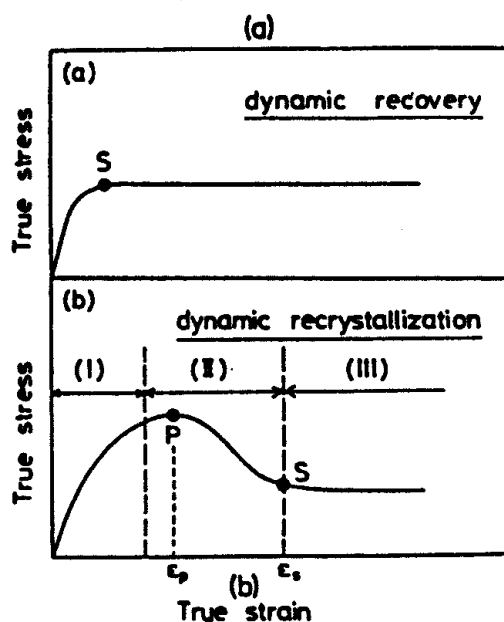
Velikost zrn feritu jako funkce rychlosti ochlazování pro vzorky o průměru zrn austenitu 151 μm . Kroužky zobrazují experimentálně zjištěné hodnoty, souvislá čára je vypočtena teoreticky [15].

V případě vysoké rychlosti deformace – jako je válcování austenitu za tepla – se posun hranic zrn téměř nevyskytuje ani při vysokých teplotách; dochází pouze ke skluzu při pohybu dislokací bez efektu difuze atomů z tuhého roztoku. Přesto dochází dokonce i tehdy v určité míře k odstraňování vnitřního napětí při tvářením za studena. Když hustota dislokací vzroste na určitou hodnotu, začne při deformaci docházet k rekrystalizaci.

Nejsnadněji lze toto pozorovat u hliníku. Při tahové deformaci hliníku při teplotách kolem 300 °C a rychlosti deformace kolem $10^{-4}/\text{s}$ se po počátečním tvářením za studena vyskytuje deformace v ustáleném stavu a lze získat křivku skutečné napětí-skutečná

deformace, jaká je zobrazena na obrázku č. 15a. Při ustáleném stavu deformace je zpevnění vytvářené tvářením za studena a změkčení díky dynamickému odstraňování vnitřního napětí v rovnováze; tedy skutečné napětí se udržuje konstantní. Tento obnovovací proces je označován jako dynamické odstraňování napětí. Hliník má vysokou energii vrstevné chyby, kolem $180\text{J}/\text{cm}^2$, a je tedy představitelem kovů tohoto typu.

V případě mědi, která má dosti nízkou energii vrstevné chyby (kolem $60\text{J}/\text{cm}^2$), je rychlost změkčení během odstraňování vnitřního napětí nízká ve srovnání s hliníkem. Zpevnění mědi při jejím tvářením za studena tedy nemůže být vyrovnáno pouze dynamickým odstraňováním vnitřního napětí, a to ani při vysokých teplotách ($500\text{--}600\text{ }^\circ\text{C}$). Hustota dislokací postupně roste, až nakonec začne při deformaci docházet k rekrytalizaci. Ve skutečnosti dojde k poklesu napětí za jeho vrcholem při dynamické rekrytalizaci a dosažení určité vyvážené úrovně napětí, při níž je v rovnováze zpevnění od tvářením za studena a změkčení (vzniklé rekrytalizací, k níž dochází opakovaně). Schématický náčrt křivky skutečné napětí-skutečná deformace je na obrázku č. 15b.



Obrázek č.15:

Schematické ilustrace dvou druhů křivek skutečné napětí-skutečná deformace odpovídajících ustálenému stavu deformace při zvýšených teplotách [15].

Dynamická rekrytalizace začíná při deformaci kolem $0,7\varepsilon_p$ (ε_p je deformace, která odpovídá vrcholu napětí). V obrázku č. 15b jde pro hodnoty deformace do zhruba $0,7\varepsilon_p$ o oblast zpevnění při tvářením za studena, oblast pro deformace mezi $0,7\varepsilon_p$ a ε_s (deformace, při níž začíná ustálený stav) je oblastí částečné dynamické rekrytalizace a oblast deformací za ε_s je oblastí stále dynamické rekrytalizace. Tento obnovovací proces je označován jako dynamická rekrytalizace. Toto chování je typické pro austenit v ocelích. Ve feritech je restaurace prováděna převážně dynamickým odstraňováním vnitřního napětí, jelikož jeho

odstraňování probíhá velmi rychle. Nicméně i ve feritických ocelích může za určitých deformačních podmínek docházet k dynamické rekrytalizaci [15]. Vrchol napětí (σ_S) a ustálené pnutí (σ_S) při dynamické rekrytalizaci se mění se Zener-Hollomonovým parametrem Z . Z je vyjádřeno vztahem:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (\text{rovnice č.2})$$

$\dot{\epsilon}$ je rychlost deformace [s^{-1}]

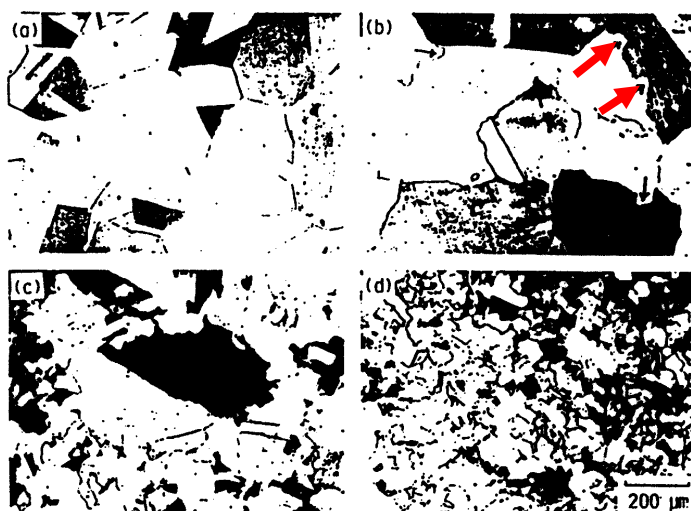
Q je aktivační energie deformace [J/mol]

R je plynová konstanta [J/mol]

T je teplota [K].

σ_p , ϵ_p , σ_S a ϵ_S rostou s růstem Z , tj s růstem $\dot{\epsilon}$ nebo s poklesem T .

Obrázek č. 16 ukazuje optické změny mikrostruktury s deformací v austenitické oceli Fe-31%Ni-0,3%C, která byla tahově deformována při 1000 °C s rychlostí deformace $\dot{\epsilon} = 1,7 \times 10^{-2}$ /s. Obrázek č. 16(a) ukazuje strukturu austenitu před deformací. Austenitická zrna jsou rovnoosá a jejich hranice hladší a rovnější.



Obrázek č.16: Fotografie z optického mikroskopu ukazují proces vytváření dynamicky rekrytalizovaného austenitu v austenitické oceli Fe-31%Ni-0,3%C deformované při 1000 °C, $1,7 \cdot 10^{-2}$ /s: (a) před testováním ($\epsilon = 0$); (b) $\epsilon = 0,08$; (c) $\epsilon = 0,24$; (d) $\epsilon = 0,40$ [15].

Při mírné deformaci ($\epsilon = 0,08$), viz obrázek č. 16(b), se hranice zrn stávají jemně pilovitými a lze pozorovat vyboulení hranic zrn (označeno šipkami). Při deformaci po dosažení ϵ_p dojde ke vzniku mnoha malých zrn podél hranic austenitu, viz obrázek č. 16 (c). Je charakteristické, že tato nově vytvořená zrna zřídka obsahují žíhací dvojčata. V obrázku č. 16 (d) je struktura ve stavu ustálené deformace, při níž je v rovnováze zpevnění vyvolané tvářením za studena a rekrytalizační změkčení. Tato struktura je tvořena několika druhy zrn odpovídajících různým stádiím rekrytalizace, tj. od malých zrn, která právě začala

rekrytalizovat, po mnohem větší zrna, která byla podrobena po skončení rekrytalizace deformaci a jsou právě zpevňována tvářením za studena před další rekrytalizací. Ve stavu ustálené deformace dochází k rekrytalizaci opakovaně během deformace. Dynamicky rekrytalizovaná zrna obsahují při nízkém Z jen málo žíhacích dvojčat, ale zřídka je obsahují při velkém Z .

Stejně jako u statické rekrytalizace, [9,15], existují dva hlavní průběhy dynamické rekrytalizace:

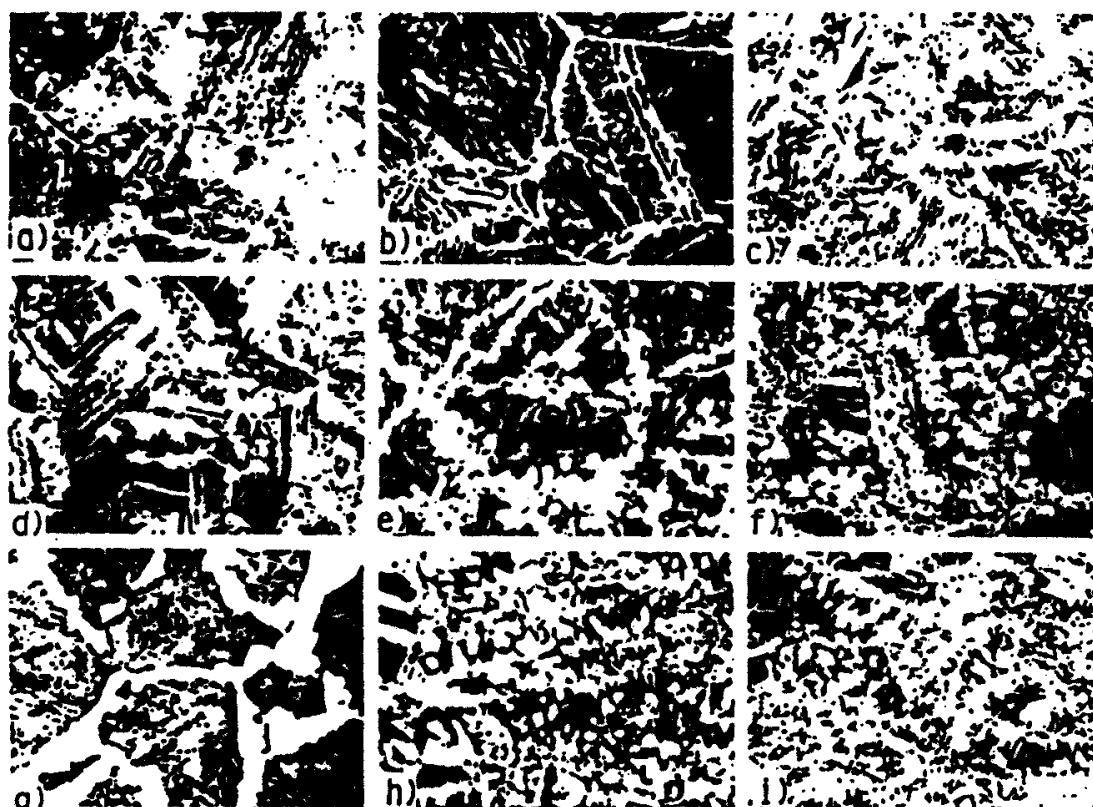
První z nich se projevuje především při malých rychlostech deformací a druhý při velkých. Při menších rychlostech deformací se objevuje sinusový průběh na křivce napětí – deformace. U větších rychlostech deformace nastává po dosažení maxima pokles na konstantní nebo mírně klesající napětí. Může se objevit jedno nebo i několik maxim, po nichž nastává pokles napětí a opakování celého cyklu. Dle podmínek deformace se zpevnění střídá s odpevněním [9].

3.4 Zjemnění zrn α tvářením austenitu za studena

3.4.1 Nukleace feritu v deformovaném austenitu (izotermická)

Obrázek č. 17 zobrazuje typickou mikrofotografií vliv deformace austenitu na průběh transformace feritu [15]. Vzorky oceli $Fe_{0,12}C_{0,04}Nb_{0,04}V$ byly austenitizovány při $1200\text{ }^{\circ}C$ po dobu 30 minut, válcovány s redukcí 30 nebo 50 % na jeden průchod při $840^{\circ}C$ (oblast pod rekrytalizační teplotou) a udržovány na $680\text{ }^{\circ}C$ po dobu 15, 30 a 180 sekund. α transformace byla jasně urychlena deformací austenitu. V nedeformovaném vzorku jsou hranice zrn austenitu převládajícími místy nukleace feritu, ale v deformovaných vzorcích dochází k deformaci nejen na hranicích zrn austenitu, ale také uvnitř zrn. Navíc dochází k výraznému zvýšení rychlosti nukleace na hranicích zrn.

Obrázek č. 18 ukazuje různé typy nukleačních míst feritu pozorovaných v deformovaných vzorcích [15]. Na obrázku č. 18(a) jsou zrna feritu vzniklá nukleací na hranicích zrn austenitu. Zrna feritu rostou na obě strany zrn austenitu a dřívější hranice zrn austenitu zmizí, jakmile dojde k nukleaci feritu. Na obrázku č. 18(b) dochází k nukleaci zrn feritu na hranicích žíhacích dvojčat. Na rozdíl od nedeformovaných vzorků jsou hranice žíhacích dvojčat v deformovaných vzorcích přednostním místem nukleace feritu. Zrna feritu, která vznikla nukleací na hranicích žíhacích dvojčat, rostou převážně do jedné strany a stopy po předchozí hranici žíhacích dvojčat zůstávají zachovány i po transformaci. Na obrázku č. 18(c) jsou zrna feritu nukleující uvnitř zrn. Předpokládá se, že tyto ferity nukleují na dislokacích na stěnách buněk uvnitř zrn. Na obrázku č. 18(d) jsou zrna feritu nukleující v deformačních pásech.



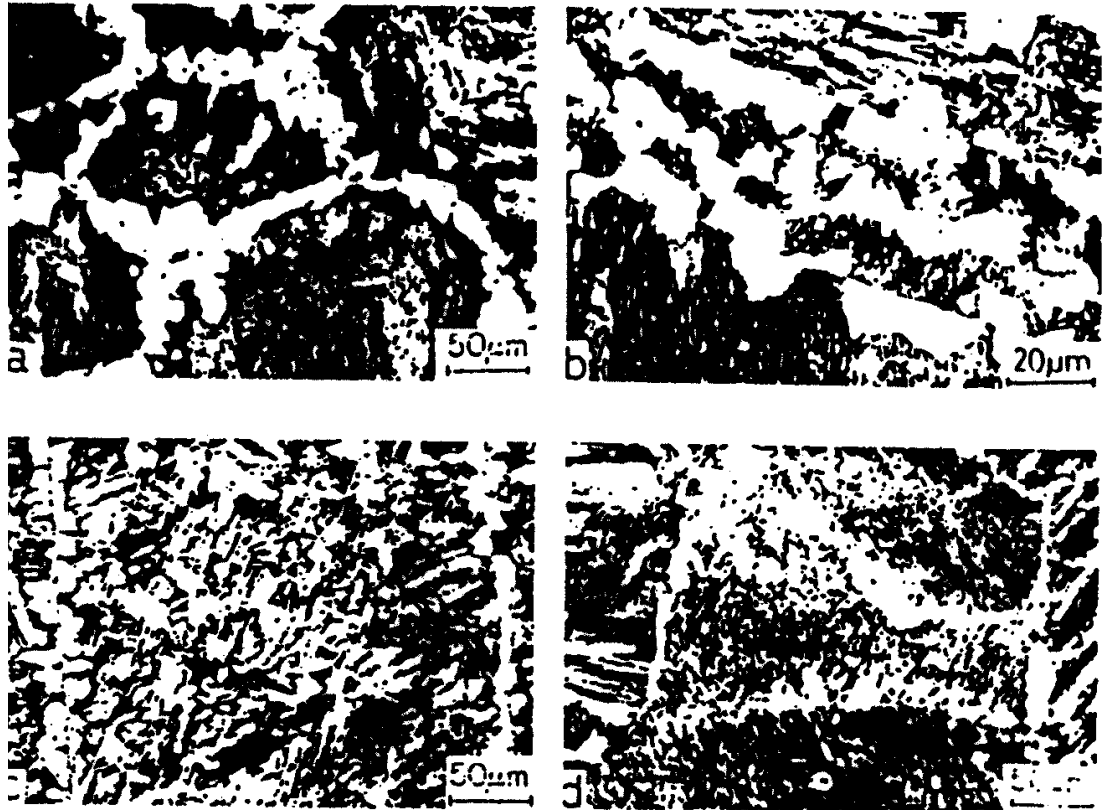
Obrázek č.17: Obrázek z optického mikroskopu ukazující vliv deformace austenitu na průběh transformace feritu při 680°C v oceli Fe_{0,12}C_{0,04}Nb_{0,04}V: (a) bez deformace, 15s; (b) válcování o 30%, 15s; (c) válcování o 50%, 15s; (d) bez deformace, 30s; (e) válcováno o 30%, 30s; (f) válcování o 50%, 30s; (g) bez deformace 3min; (h) válcování o 30%, 3min; (i) válcování o 50%, 3min [15].

Nárůst rychlosti nukleace feritu na jednotku objemu austenitu při deformaci je způsoben:

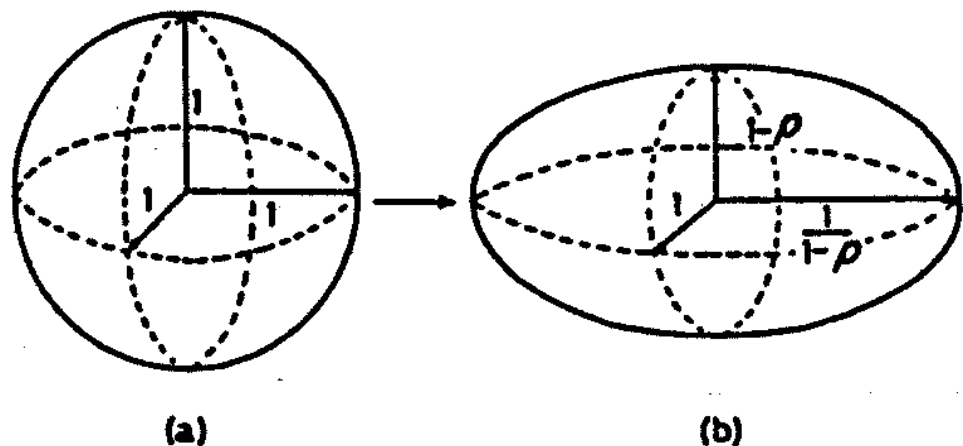
- 1) vzrůstem povrchu zrn austenitu protažením těchto zrn;
- 2) růstem rychlosti nukleace jako takové na jednotku plochy povrchu zrna;
- 3) vznikem dalších nukleačních míst jako jsou hranice žíhacích dvojčat a pásy deformací.

Plocha povrchu hranic zrn austenitu na jednotku objemu vzorku roste s deformací. Z kulových zrn austenitu (obrázek č. 19a) se stává elipsoid, viz obrázek č. 19b, působením válcování s redukcí \underline{p} . Plocha povrchu zrna s jednotkovým povrchem před válcováním je dána takto:

$$S_{g.b}^0 = 4\pi \quad (\text{rovnice č.3}) [15]$$



Obrázek č.18: Fotografie z optického mikroskopu ukazují různé typy nukleačních míst feritu pozorovaných v deformovaných vzorcích: (a) nukleace na hranicích zrn; (b) nukleace na hranicích žíhacích dvojčat; (c) nukleace uvnitř zrn; (d) nukleace na deformačních pásech [15].

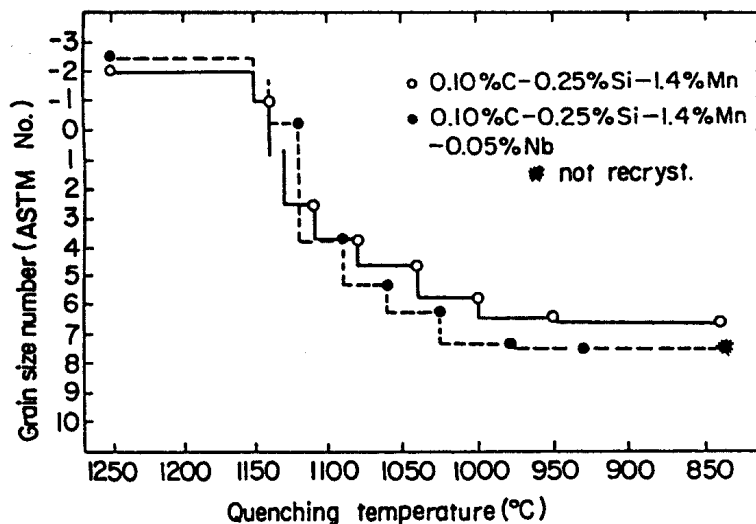


Obrázek č.19: Tvarová změna zrna austenitu při válcování o redukci p : (a) před válcováním (koule); (b) po válcování (elipsoid). [15]

4. Deformace austenitu v oblasti rekrytalizace

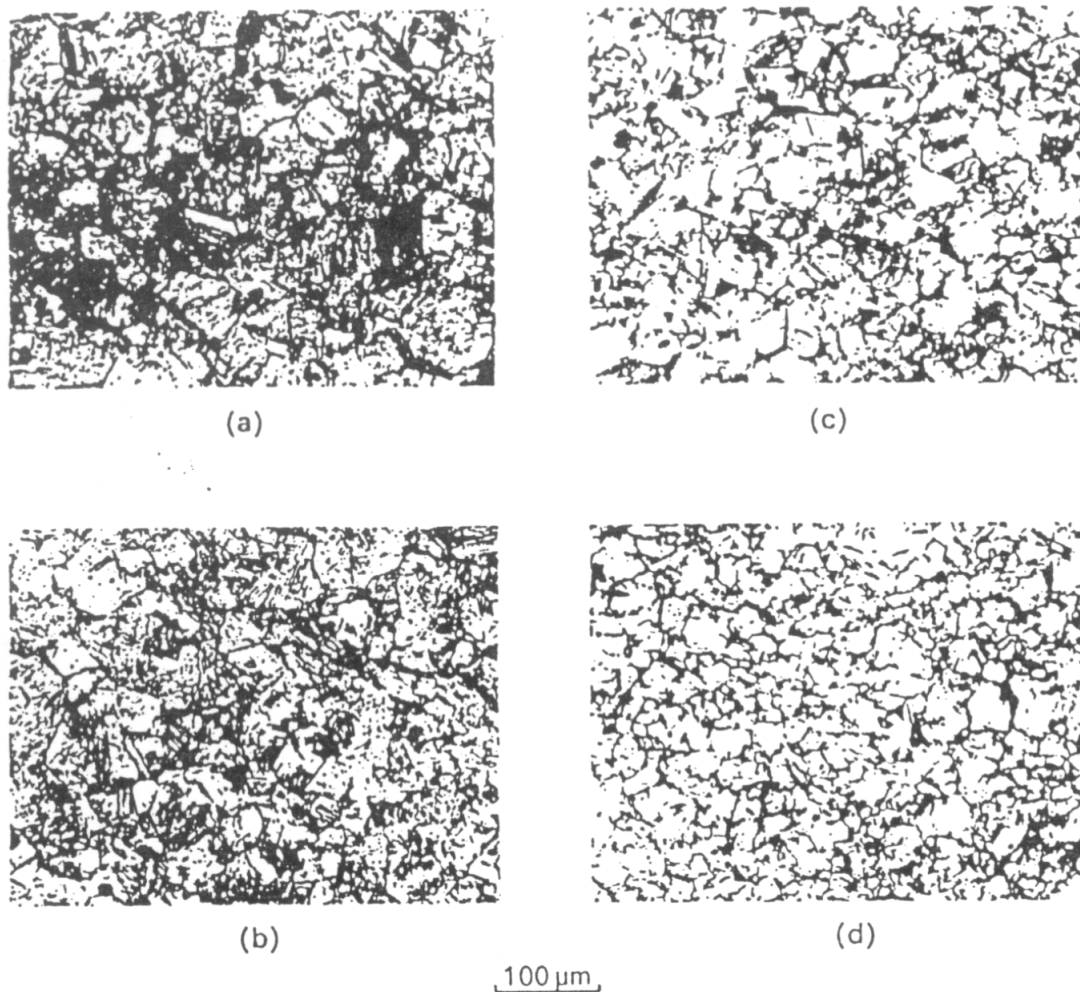
Je-li válcování za tepla prováděno na válcovacích stolicích v běžném rozsahu válcovacích teplot, jsou austenitická zrna, zhrublá opětovným ohřátím, považována za plně rekrytalizovaná

za dobu mezi redukcemi a mají být postupně zjemňována po každé redukci [24], viz obrázky č. 18 [24] a č. 21. Ačkoli konvenční válcovací proces končí při 1050–900 °C (dle tloušťky plechu), v uhlíkomanganových a křemíkomanganových ocelích tento proces pokračuje po redukci.



Obrázek č.20: Změna velikosti zrn austenitu během postupných redukcí ve dvou druzích oceli (0,10%C-0,25%Si-1,4%Mn-0,005%N a 0,10%C-0,25%Si-1,4%Mn-0,05%Nb-0,006%N). První redukce byla prováděna při 1150 °C po předehřátí na 1250 °C a prudkém zchlazení, další redukce byla prováděna 7 s po předchozí redukci (Sekine a Maruyama [24]).

při 850-800 °C [2, 3, 4] a končí teprve po redukci při 950-900 °C v ocelích obsahujících niob, což je zhruba o 100 °C více než v ocelích niob neobsahujících (tabulka č.2) [24, 25]. Konvergenci zjemnění zrn v konečné fázi postupných redukcí lze nalézt jak v případech, kdy stupeň redukce byl konstantní [24], tak v případech, kdy byl stupeň redukce zvyšován, viz tabulka č. 2 a obrázek č. 20 [24].

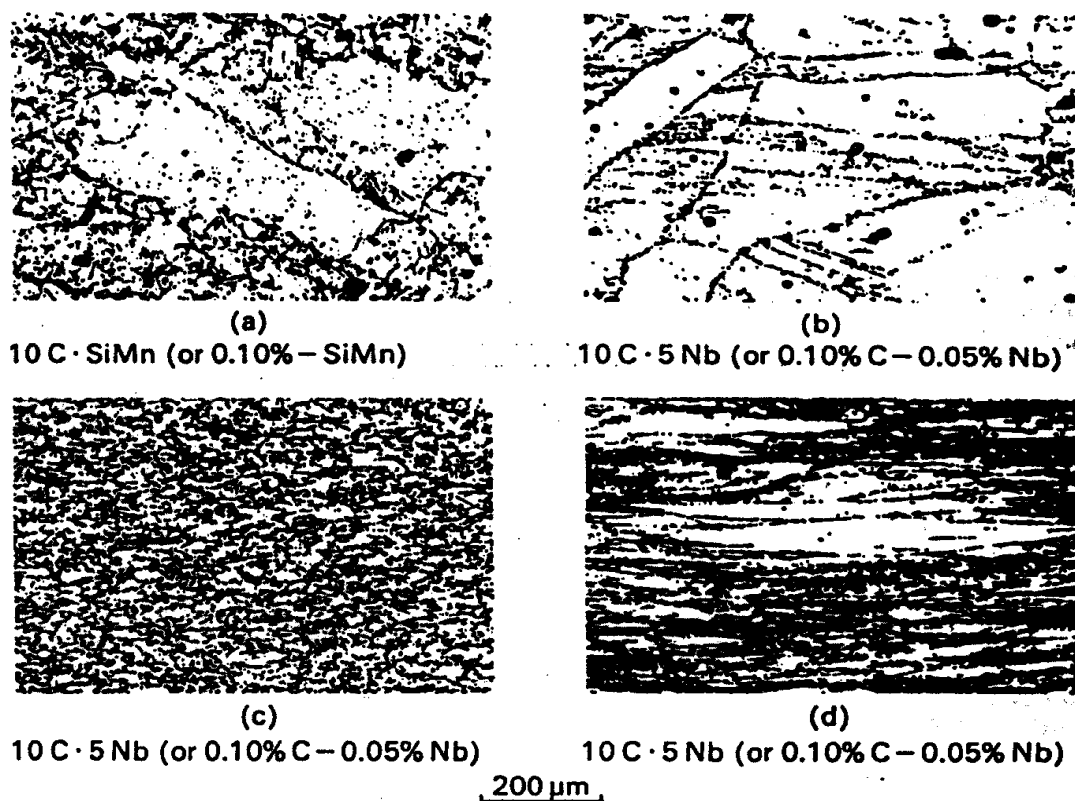


Obrázek č. 21: Zjemnění rekrystalizovaných zrn austenitu postupným válcováním za tepla: (a) po 7. redukci při 980 °C; (b) po 8. redukci při 955 °C při postupných redukcích od 1150 °C (10C·SiMn nebo 0,10C-SiMn); (c) po 7. redukci při 1050 °C; (d) po 8. redukci při 980 °C při postupných redukcích od 1200 °C (10C·5Nb nebo 0,10 % C-0,05 % Nb) [15].

Jsou-li redukce prováděny při teplotách nižších než teploty kritické pro rekrystalizaci (T_C), dochází k protahování zrn ve směru válcování [15] a žíhací dvojčata, vzniklá při opakovaném zahřátí a během doby mezi průchody, se stávají zřetelně viditelnými spolu s deformačními pásy vzniklými v nerekrystalizovaných zrnech [25,28] (obrázek č. 22). T_C se proto nazývá též kritická teplota.

Číslo průchodu	1	2	3	4	5	6	7	8	
Tloušťka desky [mm]	75	68	60	50	40	30	20	12	7
Procenta redukce [%]	9	12	17	20	25	33	40	42	
Ocel	Teplota válcování	Stav struktury							
10C·Si-Mn	1200 – 965 °C	R	R	R	R	R	R	R	R
	1150 – 955 °C	R	R	R	R	R	R	R	R
	1000 – 840 °C	P	P	P	P	P	R	R	R
10C·5Nb	1200 – 980 °C	R	R	R	R	R	R	R	R
	1150 – 900 °C	R	R	R	R	R	R	R	N
	1000 – 860 °C	N	N	N	N	N	N	N	N
Jde o stejnou ocel jako u obrázku 3.1. Teplota ohřevu desky: 1250 °C R: 100 % rekrystalizované P: Částečně rekrystalizované N: Nerekrystalizované									

Tabulka č.2: Postup válcování a porovnání výsledné struktury pro oceli 10CSi-Mn a 10C5Nb [15]



Obrázek č.22: Částečně rekrystalizovaná zrna austenitu a protažená nerekrystalizovaná zrna austenitu při postupných redukcích: (a) po 5. redukci při 965°C při postupných redukcích od 1000 °C; (b) po 5. redukci při 960 °C při postupných redukcích od 1000 °C; (c) po 8. redukci při 900 °C při postupných redukcích od 1150 °C; (d) po 8. redukci při 860 °C při postupných redukcích od 1000 °C (Sekine a Maruyama [34]).

4.1 Metalurgické změny při a po deformaci za tepla

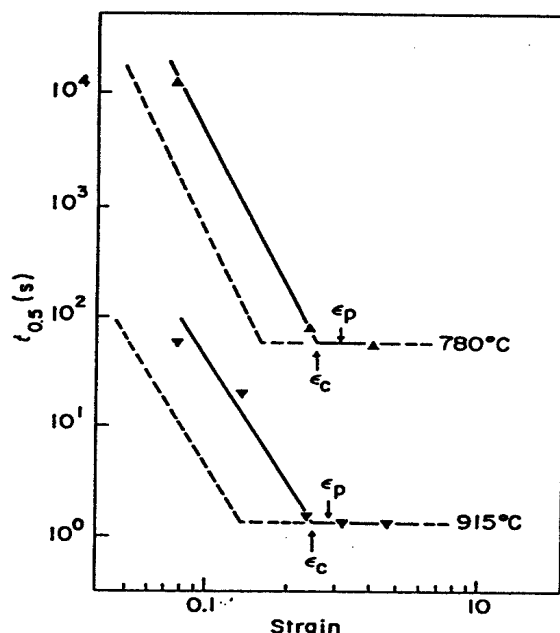
Jak je uvedeno v předchozí kapitole, je-li austenit zpevňován při tváření za studena, prochází dynamickým odstraňováním vnitřního napětí a dynamickou rekrytalizací, to vše v závislosti na deformaci (ϵ) a Zener-Hollomonově parametru (Z). [15] Mikrostruktury vzniklé těmito procesy jsou nestabilní. Dále ke strukturním změnám dochází při udržování teploty, při snižování teploty chlazením vzduchem a někdy dokonce při prudkém ochlazení po deformaci. Tyto statické rekrytalizační procesy po deformaci jsou:

- 1) statické odstranění vnitřního napětí;
- 2) abnormální růst zrn v důsledku deformace vnesené migrací hranic zrn;
- 3) klasická statická rekrytalizace;
- 4) metadynamická nebo postdynamická rekrytalizace.

Po skončení rekrytalizace dochází k dalšímu růstu zrn, aby bylo dosaženo snížení plochy hranic zrn na jednotku objemu. Austenit zpevněný tvářením a dynamicky zbavený vnitřního napětí je změkčen statickým odstraněním vnitřního napětí a statickou rekrytalizací za dobu a rychlostí, které závisí na podmínkách předchozí deformace, na teplotě a na rychlosti ochlazení po deformaci. Statická rekrytalizace může začít tehdy, když deformace překročí kritickou hodnotu ϵ_{CS} určenou předchozí deformací a předchozí velikostí zrn. Je zde určitá inkubační doba nukleace, během níž dochází pouze ke statickému odstraňování vnitřního napětí. Podle Sellarse [26], který vyzkoušel různé uváděné údaje, doba rekrytalizace klesá s rostoucí deformací a deformační teplotou [26,15] (obrázek č. 21) a velikost rekrytalizovaných zrn se zjemňuje s rostoucí deformací [15] (obrázek č. 22) v oblasti s nižší deformací.

Pozorování Djaice a Jonase [15] uvedená v obrázku č. 23 ukazují, že k prudkým změnám v době rekrytalizace při přechodu od závislosti na deformaci k nezávislosti dochází při deformacích těsně menších než ϵ_p (ϵ_p je maximální deformace uvedená v obrázku č. 15b). Podobné kritické deformace nad nimiž se velikost rekrytalizovaných zrn stává nezávislou na použité deformaci, lze vidět v obrázku č. 24 [15]. Ačkoliv tyto kritické deformace jsou samozřejmě menší než kritické deformace pro ustálenou dynamickou rekrytalizaci ϵ_s , doba rekrytalizace a velikost rekrytalizovaných zrn jsou stejné jako při deformačním namáhání nad ϵ_s . Tyto prudké změny odpovídají průběhu metadynamické rekrytalizace, aniž by inkubační doba a kritická deformace musely odpovídat deformaci očekávané k započatí dynamické rekrytalizace ϵ_c [26,15]. K tomu dochází, protože již dříve

existující rekrytalizační jádra jsou přítomna v deformované struktuře při nástupu dynamické rekrytalizace [15], stejně tak jako po zdeformování přes ϵ_s [15]. ϵ_c je kolem $0,7 \epsilon_p$, jak je uvedeno v kapitole 3.1, a Sellars tvrdí [26], že kritické deformace v době rekrytalizace v obrázku č. 23 jsou kolem $0,8 \epsilon_p$ a deformace kritické pro velikost rekrytalizovaných zrn na obrázku č. 24 jsou slabě nad $0,8 \epsilon_p$ [26]. Deformaci na průsečíku nazval mezní deformací (obrázek č. 24), nad níž se velikost staticky rekrytalizovaných zrn stává nezávislou na vložené deformaci ϵ^* . Tedy klasická statická rekrytalizace začíná po zpevnění při tváření a ve struktuře staticky zbavené vnitřního napětí po deformaci v rozmezí od ϵ_{cs} do ϵ_c ; k metadynamické rekrytalizaci dochází od částečně nebo ustáleně rekrytalizované struktury při dynamické rekrytalizaci po deformaci přes ϵ_c nebo ϵ^* . Je-li významný rozdíl mezi ϵ_c a ϵ^* dochází ke klasické statické rekrytalizaci metadynamické rekrytalizaci vedle sebe po deformaci v rozmezí od ϵ_c do ϵ^* [15]. Existuje i jiná interpretace, totiž že tyto dva typy statické rekrytalizace se vyskytují postupně v tomto pořadí v dílech zpevněných tváření a dynamicky rekrytalizovaných dílech po deformaci v rozmezí (II) od ϵ_c do ϵ_s na obrázku č. 15 (b) [15]. Jsou nezbytná další navazující pozorování těchto rekrytalizačních chování na stejných materiálech, aby bylo získáno uspokojivé vysvětlení přechodu rekrytalizačního chování od deformačně závislého k nezávislému, neboť může jít o postupný přechod [26].



Obrázek č.23:
Závislost doby pro padesátiprocentní obnovu rekrytalizací na deformaci (Djaic a Jonas [15]).

Rychlost metadynamické rekrytalizace je vysoká a někdy proběhne úplně během prudkého ochlazení po deformaci [26, 15]. Je to druh statické rekrytalizace, ačkoli začíná od dynamicky rekrytalizované struktury. Struktura zrn je rovnoosá a značně

uniformní, má rovné hranice zrn a obsahuje žíhací dvojčata, podobně jako struktura staticky rekrystalizovaná nukleací a růstovým mechanismem, ale odlišně od dynamicky rekrystalizované struktury. Velikost zrn je určena pouze Z [15, 26], podobně jako velikost dynamicky rekrystalizovaných zrn, ale ve srovnání s nimi jsou zrna větší. [15]

Sellars dále navrhuje zkoušku následující vztah pro závislost kritické deformace pro metadymanickou rekrystalizaci $\underline{\epsilon}^*$, dobu rekrystalizace $\underline{t}_{0,5}$ a velikost rekrystalizovaných zrn \underline{d} na podmínkách deformace a výchozí velikosti zrn d_0 , po vyhodnocení dostupných zaznamenaných údajů převážně pro konstantní rychlost deformace [26,15]:

$$\epsilon^* = A d_0^{0,67} Z^{0,15} \quad (\text{rovnice č.4})$$

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q_{def} / RT) \quad (\text{rovnice č.5})$$

kde Q_{def} je aktivační energie pro tepelnou deformaci a je kolem 312 kJ/mol pro uhlíkomanganové oceli.

$$t_{0,5} = B d_0^2 \epsilon^{-4} \exp(Q_{rex} / RT) \quad (\epsilon_{CS} \leq \epsilon \leq \epsilon^*) \quad (\text{rovnice č.6})$$

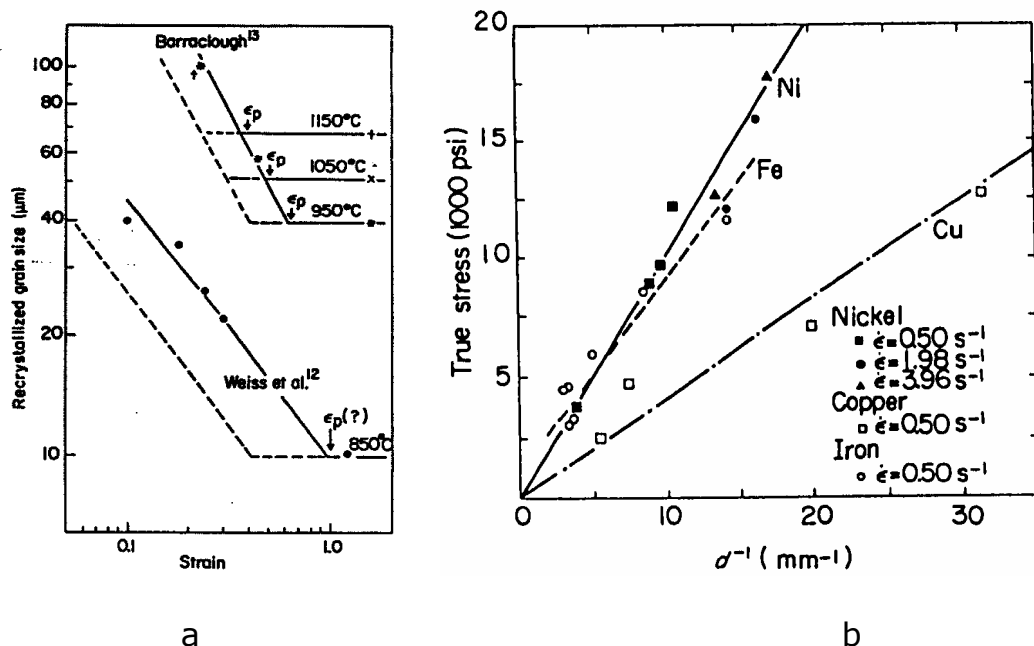
$$t_{0,5} = 4,24 \times 10^{13} B Z^{-0,6} \exp(Q_{rex} / RT) \quad (\epsilon \geq \epsilon^*) \quad (\text{rovnice č.7})$$

kde Q_{rex} je aktivační energie pro rekrystalizaci a je kolem 300 kJ/mol pro uhlíkomanganové oceli.

$$d = C d_0^{0,67} \epsilon^{-1} \quad (\epsilon_{CS} \leq \epsilon \leq \epsilon^*) \quad (\text{rovnice č.8})$$

$$d = 3,6 \times 10^3 C Z^{-0,15} \quad (\epsilon \geq \epsilon^*) \quad (\text{rovnice č.9})$$

Je pozoruhodné, že rychlost deformace nemá vliv na rychlost rekrystalizace[15]. Deformační teplota nemá významný vliv na velikost rekrystalizovaných zrn při statické rekrystalizaci [15]. Zatím nebyl prováděn výzkum závislosti rychlosti deformace na velikosti staticky rekrystalizovaných zrn při deformacích pod $\underline{\epsilon}^*$, ačkoliv Sellars navrhl rovnici (rov. 8), v níž Z nemá žádný vliv na velikost staticky rekrystalizovaných zrn kvůli nezávislosti rychlosti deformace během doby rekrystalizace [15]. Kritická deformace pro statickou rekrystalizaci ($\underline{\epsilon}_{CS}$), tj. nižší mez deformace, do níž jsou použitelné rovnice (rov.6 a 8), nebyla systematicky studována pro konstantní rychlost deformace.



Obrázek č. 24: a) Závislost velikosti staticky rekrytalizovaných zrn na deformaci. (Sellars [26]), b) Závislost velikosti rekrytalizovaných zrn na teplotě a deformaci [15].

Následující vztah podobný rovnici č. 9 se týká velikosti metadynamicky rekrytalizovaných zrn mědi [9,15], niklu a zónově čištěného feritického železa [15], kde σ_S je ustálené kluzové napětí (viz obrázek č.22b):

$$d^{-1} \propto \sigma_S \propto \log Z \quad (\epsilon \geq \epsilon_S) \quad (\text{rovnice č.10})$$

Předpokládá se, že existuje jiná podmínka kritické deformace pro abnormální růst zrn vlivem napětí indukovaného migrací hranic zrn při deformacích menších než ϵ_{CS} , jejichž ukončení je prodlouženo i do vyšších teplot [15]. Publikací pojednávajících o těchto procesech je velmi málo.

Jakmile byla jednou rekrytalizace dokončena, probíhá růst zrn rychlostí. Růst je funkcí času, teploty a pravděpodobně částečně i velikostí zrn a chemických vlastností materiálu. Z několika málo publikovaných údajů se zdá, že existuje následující vztah pro růst zrn po statické rekrytalizaci:

$$d^l = d_{rex}^l + D d_{rex}^m t^n \exp(-Q_{gg} / RT) \quad (\text{rovnice č.11})$$

Sellars míní, že $l = 10$, $m = 0$, $n = 1$ a $Q_{gg} = 400$ kJ/mol pro krátké časy za vyšších teplot [26,15], ale zdůrazňuje, že odhadovaná rychlost růstu zrn může být považována za příliš vysokou v závěrečné fázi válcování [26, 15], kde počáteční velikost zrn d_{rex} je malá a teploty nízké. Dosavadní dostupná data neumožňují odvodit takovýto vztah s určitostí a rozhodně vyžadují další práci v této oblasti [26].

4.2 Dynamická a metadynamická rekrytalizace při deformaci za tepla v průběhu válcování

V průběhu válcování není rychlost změny deformace konstantní. V komerčních válcovnách obvykle klesá s postupující deformací spolu s růstem průměru válcovacích stolic, jak ukazuje obrázek č. 25, což může usnadnit výskyt dynamické rekrytalizace. Ekvivalentní deformace $\underline{\varepsilon}$ a rychlost deformace $\dot{\varepsilon}$ [s^{-1}] během redukce a ekvivalentní střední rychlost deformace během redukce ($\bar{\dot{\varepsilon}}$ s^{-1}) mohou být určeny následovně [15,26]:

$$\varepsilon = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{H}{h + 2R(1 - \cos \vartheta)} \quad (\text{rovnice č.12})$$

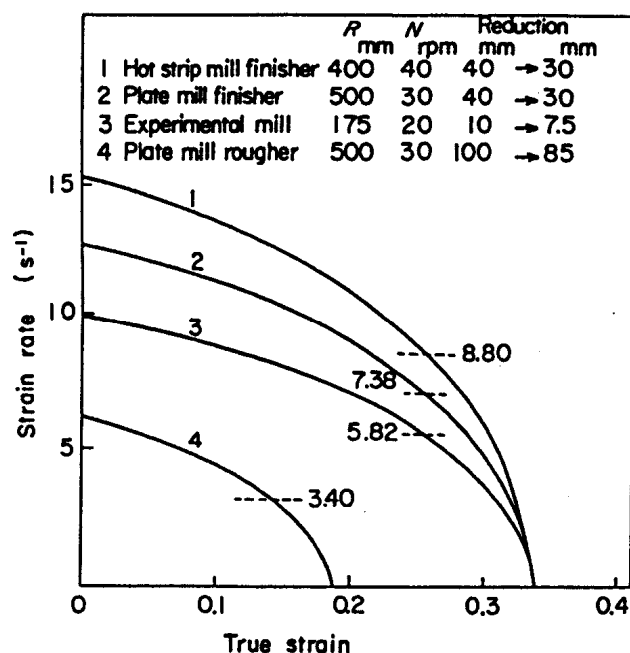
$$\dot{\varepsilon} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\pi}{30} \cdot N \cdot \frac{2R \sin \vartheta}{h + 2R(1 - \cos \vartheta)} \quad (\text{rovnice č.13})$$

$$\bar{\dot{\varepsilon}} = \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\pi}{30} \cdot N \sqrt{\frac{R}{H}} \cdot \frac{1}{\sqrt{r}} \ln \frac{1}{1-r} \quad (\text{rovnice č.14})$$

$$r = \frac{H-h}{H} \quad (r < 1) \quad (\text{rovnice č.15})$$

kde \underline{N} a \underline{R} jsou rychlost otáčení v otáčkách za minutu a poloměr válců, \underline{H} a \underline{h} jsou tloušťky desek před a po redukci, \underline{r} je úběr redukce a ϑ je úhel od koncového bodu redukce.

Vliv změn rychlosti deformace při testování vlivu deformace na rekrytalizační chování byl publikován Sahem a Sellarsem [47] pro feritické nerezavějící oceli. Tři vzorky byly tepelně deformovány s deformační rychlostí: (1) konstantní; (2) rostoucí; (3) klesající, ale se stejnou střední deformační rychlostí během testování a se stejnou deformací nad ε_p jako pro konstantní rychlost deformace. ε_p nebylo při rostoucí rychlosti deformace pozorováno. V případě klesající rychlosti bylo zjištěno pro deformace větší než $\underline{\varepsilon}_p$ pro konstantní rychlost, když deformační rychlost byla větší než konstantní nebo střední rychlost deformace. Vrchol napětí $\underline{\sigma}_p$ byl vyšší při klesající rychlosti deformace. Průměrná velikost staticky rekrytalizovaných zrn dosažená při udržování na deformační teplotě ukazuje, že po celou dobu docházelo k systematickým odchylkám od malých rekrytalizovaných zlomků po stav kompletní rekrytalizace. Rekrytalizační rychlost a rychlost růstu byly největší při rostoucí rychlosti deformace a nejmenší pro klesající rychlost deformace, přičemž konstantní rychlost dává střední hodnoty, což ukazuje korelaci s rychlostí deformace převládající v několika posledních procentech deformace.



Obrázek č. 25: Změna rychlosti deformace během doby redukce válcováním za různých podmínek válcování (střední rychlost deformace) [15].

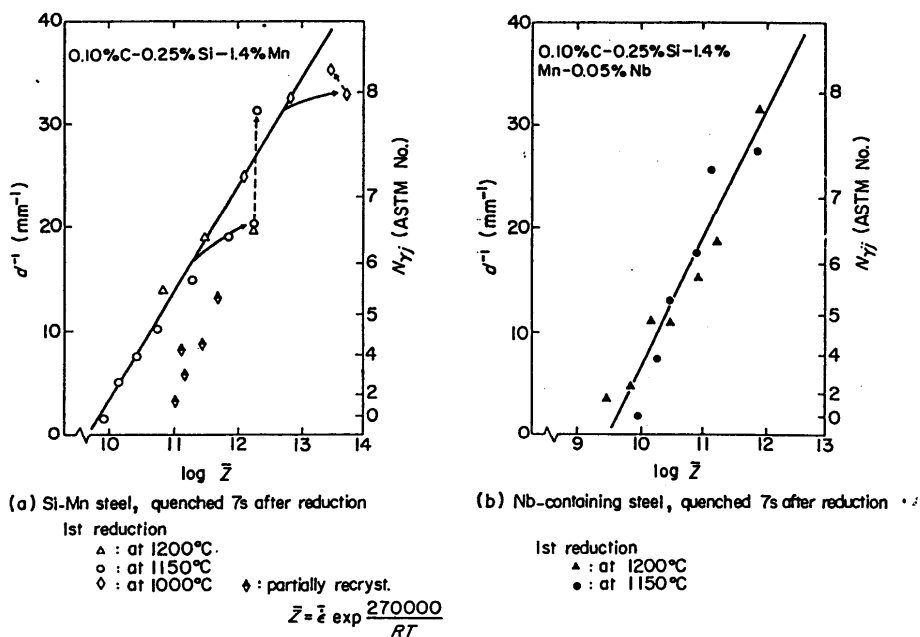
Předpokládá se, že $\underline{\epsilon}_p$ a $\underline{\sigma}_p$ při klesající rychlosti deformace se mohou zmenšovat a rekrystalizovaná zrna mohou být hrubší než při konstantní rychlosti deformace; ovšem experimenty byly provedeny v podmínkách s mnohem většími hodnotami \underline{Z} [47]. Dokonce i v tomto případě by se neměl měnit řád rychlosti rekrystalizace a růstu zrn. Tyto výsledky výzkumu naznačují nejistotu v odhadech rekrystalizačního chování při deformaci válcováním pomocí $\bar{\epsilon}$ krom případů s konstantní rychlostí deformace.

Rekrystalizační chování austenitu v ocelích v tabulce č. 2 bylo pozorováno na malých deskách s velkými rychlostmi ochlazování. Zchlazení bylo prováděno ledem po postupných redukcích v konstantních časových intervalech 7 s [24]. Reprezentativní změna ve velikosti rekrystalizovaných zrn při postupných redukcích je ukázána v obrázku č. 20. Tyto válcovací experimenty byly provedeny s postupnými úběry významně většího množství materiálu a významně nižšími středními rychlostmi deformací pomocí malých experimentálních válců [24]. Takové válcovací podmínky jsou považovány za vhodné pro vyvolání dynamické rekrystalizace. Velikosti zrn vzorků v tabulce č. 2 měly vyzkoušet vhodnost rovnice (rov. 10) pro závislost dynamické rekrystalizace na válcovací redukci.

Obrázek č. 26 ukazuje, že téměř všechny velikosti zrn ocelí obsahujících niob a křemík s manganem mohou být po postupných redukcích vyjádřeny jednoduchou funkcí pouze hodnot \bar{Z} vzhledem k předchozí redukci, tj. rovnicí (rov.10), nezávisle na velikosti zrn

před redukcí nebo historii předchozích redukcí, kde \bar{Z} je stanoveno pomocí 270 kJ/mol aktivační energie γ železa [15] a rovnice (rov. 14) pro $\bar{\epsilon}$. Tři velikosti zrn křemíkomanganové oceli jsou po konečné redukcí hrubší než bylo očekáváno z podmínek redukce a lineárního vztahu, který je ukázán plnými šipkami v obrázku č. 24a. Takové odchylky od přímky nejsou na obrázku č. 26b pro ocel obsahující niob kvůli rozptylu dat viditelné, ale byly nalezeny při postupných redukcích jiných niob obsahujících ocelí se sníženým obsahem dusíku, které mají sníženou kritickou teplotu [15]. Snížením rychlosti válcování pouze u poslední redukce křemíkomanganové oceli na polovinu bylo dosaženo velikostí zrn ležících na přímce, jak ukazují tečkované šipky [24]. Výsledky dobře vysvětluje souvislost rychlosti deformace s kritickou deformací pro dynamickou a metadynamickou rekrystalizaci popsaná v kapitole 5 a rovnicí (rov. 4).

Redukce při jediném průchodu s vysokými hodnotami \bar{Z} podobnými hodnotám v konečné fázi postupných redukcí u hrubozrných vzorků dávala nerekrystalizovanou strukturu nebo rekrystalizovaná zrna hrubší, než hodnoty očekávané z lineárního vztahu v obrázku č. 26a [15]. Tyto výsledky dobře vysvětluje závislost výchozí velikosti zrn na kritické deformaci pro dynamickou a metadynamickou rekrystalizaci, jak ji popisuje rovnice (rov. 4). Dosažení postupného zjemnění rekrystalizovaných zrn pomocí předešlých redukcí [27] je považováno za nezbytné k tomu, aby bylo umožněno další zjemnění rekrystalizačními mechanismy dávajícími lineární vztah v obrázku č. 26.



Obrázek č. 26: Vztah mezi \bar{Z} a velikostí rekrystalizovaných zrn austenitu (Sekine a Maruyama [24]). Původní data jsou vzata z výsledků tabulky č. 2.

Doplňující experimenty, v nichž vzorky se stejnou historií redukci byly prudce ochlazovány 1 s a 7 s po válcování od teplot těsně nad A_{r3} , neukázaly žádný výrazný růst zrn během chlazení přinejmenším od 1 s po redukci nad chybu experimentu [24].

Z těchto experimentálních výsledků, kde rekrystalizační chování reciproční velikosti rekrystalizovaných zrn je definováno pouze jako jednoduchá lineární funkce $\log \bar{Z}$, může být vyvozeno, že metadynamická rekrystalizace začíná od struktur částečně nebo ustáleně restaurovaných dynamickou rekrystalizací během redukci. Dále je toto rekrystalizační chování označováno jako 'dynamické' a jiné mechanismy, které dávají hruběji rekrystalizovaná zrna než odpovídá přímce v obrázku č. 26, jsou označovány jako 'statické'. Velikost rekrystalizovaných zrn d^{-1} [mm^{-1}] v křemíkomanganové oceli odpovídající přímce v obrázku č. 24a je dána vztahem:

$$\mathbf{1/d = -94 + 9,7 \log \bar{Z}} \quad (r \geq r_{CD}) \quad (\text{rovnice č.16})$$

kde Q_{def} je 270kJ/mol.

4.3 Rekrystalizace při snížené teplotě

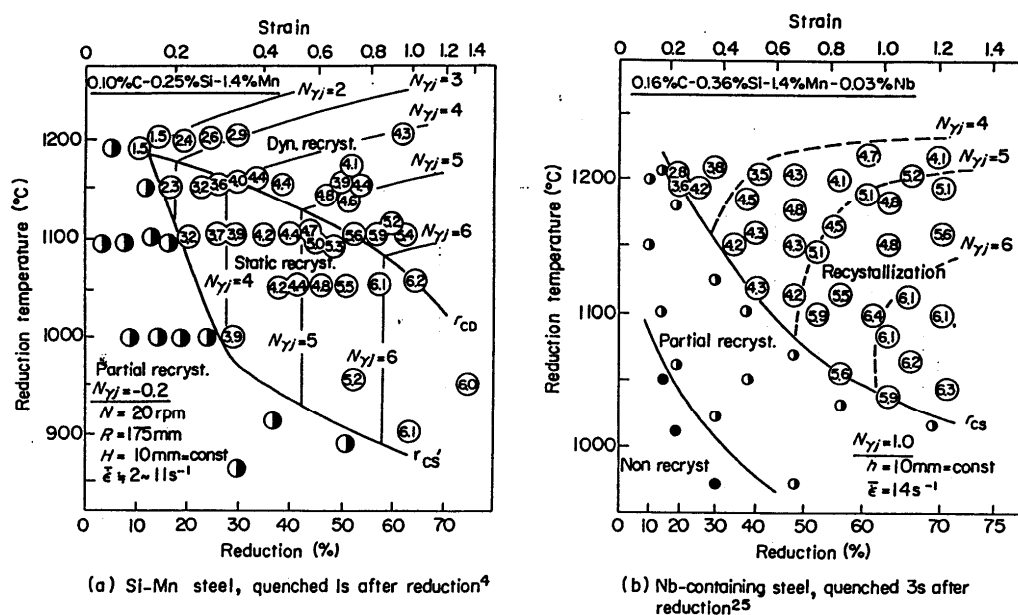
Kritická deformace pro statickou rekrystalizaci ε_{CS} , zjemnění γ zrn statickou rekrystalizací a přechod od statické k dynamické rekrystalizaci byly zkoumány mnohem podrobněji pro válcování za tepla než pro tažení za tepla či stlačování [15].

Obrázek č. 27 ukazuje rekrystalizační chování γ zrn zhrubých předehtátím na 1250 °C v křemíkomanganové oceli z obrázků č. 20 a č. 26 [25, 15] a niob obsahující ocel [28] po jediném průchodu válcováním. V těchto experimentech byly velikosti zrn před redukcí N_{vi} , tloušťka desek před [25, 15] nebo po [28] redukcí, H nebo h a rychlost rotace válců N udržovány konstantní. Střední rychlost deformace rostla s rostoucím počtem rekrystalizovaných zrn N_{vi} .

Teplota a míra redukce silně ovlivňují rekrystalizační chování. Celý vzorek může být rekrystalizován již po dobu 1 s nebo 3 s po deformaci za tepla, jestliže procentuální redukce r je za kritickou hranicí pro danou teplotu. Kritická redukce pro rekrystalizaci r_{CS} roste s poklesem teploty válcovací redukce. Ačkoli je výchozí velikost zrn jemnější, což usnadňuje rekrystalizaci, doba od tepelné deformace po zchlazení je větší; tloušťka vzorků po redukcí je u ocelí obsahujících niob obecně větší (obrázek č. 27b) než u křemíkomanganových ocelí (obrázek č. 27a), r_{CS} je větší vždy u ocelí s niobem. To znamená, že přidání niobu zpomaluje rekrystalizaci [27].

Obrázek č. 27 jasně ukazuje, že existují dva typy rekrystalizačního chování v obou druzích ocelí. Ekvi- N_{vj} -čáry mění své gradienty ve svých půlících bodech. V oblasti menší redukce

a nižší teploty se velikost rekrystalizovaných zrn zjemňuje s růstem míry redukce a téměř nezávisle na redukční teplotě, podobně jako primární rekrystalizace po redukci za studena. V oblasti vyšší redukce a vyšší teploty je rekrystalizační velikost zrn necitlivá k míře redukce primárně určené redukční teplotou a zjemňuje se s poklesem teploty.



Obrázek č. 27: Diagram závislosti rekrystalizace γ zrn na teplotě a redukci při válcování za tepla, kde desky byly přehřátý na teplotu 1250°C; $N_{\gamma i}$ je velikost γ zrn před redukcí; $N_{\gamma j}$ je velikost rekrystalizovaných γ zrn. Údaje v kroučících: pozorované $N_{\gamma j}$: (a) křemíkomanganová ocel prudce chlazená 1 s po redukci [24]; (b) niob obsahující ocel prudce chlazená 3 s po redukci [28] (Sekine a spol.[24] a Kozasu a spol. [28]).

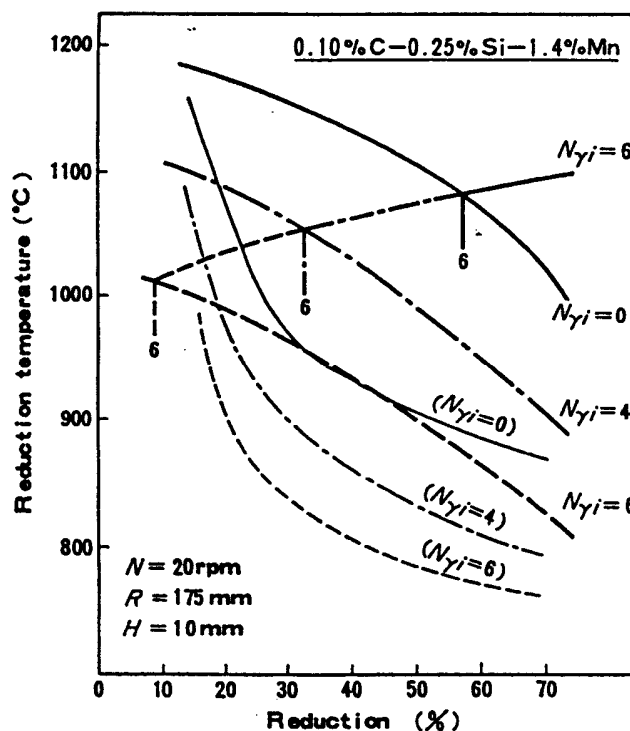
Velikost zrn v později rekrystalizované oblasti křemíkomanganové oceli (obrázek č. 27a) může být dobře popsána hodnotami \bar{Z} stanovenými z jejich podmínek redukce a rovnice (rov. 16) dávající lineární vztah v obrázku č. 27a, tj. ekvi- $N_{\gamma j}$ -křivky v této oblasti odpovídají ekvi- \bar{Z} -čarám. Předpokládá se, že v této oblasti, kde velikost rekrystalizovaných zrn může být určena pouze ze \bar{Z} , se rekrystalizační jádra vytvářejí dynamicky během redukce a rychlá statická rekrystalizace nebo metadynamická rekrystalizace se završí během chlazení vzduchem 1 s po redukci a prudkém zchlazení. Oblast je označena jako oblast dynamické rekrystalizace na obrázku č. 27a. Kritická redukce pro změnu rekrystalizačního chování je v obrázku č. 27a dána jako r_{CD} , jež také roste s poklesem redukční teploty podobně jako ε^* v rovnici (rov. 4). r_{CD} může odpovídat ε^* při konstantní rychlosti deformace, během níž mizí závislost doby potřebné pro statickou rekrystalizaci a velikosti rekrystalizovaných zrn na deformaci [26], jak ukazují obrázky č. 23

a 24. r_{CD} je považováno za nezávislé na době před prudkým zchlazením a na rychlosti chlazení před zchlazením a na tloušťce vzorku.

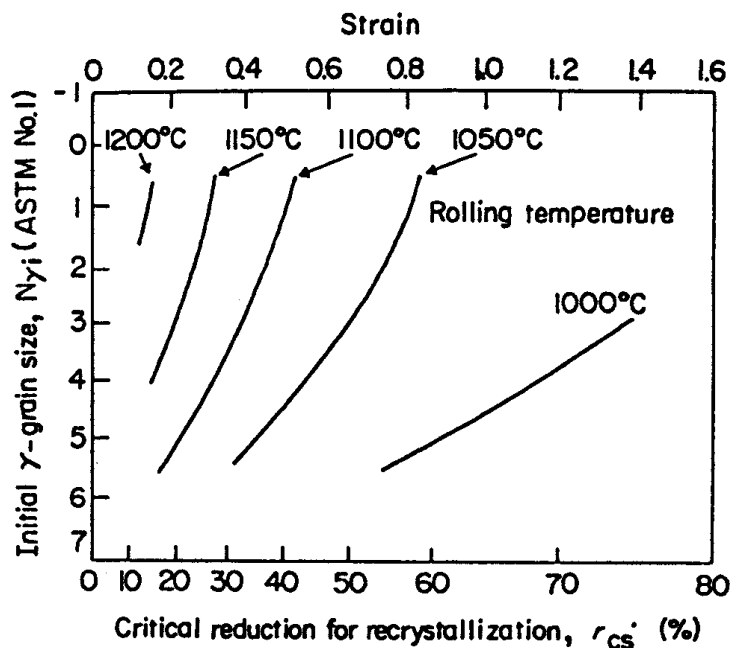
V oblasti s nižší redukcí a nižší teplotou nemůže být velikost rekrystalizovaných zrn stanovena pouze jako funkce \bar{Z} , ale zrna mohou být zjemněna rostoucí redukcí a jsou nezávislá na redukční teplotě obdobně jako v rovnici (rov. 8) pro konstantní rychlost deformace. Hlavní vlastností rekrystalizace v této oblasti je klasická statická rekrystalizace a nukleační a růstové procesy mohou následovat po deformaci austenitu během krátkého časového intervalu do prudkého zchlazení. Při větších tloušťkách vzorků nebo při větším časovém intervalu do zchlazení musí být oblast rozšířena k nižším teplotám a k nižším redukcím. Tudiž kritická redukce pro rekrystalizaci je funkcí tloušťky desky a časového intervalu mezi redukcí a prudkým zchlazením, v obrázku č. 27 to je zobrazeno přerušovanou čarou jako $r_{CS'}$.

Primární nukleační místa rekrystalizovaných zrn jsou na hranicích austenitu. Obrázek č. 28 ukazuje vliv velikosti zrn před redukcí, N_{vi} , na rekrystalizační chování křemíkomanganové oceli [4, 23]. Snížením počáteční velikosti zrn dojde ke snížení $r_{CS'}$ a r_{CD} , tj. statická [24] a dynamická rekrystalizace mohou proběhnout snáze, což je stejné jako při konstantní rychlosti deformace dle rovnic (rov. 4) a (rov. 6). Podobná závislost počáteční velikosti zrn na $r_{CS'}$ byla publikována pro oceli obsahující niob [15,28,29], viz obrázek č. 27 [28]. Kritická redukční teplota pro rekrystalizaci T_C nebo dokovací teplota T_P není ovlivněna pouze chemickým chováním oceli, mírou redukce a tloušťkou desky, ale postupem tažení od předeřtí desky po redukcii těsně před relevantní redukcí, což určuje velikost rekrystalizovaných zrn těsně před redukcí. Může to být tedy zapsáno jako $T_{CS'}$.

Obrázek č. 28 dále ukazuje, že ekvi- N_{vj} -čáry jsou společné pro všechny počáteční velikosti zrn v příslušných oblastech dynamické rekrystalizace. Ačkoli se dynamická rekrystalizace může vyskytovat při malých redukcích při snižování počáteční velikosti zrn, velikost metadynamicky rekrystalizovaných zrn je dána pouze teplotou a střední rychlostí deformace při redukcii, nezávisle na počáteční velikosti zrn a téměř nezávisle na míře redukce. Tendence je tedy blízko trendu, který dává rovnice (rov. 9) pro konstantní rychlost deformace. Nárůst míry válcovací redukce mírně zjemňuje metadynamicky rekrystalizovaná zrna pouze vzrůstem střední deformační rychlosti redukce, jak uvádí rovnice (rov. 14).



Obrázek č. 28: Vlivy počáteční velikosti zrn na kritickou redukci pro statickou a metadymanickou rekrytalizaci austenitu v křemíkomanganové oceli. Počáteční velikost zrn byla změněna válcováním za vyšších teplot po přehřátí na 1250°C (Sekine a spol.[25]).



Obrázek č. 29: Vliv počáteční velikosti zrn na kritickou redukci pro statickou rekrytalizaci austenitu v oceli obsahující niob. Počáteční velikost zrn byla změněna válcováním za vyšších teplot po přehřátí na 1250°C (Kozasu a spol. [28]).

Zjednodušeně je velikost staticky rekrystalizovaných zrn téměř nezávislá na redukční teplotě a zjemní se snížením počáteční velikosti zrn a zvýšením tahové deformace [27-29], obdobně k rovnici (rov. 8) pro konstantní rychlost deformace.

Významný rozdíl mezi rovnicí (rov. 4) a obrázkem č. 27 nebo č. 28 je v teplotní závislosti $\underline{\epsilon}^*$ a \underline{r}_{CD} . Rovnice (rov. 4) by měla dávat konkávní \underline{r}_{CD} křivky v obrázcích č. 27 a 28, kdežto křivka \underline{r}_{CD} odpovídá obrázku č. 32. Přechod rekrystalizačního chování od statického k dynamickému je jiným způsobem ukázán na obrázku č. 30 [15,24], který byl získán použitím některých dat z obrázku č. 28. Zvýšením míry redukce a udržováním konstantní počáteční velikosti zrn a konstantních redukčních teplot v příslušných úrovních roste inverzní průměr staticky rekrystalizovaných zrn v míře odpovídající příslušným experimentálním podmínkám. Další nárůst tahové deformace přes příslušné hodnoty \underline{r}_{CD} mění směr růstu hodnot $1/d$, a velikost rekrystalizovaných zrn se zjemňuje podél přímky pro dynamickou rekrystalizaci s nárůstem střední rychlosti deformace. Ačkoli jsou v obrázku č. 29 ukázány jen tři případy, mohla by být nakreslena řada různých linií zobrazujících změny ve velikostech staticky rekrystalizovaných zrn, například pro podobné experimenty s jinou kombinací počátečních velikostí zrn a redukčních teplot, nebo změny rotačních rychlostí válců při zachování ostatních experimentálních podmínek beze změny. Jsou-li použity různé redukce se stejnou hodnotou \bar{Z} dosáhneme nejjemnějších zrn při metadynamické rekrystalizaci.

Obrázek č. 24, který ukazuje závislost velikosti rekrystalizovaných zrn na deformaci a deformační teplotě při konstantní rychlosti deformace, odpovídá obrázkům č. 27 a 28 pro válcovací redukci. Zalomené linie na obrázcích č. 23 a 24 přidané autory v souladu s rovnicemi (rov. 6) až (rov. 9) odpovídají vztahům pro počáteční velikosti zrn menší (jemnější) než velikosti zrn zobrazené plnými čarami.

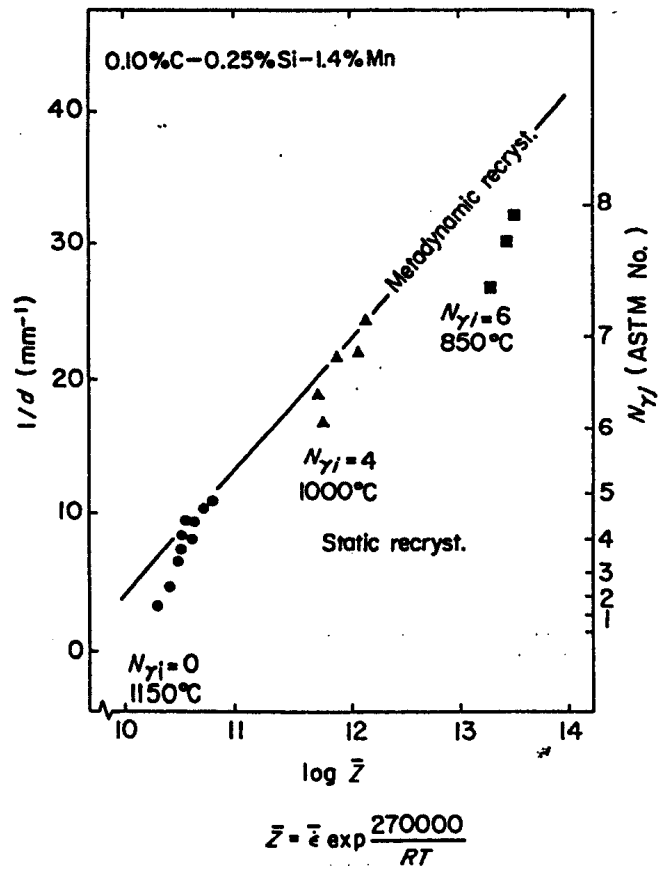
Sellars udává provizorně konstanty pro výše zmíněné rovnice pro uhlíkomanganové oceli uspořádáním publikovaných výsledků následovně [26]:

$$\mathbf{A} = \mathbf{9,8 \times 10^{-4} [\mu m^{-0,67} s^{-0,15}]} \quad (\text{ v rovnici 3.1})$$

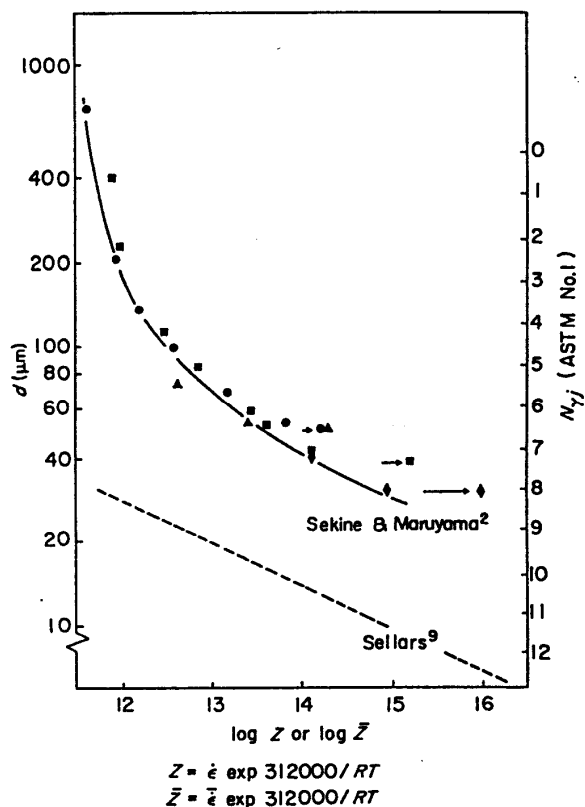
$$\mathbf{B} = \mathbf{0,5 [\mu m^{0,33}]} \quad (\text{ v rovnicích 3.5 a 3.6})$$

Kvantitativní porovnání rekrystalizačního chování publikovaného pro konstantní rychlost deformace a válcovací redukce ilustrují obrázky č. 31 a 32. Velikosti metadymanicky rekrystalizovaných zrn porovnané v obrázku č. 31, kde linie pro konstantní rychlost deformací je dána rovnicí (rov. 9) a všechny pozorované velikosti zrn uvedené v obrázku č. 26a pro válcovací experimenty jsou nyní zobrazeny jako funkce Z nebo \bar{Z} stanovených

s použitím stejné hodnoty 312 kJ/mol pro Q_{def} a příslušné podmínky redukce.



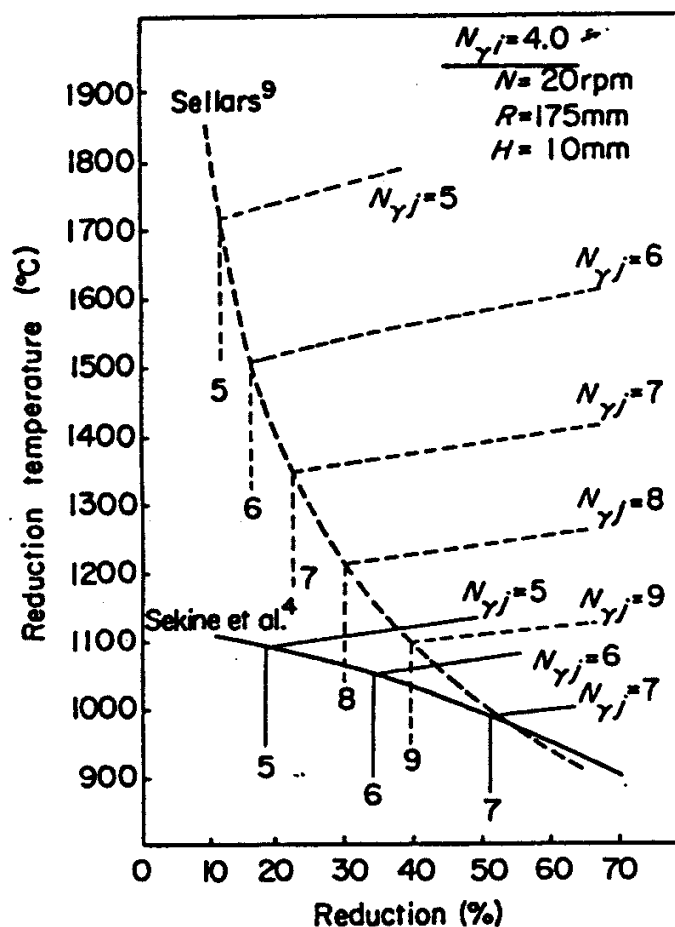
Obrázek č. 30: Přechod rekrytalizačního chování od statického k metadymanickému zvyšováním napětí v křemíkomanganové oceli. (Sekine a spol [25]).



Obrázek č. 31: Porovnání \bar{Z} nebo Z závislosti velikostí metadymanicky rekrystalizovaných zrn mezi válcovací deformací (plná křivka) – Sekine a Mauyama [24] a konstantní rychlostí deformace (přerušovaná čára) – Sellars [26].

Obrázek č. 31 ilustruje porovnání diagramů teplota-redukce-rekrystalizace pro $N_{vj} = 4,0$ s diagramy utvořenými dle Sellarsových vztahů pro konstantní rychlost deformace a s obrázkem č. 28 pro válcovací redukce. V obrázku č. 31 je ϵ^* konvertováno na r_{CD} pomocí vztahu $\epsilon^* = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \frac{1}{1-r_{CD}}$. (rovnice č. 17)

Velikost rekrystalizovaných zrn získaných při válcovacích experimentech je zřetelně větší než odpovídá Sellarsovým vztahům a rozdíl se zvětšuje v dynamických a jemnozrných statických oblastech. Nicméně tyto dva vztahy pro velikost metadynamicky rekrystalizovaných zrn – rovnice (rov. 9) pro konstantní rychlost deformace a výsledky válcovací deformace – jsou paralelní v jemnozrných oblastech s větším Z v obrázku č. 31. Právě zmíněný rozdíl v zakřivení křivek r_{CD} je pozorovatelný na obrázku č. 32. Obrázek dále ukazuje, že r_{CD} hodnoty získané z válcovacích experimentů jsou mnohem menší než hodnoty dané $\underline{\epsilon}^*$, zvláště při nižších teplotách a nižších rychlostech deformací.



Obrázek č. 32: Srovnání diagramů teplota-redukce- rekrytalizace pro válcovací deformaci (plná čára) – Sekine a spol. [25] a pro konstantní rychlost deformace (přerušovaná čára) - Sellars [26].

Rozdílné velikosti zrn v jemnozrné oblasti mohou být částečně vysvětleny prudkým růstem zrn při prudkém ochlazení po skončení rekrytalizace ve válcovacích experimentech vyhodnocených Sellarsem [26]. Jednoduché stanovení růstu zrn pomocí rovnice (rov. 11) a numerické hodnoty určené Sellarsem [15] naznačují, že vynechání prudkého ochlazení posouvá ekvi- $N_{\gamma j}$ -čáry v dynamické oblasti směrem k nižším teplotám a tím se zřejmě r_{CD} zakřivuje k nižším redukcím zvláště v oblasti vysokých teplot, kde je růst rychlejší. Menší hodnoty r_{CD} a hruběji dynamicky rekrytalizovaná zrna ve válcovacích experimentech v oblasti vyšších teplot mohou být způsobeny částečně vynecháním prudkého zchlazení a částečně považováním rovnice (rov. 10) za kritérium plynoucí z vyhodnocených výsledků pro výskyt metadynamické rekrytalizace. Tyto rozdíly se zdají tedy být v rozporu s výsledky vlivů historie rychlostí deformace na statickou rekrytalizaci pro feritickou nerezavějící ocel [15] popsanými v kapitole 5. Poměr efektivní rychlosti deformace určující rekrytalizační chování a střední rychlosti deformace při válcovací

redukcí nicméně může být funkcí deformační teploty, střední rychlosti deformace a kromě toho též tvarového faktoru válcování m , daného následující rovnicí, který odpovídá historii rychlostí deformací při tažení:

$$m = \frac{2 \cdot \sqrt{R(H-h)}}{H+h} = \frac{\sqrt{R \cdot r}}{H} \cdot \left(1 - \frac{1}{2}r\right)^{-1} \quad (\text{rovnice č. 18})$$

Poměr může být menší než 1 pro deformace austenitu s vyššími hodnotami \bar{Z} . Tvarový faktor válcování dále určuje rozložení smykového posunutí na tloušťce vzorku. Je potřeba dalších podrobných experimentů pro zjištění závislosti velikosti metadynamicky rekrystalizovaných zrn na Z a vlivu historie rychlostí deformací a posuvů smykem při deformaci válcováním na rekrystalizační chování austenitu.

Sellars a Whiteman [48] navrhují jiný vztah pro závislost na Z (rov. 19), odlišný od rovnice (rov. 8) pro velikost staticky rekrystalizovaných zrn [μm]:

$$d = 25 \cdot \left(\frac{1}{6,7 \times 10^{-2}} \ln \frac{Z}{8,5 \times 10^9} \right)^{-\frac{2}{3}} \varepsilon^{-1} d_0^{\frac{1}{3}} \quad (\varepsilon \leq \varepsilon_c) \quad (\text{rovnice č. 19})$$

Rovnice (rov. 19) dává ekvi- N_{Vj} -čáry téměř paralelní s osou teploty v oblasti nízkých teplot a nízkých redukcí; velikost zrn dává v oblasti nižších teplot menší (jemnější) než rovnice (rov. 8). Nicméně v oblasti vyšších teplot a vyšších redukcí vycházejí větší velikosti zrn než z rovnice (rov. 8), jsou citlivé na redukční teplotu a necitlivé na míru redukce, tj. velmi se to podobá dynamicky rekrystalizovaným zrnům. Ekvi- N_{Vj} -čáry se pro vyšší teploty stávají rovnoběžné s výsledky rovnice (rov. 9) a hodnoty pro dynamicky rekrystalizovaná zrna z obrázku č. 27 leží mezi nimi.

V některých publikovaných studiích válcovacích experimentů je pro velikost staticky rekrystalizovaných zrn uváděna závislost na redukční teplotě [15, 9] a na rychlosti deformace [15]. Přesto se zdá, že v těchto analýzách byla zahrnuta řada metadynamicky rekrystalizovaných struktur.

Towle a Gladman [49] uvádějí následující vztah pro velikost rekrystalizovaných zrn austenitické nerezavějící oceli typu 304:

$$d = 2,24 \varepsilon^{-0,5} d_0 \bar{Z}^{-0,6} \quad (\text{rovnice č.20})$$

kde Q_{def} je 410 kJ/mol (Q_{def} je *aktivační energie pro tepelnou deformaci*). Střední rychlost deformace nastavili téměř konstantní a získali výše uvedenou \bar{Z} -závislost pouze z její závislosti na teplotě. Pokud se za Q_{def} dosadí Sellarsova hodnota pro uhlíkomanganové oceli 312 kJ/mol a z rovnice (rov. 20) se pro ekvi- N_{Vj} -čáry spočte $N_{Vj} = 4$, dostáváme velikosti zrn srovnatelné s velikostmi v obrázku č. 28 v těsném okolí křivky r_{CD} , ale jemnější

v oblasti statické rekrytalizace a hrubší v oblasti dynamické rekrytalizace. Kromě toho se zdá, dostáváme větší závislost na počáteční velikosti zrn, než odpovídá obrázku č. 28. Towle a Gladman tedy sestavili rovnici popisující závislost na čase pro 50 % rekrytalizace a pro vyvolanou deformaci – podobně jako je na obrázku č. 27, která ukazuje, že deformace způsobené v jejich experimentech se zdají být omezené pouze na oblast kolem r_{CD} .

Machida, Katsumana a Kaji [50] uvádějí následující vztah pro výpočet velikosti zrn austenitu v niob obsahujících ocelích získané pro prudké zchlazení během 0,6s po redukci; ukázali také, že velikost zrn je silně ovlivněná legujícími prvky. Rovnice (rov. 21) dává ekvi- N_{Vj} -čáry velmi podobné ekvi- \bar{Z} -čarám dokonce i v oblasti nižších teplot a nižších redukcí; velikost rekrytalizovaných zrn je mezi velikostmi dynamicky rekrytalizovaných určených rovnicemi (rov. 9) a (rov. 16) pro různé hodnoty N_{Vi} :

$$N_{\gamma} = -8,3\bar{\epsilon}^{-0,5} + \frac{1}{3}N_{\gamma} - \frac{T}{100} + 23,5 \quad (\text{rovnice č. 21})$$

Při použití rovnice (rov. 21) v oblasti nižších teplot a nižších redukcí statické rekrytalizace z obrázku č. 31 dostaneme menší velikost zrn než z rovnic (rov. 8). Zdá se, že rovnice (rov. 21) byla získána převážně na metadynamicky rekrytalizovaných vzorcích.

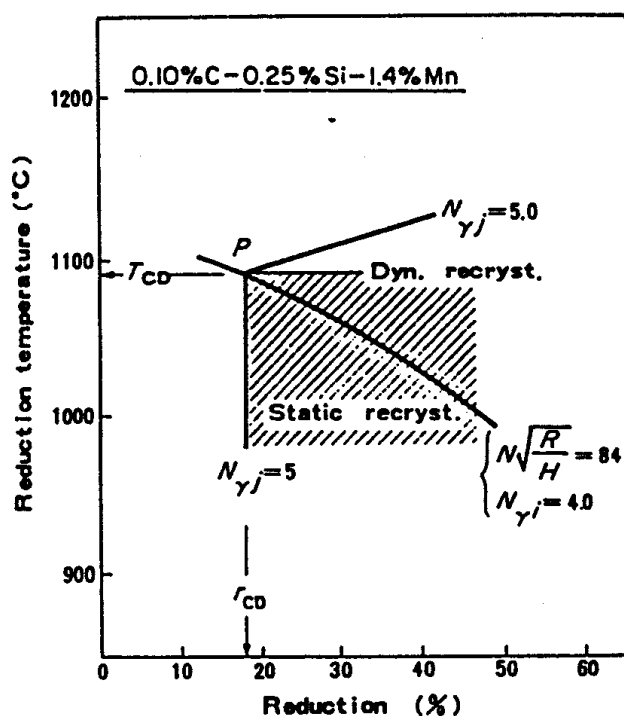
Výše uvedený přehled může znamenat, že je rozumné předpokládat, že nebyl proveden žádný přímý výzkum závislosti velikosti zrn na rychlosti deformace výhradně pro přísně statickou rekrytalizaci, ať už pro deformace válcováním nebo konstantní rychlostí, ačkoli rychlost deformace může mít jen slabý vliv na velikost staticky rekrytalizovaných zrn a růst této rychlosti nemusí vést ke hrubnutí zrn.

4.4 Řízené válcování pro zjemnění rekrytalizovaných zrn γ

Obrázky č. 27 a 28 ukazují, že statická rekrytalizace, k níž dochází při redukci při jediném průchodu za různých teplot, po redukci za nižších teplot, může vést k velikosti zrn, která jsou nejjemnější a nejstabilnější při změnách teploty deformace za tepla. Deformace způsobená ve zjemněné struktuře zrn za některých vyšších teplot snadno vyvolá dynamickou rekrytalizaci, což vede k zamezení dalšího zjemňování zrn. V takových případech je záhodno snížit redukční teplotu, protože metadynamicky rekrytalizovaná zrna se zjemní více při redukci na deformační teplotě a lze očekávat další zjemnění rychlou statickou rekrytalizací po redukci při dále snížených teplotách. Hlavním mechanismem dostupným pro pozitivní zjemnění rekrytalizovaných zrn austenitu (válcováním řízená rekrytalizace (RCR) [15,25]) by měla být statická rekrytalizace. *

Obrázek č. 33 (vytvořený z obrázku č. 28) ukazuje redukční podmínky, potřebné pro získání rekrystalizovaných zrn jemnějších než 5,0 v ASTM E112 hodnocení počínající od zrn 4,0 v křemíkomanganových ocelích při použití pokusných válcovacích stolic [25].

* Je-li r_{CD} při válcovací redukci stejně velké jako $\underline{\varepsilon}^*$ při konstantní rychlosti deformace, viz obrázek č. 32, nemůže nikdy dojít k dynamické rekrystalizaci a může dojít jen ke statické rekrystalizaci [15, 26] při dosažení vyšších redukcí a nižších teplot než ekvi- N_{Yj} -čára pro 5,0, což lze zjednodušit na podmínky ze šrafované oblasti obrázku č. 33 a zobecnit následovně. K získání rekrystalizovaných zrn jemnějších než požadované hodnoty N_{Yj} při redukci začínající od struktury s danou velikostí zrn N_{Yi} musí být redukce provedena s vyšším tažením za nižší teploty než je r_{CD} a T_{CD} v bodě P na obrázku č. 33, který je průsečíkem křivky r_{CD} pro N_{Yi} s ekvi- \bar{Z} -čarou odpovídající N_{Yj} .



Obrázek č. 33: Nižší redukce a vyšší teplota kritické redukce pro zjemnění austenitických zrn rekrystalizací (Sekine a spol. [25]).

Kritická redukce pro metadynamickou rekrystalizaci r_{CD} by mohla záviset nejen na počáteční velikosti zrn N_{Yi} a na redukční teplotě, ale také na deformační rychlosti redukce $\dot{\varepsilon}$ obdobně jako $\underline{\varepsilon}^*$ pro konstantní rychlost deformace [26]. Hodnoty r_{CD} a T_{CD} získané při válcování v experimentálních válcovacích stolicích mohou být převedeny na hodnoty válcování v průmyslových

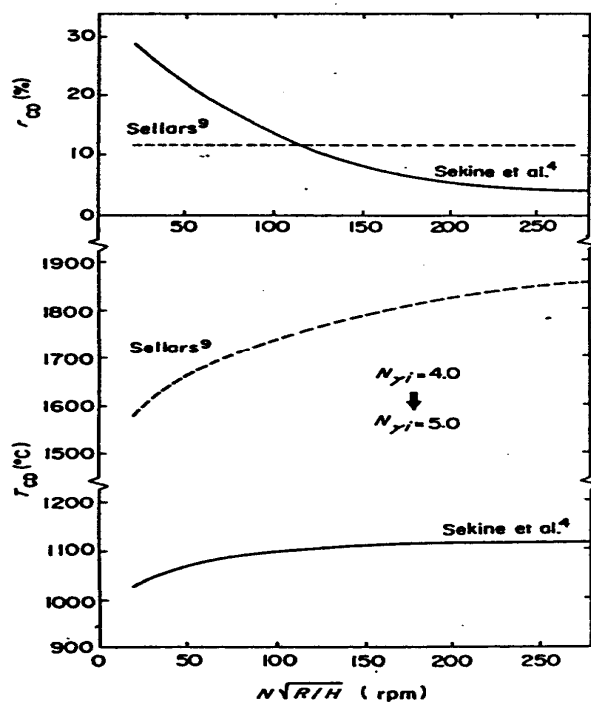
válcovnách, které mají jiné hodnoty $N\sqrt{R/H}$ v rovnici (rov. 14), které souvisí s kapacitou válců a určují rychlosti deformace. Závislost r_{CD} na rychlosti deformace nebo na $N\sqrt{R/H}$ nebyla experimentálním válcováním získána, ačkoli závislost na N_{vi} a T je v obrázcích č. 27a a č. 28. Vztah závislosti na \underline{Z} obdobný rovnici (rov.4) nemůže být k dispozici, protože vykazuje jinou teplotní závislost než válcovací experimenty shrnuté v obrázku č. 32. Nicméně následující vztahy jsou obecně platné rovnice (rov. 22) a (rov.23) mezi kritickými deformacemi pro metadynamickou a dynamickou rekrytalizaci při konstantní rychlosti deformace [15, 26]:

$$\varepsilon^* \propto \varepsilon_p \propto \varepsilon_s \quad (\text{rovnice č. 22})$$

$$\varepsilon_p \text{ nebo } \varepsilon_s \propto \dot{\varepsilon}^n \quad (\text{rovnice č. 23})$$

Závislost $\underline{\varepsilon}_p$ nebo $\underline{\varepsilon}_s$ na $\dot{\varepsilon}$ experimentálně získaná pro konstantní rychlost deformací může být považována za dočasně použitelnou pro stanovení vztahu mezi r_{CD} a $\bar{\varepsilon}$ pro N_{vi} a T konstantní. V publikovaných křivkách napětí – deformace pro různé uhlíkomanganové oceli zkoušené kroucením (krutem) za tepla vykazuje kritická deformace pro dynamickou rekrytalizaci, $\underline{\varepsilon}_p$ [15] nebo $\underline{\varepsilon}_s$ [15], následující závislost na rychlosti deformace, přičemž \underline{n} je téměř konstantní – nezávislé na T (a také na N_{vi}) a na chemickém složení oceli [25]. \underline{n} se mění od 0,17 do 0,22, [25] což je o něco více než 0,15 v rovnici (3.1).

Použitím lineární závislosti mezi \bar{Z} a $1/d$ (rovnice (rov. 16), numerických hodnot r_{CD} a T_{CD} z obrázků č. 25a a 26 a střední hodnoty \underline{n} 0,195, byly získané řady r_{CD} a T_{CD} graficky stanoveny jako funkce $N\sqrt{R/H}$ pro různé kombinace počátečních a cílových velikostí zrn v křemíkomanganových ocelích [25]. Na obrázku č. 34 je plnou čarou zobrazen příklad, z něhož vychází, že podmínkou kritického válcování pro dosažení $N_{vj} = 5,0$ je počáteční velikost zrn od $N_{vi} = 4,0$. Je-li N_{vi} hrubší než 4,0, posunou se tyto dvě křivky směrem k vyšší redukci a k vyšší teplotě v uvedeném pořadí, a je-li N_{vi} jemnější než 5,0, pak se posunou směrem k vyšší redukci a nižší teplotě. Redukce vyšší než r_{CD} při T_{CD} nebo redukce r_{CD} při teplotě vyšší než T_{CD} vyvolá metadynamickou rekrytalizaci a dříve uvedené podmínky poskytnou rekrytalizovaná zrna jemnější než je cílová velikost a druhá kombinace podmínek poskytne zrna hrubší.



Obrázek č. 34: Srovnání $N\sqrt{R/H}$ - závislosti na kritických podmínkách válcování pro zjemnění rekrystalizovaných zrn austenitu v křemíkomanganové oceli mezi deformací válcováním (plná čára) – Sekine a spol. [26] a deformací konstantní rychlostí (přerušovaná čára) – Sellars [26].

Plná čára v obrázku č. 34 ukazuje, že nárůst $N\sqrt{R/H}$ snižuje hodnotu \underline{r}_{CD} a zvyšuje hodnotu \underline{T}_{CD} , tj. zvýšení rychlosti válcování při zachování míry a teploty redukce beze změn zjemní staticky rekrystalizovaná zrna, což odpovídá situaci popisované rovnicemi (rov. 19) – (rov. 21).

Výsledky podobných výpočtů provedených pomocí rovnic (rov. 8) a (rov. 9) Sellarsem [26] jsou také zachyceny v obrázku č. 34, a to přerušovanou čarou. Nárůst $N\sqrt{R/H}$ zvyšuje \underline{T}_{CD} , ale nemění \underline{r}_{CD} . Nárůst rychlosti válcování může zjemnit metadynamicky rekrystalizovaná zrna zvýšením \underline{Z} natolik, že dojde ke změně rekrystalizace na statickou, po níž dle rovnice (rov. 8) nemůže dojít ke zjemnění zrn. Přerušovaná \underline{T}_{CD} křivka je výrazně vyšší než plná čára a obvyklé válcovací teploty vedou k tomu, že nedojde k dynamické rekrystalizaci austenitu, a zjemnění rekrystalizovaných zrn proběhne statickou rekrystalizací při běžném válcování desek [15,26].

Rozdíl v $N\sqrt{R/H}$ - závislosti obou \underline{r}_{CD} křivek v obrázku č. 34 je způsoben převážně rozdílem v teplotní závislosti r_{CD} (nebo ϵ^*) ukázaným v obrázku č. 32. Křivka \underline{r}_{CD} selhávající při změně redukčních teplot dává vždy hodnoty klesající s růstem $N\sqrt{R/H}$ dle křivky plnou čarou zakreslené v obrázku č.34. ϵ^* (rov.4) dává konkávní \underline{r}_{CD} křivku zobrazenou v obrázku č.32 a původně byla

získána jako průnik rovnic (rov. 8) a (rov. 9) v době, kdy nebyla známá základní Z závislost [26]. Křivky v obrázku č. 34 kreslené plnou čarou tedy byly získány za předpokladu, že závislost střední rychlosti deformace na r_{CD} je podobná závislosti $\underline{\varepsilon}_p$ nebo $\underline{\varepsilon}_s$ při konstantní rychlosti deformace. Rychlost deformace při deformaci válcováním během redukce setrvale klesá a dokonce střední rychlost deformace se mění nejen se změnou rychlosti rotace válců, ale i s poměrem R/H . Neexistuje žádný doklad pro ekvivalentní zacházení s N a $\sqrt{R/H}$ při vyjádření závislosti rychlosti deformace na r_{CD} a pro použití stejné hodnoty \underline{n} určené z experimentů s konstantní rychlostí pro určení závislosti $N\sqrt{R/H}$. Jestli rozpor v obrázku č. 34 je nebo není vnitřní vlastností jim příslušných způsobů deformace, je důležité pro použitelnost výsledků výzkumu v praktickém válcování; nicméně to zatím nebylo vyřešeno kvůli nedostatku přímého výzkumu závislosti r_{CD} a velikosti rekrystalizovaných zrn na rotační rychlosti válců a R/H a na závislosti rychlosti deformace na velikosti staticky rekrystalizovaných zrn po deformaci konstantní rychlostí.

Postupné změny ve velikosti rekrystalizovaných zrn křemíkomanganové oceli po každém dílčím průchodu mohou být odhadnuty pomocí řady obrázků jako je obrázek č. 34 nebo rovnice (rov. 4) – (rov. 11) [26], kde jsou dobře definovány počáteční velikosti zrn při předehřátí a rozpis tažení. V oceli musí být napětí, přesto ale rekrystalizace nemusí po tepelné deformaci nastat za všech okolností; je nezbytné způsobit deformaci větší než $r_{CS'}$, viz obrázek č. 27, aby byla vyvolána statická rekrystalizace. Vyhodnocení křemíkomanganové oceli tažené konvenčními postupy v průmyslových válcích a křivky kreslené plnou čarou v obrázcích jako je obrázek č. 34 ukázaly, že první redukce jsou obvykle menší než je dolní kritická redukce r_{CD} pro jakékoli zjemnění zrn $N_{vj} \geq N_{vi}$, zhrubla-li zrna austenitu při předehřátí například na 1250 °C, jak ukázal Tanaka a spol. [15] pro niob obsahující ocel. Velikost rekrystalizovaných zrn nemůže být zpočátku odhadnuta. Tyto podmínky válcování mohou odpovídat podmínkám v oblasti pro částečnou rekrystalizaci nebo nerekrystalizačním oblastem v obrázku č. 27 [15].

Tanaka a spol. [30] ukázali, že je-li první redukce menší než $r_{CS'}$, děj probíhá v nerekrystalizační oblasti obrázku č. 27, místy vznikají velmi hrubá zrna kvůli migraci hranic zrn vyvolané deformací a zrna nejsou rekrystalizována po řadě redukcí a transformují se na hrubou bainitickou strukturu, což vede ke zhoršení vlastností při rázovém namáhání. Přesto, jsou-li redukce při průchodech menší než $r_{CS'}$, ale s mírou redukce dostatečnou k vyvolání částečné rekrystalizace během doby redukce, dochází k rekrystalizacím od první redukce opakovaně, s počtem redukcí roste rekrystalizovaná část a po několika redukcích je dosaženo uniformní a plně rekrystalizované struktury. Interpretace příčin

struktur se smíšenými zrny provedené Jonesem a Rothwellem [51] a Iranim, Burtonem a Lathumem [52], kteří použili postupné redukce na částečně rekrystalizované struktury a zrekrystalizovali znovu pouze již rekrystalizovaná jemná zrna, byly experimentálně potvrzeny. V nerekrystalizovaných vzorcích vznikaly po sobě jdoucích redukcích nově rekrystalizovaná jemná zrna, pokud deformace z předchozí redukce nebyla plně relaxována během doby do další redukce [30, 31]. Jakmile jednou došlo ke kompletní rekrystalizaci, dochází ke statické rekrystalizaci po dalším tváření za tepla mnohem snáze, protože počáteční velikost zrn je malá (jemnější) a procenta redukce mohou růst s poklesem tloušťky desky.

Podobné rekrystalizační chování může být nalezeno v rekrystalizační posloupnosti křemíkomanganové oceli v tabulce č. 2, kde první redukce začala při 1000 °C. Takový proces se uplatňuje obecně, jestliže je tlustší deska ohřata na vysokou teplotu.

Jakmile proběhne celková statická rekrystalizace, klesá velikost zrn postupně s dalšími redukcemi, dokud nedosáhne mezní hodnoty [24], jak ukazuje obrázek č. 20. Priesner, Earley a Randall [53] zjistili, že mezní velikost zrn nezávisí na počáteční velikosti zrn, ale pouze na procentech redukce a na koncové teplotě, a kromě toho, že když počáteční velikost zrn je menší než limit stanovený z daných podmínek, zůstává objem zrn beze změn při dalších redukcích. Vypadá to, že by tím mohl být vysvětlen výskyt dynamické rekrystalizace [28].

Analýza postupných strukturních změn při konvenčních postupech tažení za předpokladu plně rekrystalizované a velmi jemné výchozí struktury a s použitím plnou čarou kreslených křivek v obrázku č. 34 a podobně, ukazuje, že během několika prvních deformací za tepla dochází v určitém rozsahu ke zjemnění zrn statickou rekrystalizací, ale že teplota desky při dané redukcí roste nad T_{CD} a že probíhá dynamická rekrystalizace. Dokud je tloušťka desky ještě velká, dochází po tváření za tepla k dynamické rekrystalizaci, která znemožňuje další efektivní zjemnění zrn, velikost rekrystalizovaných zrn je určena pouze pomalu klesající teplotou desky a rychlost deformace je určena geometrií redukce. To může být pozorováno jako konvergence zjemnění zrn popsána Priesnerem, Earleyem a Randallem [53]. Čím efektivnějšího zjemnění bylo dosaženo v počátečních fázích tváření za tepla, tím dříve je dosaženo této situace. Je nezbytné dosáhnout dalšího zjemnění zrn, zastavit válcování, počkat na pokles teploty desky a pokračovat ve válcování při teplotách dostatečně nízkých, aby vyvolaly statickou rekrystalizaci nebo dynamickou rekrystalizaci dávající jemnější zrna.

Podobná konvergence může být také nalezena ve staticky rekrystalizovaných strukturách tenkých desek po efektivním zjemnění zrn postupnou dynamickou rekrystalizací, viz obrázky

č. 20 a 26a. Pokud tvářeni za tepla bylo provedeno při teplotě kolem T_{CD} a bylo dosaženo efektivního zjemnění zrn dynamickou nebo statickou rekrytalizací, přinese další redukce, dokonce i když je provedena za snížené teploty vhodné k vyvolání statické rekrytalizace, jen obtížně další efektivní zjemnění. To proto, že velikost staticky rekrytalizovaných zrn je stejná jako dynamicky rekrytalizovaných zrn při tvářeni za tepla při T_{CD} , která je vyšší než relevantní redukce a není dostatečně snížena teplota po přechozí redukci. V těchto případech nemůže další snížení redukční teploty poskytnout jemněji rekrytalizovaná zrna a nemůže způsobit rekrytalizaci; pouze nárůst míry tepelné deformace může být efektivní v dalším zjemnění zrn.

Dokoce, i když dojde po redukci v konečné fázi válcování pouze ke statické rekrytalizaci, klesá účinnost zjemnění zrn při konstantních procentech redukce s každou redukcí, ale pomaleji než v případě konvergence. Důvod je v tom, že mocnina závislosti počáteční velikosti zrn ve staticky rekrytalizovaných zrnech je menší než jedna, viz rovnice (rov. 8), (rov. 19) a (rov. 21).

Obrázek č. 30 ukazuje že rekrytalizovaná zrna nemohou být zmenšena pod velikost metadynamicky rekrytalizovaných zrn redukcí se stejnou hodnotou \bar{Z} . Je-li předehřívací teplota desky nízká a počáteční velikost zrn je menší než velikost metadynamicky rekrytalizovaných zrn určená hodnotou \bar{Z} pro po sobě jdoucí redukce, jsou zrna tvářena za tepla, ale jejich objem nemůže rekrytalizovat. Je-li použita deformace konstantní rychlostí při sníženém Z pro vyšší deformace, materiál při dynamické rekrytalizaci nepraská a zrna hrubnou v oblasti ustálené deformace po několika vrcholech na křivce napětí – deformace [15].

Existují dvě řady křivek v obrázku č. 34, ale podobné návrhy jsou možné i pro regulované válcování zacílené na zjemnění rekrytalizovaných zrn austenitu (s výjimkou zvýšení rychlosti válcování v oblasti teplot statické rekrytalizace).

Jsou to:

- (1) snížení redukčních teplot a
- (2) zvýšení rychlosti válcování v oblasti teplot dynamické rekrytalizace, které mohou tedy způsobit statickou rekrytalizaci. Dokonce, jestliže jsou hodnoty r_{CD} dost velké k potlačení dynamické rekrytalizace při válcovací deformaci (viz přerušovaná čára v obrázku č. 34), pokles redukční teploty je účinný při potlačení růstu zrn po statické rekrytalizaci. V teplotním rozsahu statické rekrytalizace je efektivní zvýšení tahu každého redukčního průchodu a zvýšení válcovací rychlosti tedy může být doporučeno, ačkoli se zatím čeká na podrobné experimentální potvrzení vlivu. Jinou možností snížení je skutečnost, že snížení předehřívací teploty desky zmenší velikost zrn před prvním tvářením za tepla a tedy sníží teplotní rozsah následujících tvářením za tepla.

Zlepšení vrubové houževnatosti:

- (1) přesunutím konečného počtu redukcí v poslední fázi válcování lodních plátů ve válcovacích stolicích evropských válcoven do nižších teplot [15];
- (2) nařízením o trochu menší míry redukce při průchodu [36] a
- (3) předepsáním začátku tváření za tepla při teplotách nižších než 1200 °C ve válcovaných IN-ocelích [15].

může být vysvětleno zjemněním zrn austenitu rekrytalizací řízenou válcováním. Některé evropské válcovny specifikují pouze celkovou míru redukce za nižších teplot pro válcování lodních plátů [15], kde zjemnění zrn feritu může být vyvoláno řízeným válcováním pod rekrytalizaci zastavující teplotou (T_{CS} nebo T_P).

	Plate mill	Hot-strip mill
Označení (Standard)	API 5-LX-X-65	API 5-LX-X-65
Tloušťka vzorku (mm)	14,3	11,7
Chemické složení	0,1%C-0,25Si-1,4%Mn -0,04%Nb-0,06%V	0,1%C-0,25Si- 1,35%Mn -0,04%Nb-0,04%V
C+(Mn/6)	0,33	0,32
Teplota ohřevu vzorku (°C)	1250 °C	1250 °C
Teplota předlisování (°C)	1050-1000 °C	1000 °C
Přechod tloušťka/tloušťka vzorku	3,1	2,8
První dokončení (°C)	910	980
Poslední dokončení (°C)	720	830
Chlazení (°C)	-	630

Tabulka č. 3: Chemické složení a postup řízeného válcování u oceli API X 65 pro Aljašku (1969) [15]

V počáteční fázi řízeného válcování niob obsahujících ocelí není předválcování nebo redukce za vyšších teplot regulováno a je ukončeno při teplotách mnohem vyšších než příslušná T_{CS} . Použitím rekrytalizace řízené válcováním na niobobsahující oceli se z předválcování stává řízené válcování [15, 25]. Pokles teplot několika redukcí v koncové fázi válcování, viz tabulka č. 3, zjemní zrna feritu a zvýší vrubovou houževnatost [15]. To může být vysvětleno pomocí zjemnění rekrytalizovaných zrn před dohrotem nebo tvářením za tepla při nerekrystalizačních teplotách. Objev Jonese a Rothwella [51] a Iraniho, Burtona a Lathuma [52], že redukce se značně vysokým tažením při řízeném válcování tlustších desek z niob-obsahující oceli v rovnoměrně rozložených intervalech přes celou oblast teplot zvyšuje vrubovou houževnatost, může být vysvětlen mechanismem rekrytalizace řízené válcováním. Jones a Rothwell [51] a Irani, Burton a Lathum [52] kromě toho potvrdili, že snížení výchozí teploty válcování a koncentrace hrubovacího tažení do několika posledních redukcí (snížením počtu průchodů a zvýšením rychlosti válcování) by mohlo zvýšit vrubovou houževnatost nebo zmírnit zátěž od dokončování při teplotách odpovídajících tváření za tepla.

Předehřátí desky na nízkou teplotu u ocelí obsahujících niob nebo vanad [28, 31, 42] se rychle rozšířilo, protože umožňuje současné zlepšení vrubové houževnatosti s poklesem udržovací doby mezi hrubováním a dokončováním. Bylo široce přijato v ocelárnách válcujících za tepla po ropné krizi, kvůli zlepšení současně pevnosti a houževnatosti.

Snížení redukční teploty a zvýšení tažení a válcovacích rychlostí ovlivňujících účinně zjemnění zrn austenitu tedy zvyšuje přetvárný odpor. Výkonné válcovny mají v oblibě nejen řízené válcování pod T_{CS} , ale i nad T_{CS} . Rekrystalizace řízená válcováním se stává obtížnější s růstem tloušťky a šířky výrobku [15].

4.5.Vliv legujících prvků na rekrystalizační chování

4.5.1.Kinetika rekrystalizace

Vlivy mikrolegujících prvků, jako je niob, na kinetiku rekrystalizace deformovaného austenitu byly studovány od počátku výzkumu řízeného válcování pro nízkolegované oceli s vysokou pevností (HSLA). Velké účinky na zpomalení rekrystalizace jsou obvykle způsobeny snížením precipitace indukované deformací prostřednictvím nitridů a/nebo karbidů legur, které byly v roztoku přinejmenším při předehřátí [15]. Niob, titan a vanad jsou silně nitrido a karbidotvorné dokonce i v austenitu, a jejich nitridy a karbidy mají stejnou krystalickou strukturu - kubickou plošně středěnou (fcc). Pořadí jejich schopnosti snížit pevnost odpovídá pořadí jejich afinit k dusíku a uhlíku, a tak jejich pevnost závisí na obsahu dusíku a uhlíku.

Další rozpustnější substituční legující prvky také mají slabý vliv na kinetiku rekrystalizace. Křemík a mangan zpomalují rekrystalizaci úměrně svému množství až do jednoho procenta, ale pak je jejich vliv nasycen [32]. Molybden a měď [32] v tuhém roztoku jsou popisovány jako prvky s dosti velkým zpomalovacím efektem, větším než vanad v ocelích 0,1% C-Mn, ale jejich vlivy jsou menší než vlivy niobu a titanu v tuhém roztoku v oceli dostatečně zbavené dusíku a uhlíku [32]. Mangan, nikl, chrom a vanad mají malý zpomalovací vliv, ale pořadí jejich účinků je předmětem diskuse [30, 32].

Studie vlivů intersticiálních atomů na kinetiku rekrystalizace neprovedl zatím nikdo kromě Sakaie a Ohashiho [15], kteří ukázali, že nárůst uhlíku snižuje aktivační energii tepelné deformace (Q_{def}) a usnadňuje výskyt dynamické rekrystalizace.

4.5.2 Velikost rekrystalizovaných zrn

Existuje jen málo publikací o vlivu legujících prvků na velikost rekrystalizovaných zrn [26, 15]. Obrázky č. 24, 27 a 30 ukazují,

že velikost metadynamicky rekrystalizovaných zrn je na přímce se staticky rekrystalizovanými zrny pro $\underline{\varepsilon}^*$ nebo r_{CD} a je vždy nejmenší v těch pochodech, kde redukce měly stejnou hodnotu \bar{Z} v dané oceli. Přidání nějakého prvku ovlivňujícího zjemnění metadynamicky rekrystalizovaných zrn zjemňuje i zrna rekrystalizovaná staticky.

Raná Rossardova studie řízeného válcování ocelí obsahujících niob [15] ukázala na testech krutu za tepla, že přidání 0,04 % Nb zvyšuje mez pevnosti, zjemňuje dynamicky a metadynamicky rekrystalizovaná zrna při nejmenším pro deformační teploty do 1000 °C a zpomaluje metadynamickou rekrystalizaci a růst zrn po skončení metadynamické rekrystalizace. Střední velikost zrn během metadynamické rekrystalizace roste od počátku v plně dynamicky rekrystalizované struktuře a metadynamická rekrystalizace s růstem trvá při 1000 °C kolem 0,6 s v ocelích s niobem a 3s v ocelích bez niobu. V křemíkomanganových ocelích růst pokračuje i po skončení této rekrystalizace, ale v ocelích obsahujících niob může být při udržování na teplotě 1000 °C téměř zanedbán. Zpomalení růstu zrn je způsobeno deformací indukovanou precipitací jemných karbidů či nitridů niobu [15]. Kozasu a spol. [28] také experimentálně studovali změny velikosti zrn po rekrystalizaci při válcování a tvrdí, že k růstu zrn nedochází nejméně 3s po válcování oceli s 0,03 % Nb při 1050 °C, ačkoli dochází k nějakému, případně i ve významné míře, zhrubnutí v niobových ocelích při 1200 °C a v ocelích bez niobu dokonce při 1050 °C. Tyto výsledky naznačují, že alespoň přímka v obrázku č.26b pro niob-obsahující oceli může odpovídat vztahu mezi \bar{Z} a velikostí metadynamicky rekrystalizovaných zrn. Rozdíl ve velikosti zrn mezi dvěma oceli s Nb a bez niobu ukazuje obrázek č.20 a může být vysvětlen vlivem přidaného niobu jak na velikost rekrystalizovaných zrn, tak na růst zrn.

Sellars [26] uvedl vztah podobný rovnici (rov. 8) pro výpočet velikosti staticky rekrystalizovaných zrn pro oceli s niobem, v němž jsou uvažovány výsledky různých autorů a jenž má menší závislost na deformaci a dává jemnější zrna, než vztahy pro uhlíkomanganové oceli.

Zdá se užitečné najít základní chemické složení vhodné pro rekrystalizaci řízenou válcováním, aby bylo možné studovat vlivy přidávaných prvků na polohu přímky pro velikost metadynamicky rekrystalizovaných zrn v grafu závislosti $\log \bar{Z}$ na $1/d$. Hodnota Q_{def} je funkcí chemických vlastností oceli, ale velikost metadynamicky rekrystalizovaných zrn je téměř určena redukční teplotou a příliš nezávisí na hodnotě Q_{def} . Za předpokladu stejné hodnoty Q_{def} pro různé studované oceli, se hodnota $\log \bar{Z}$ stává nezávislou na stálém kluzovém napětí, ale je třeba jej považovat za běžný parametr válcování určený hlavně redukční teplotou.

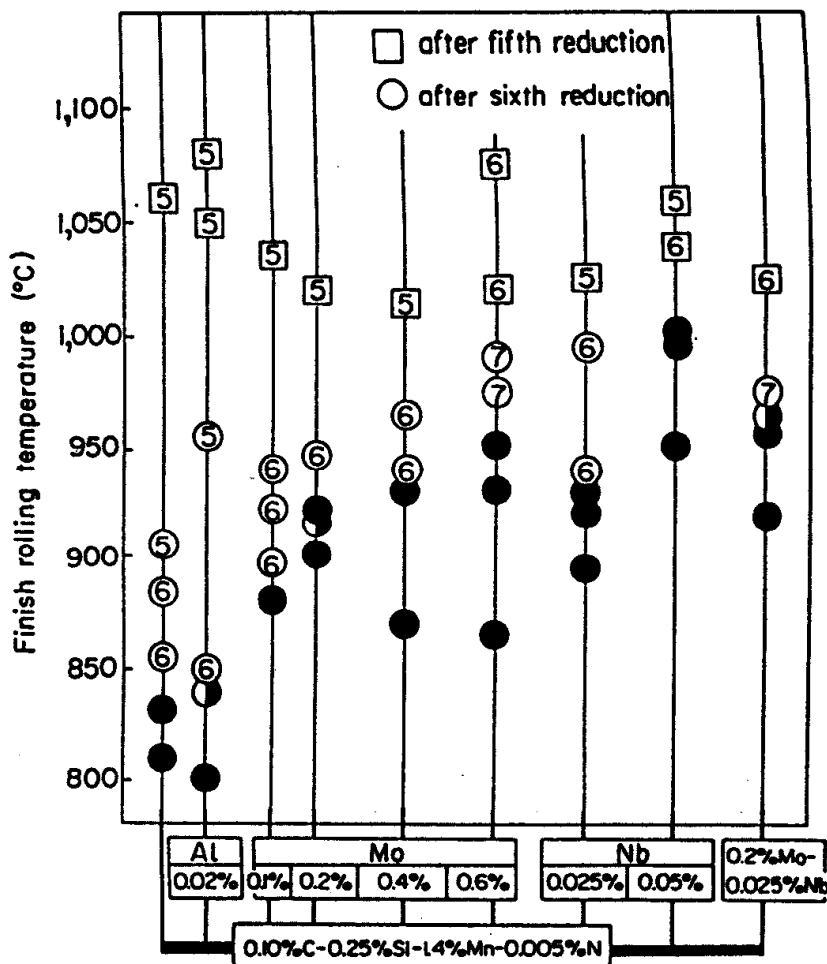
Taková studie válcovacích experimentů začínající ocelí 0,10%C–0,25%Si–1,4%Mn–0,005%Ni [25] ukázala, že velikost metadynamicky rekrystalizovaných zrn není výrazně ovlivněna přidáním legur v oblasti malých \bar{Z} , ale následující účinky se projevují jen tehdy, když je redukce prováděna při teplotách nižších než 1050 °C. Zvýšením obsahu křemíku na 0,8 %, nahrazením 1,4 % Mn chromem, niklem nebo mědí ve stejném množství a přidáním až 0,03 % vanadu se výrazně změní poloha přímky v obrázku č. 24a. Přidání uhlíku až na 0,20 % způsobí malé změny v poloze, ale jeho ubrání na 0,05 % sníží strmost přímky a zvýší hrubost zrn při vyšších hodnotách \bar{Z} . Přidání manganu na 2 % mírně zjemní rekrystalizovaná zrna při vyšších \bar{Z} . Tyto výsledky znamenají, že běžné křemíkomanganové oceli jsou velmi ovlivněny chemickými pochody v oceli, jejichž produkty určují základ složení a strukturu řízeně válcovaných ocelí a zajišťují, že válcované výrobky z těchto ocelí mají velmi stálé vlastnosti při menších odchylkách ve složení. Nicméně stačí nahradit 0,5 % Mn stejným množstvím molybdenu a dojde k výraznému posunu přímky k jemnějším zrnům, třebaže přidání molybdenu zvyšuje kritickou deformaci pro statickou [32] i dynamickou [15, 33] rekrystalizaci.

Obrázek č. 35 [25] ukazuje, že tyto účinky molybdenu se projevují již při přidání 0,1 %, a tak jsou austenitická zrna ocelí obsahujících molybden jemnější ve srovnání s křemíkomanganovými oceli po postupném válcování stejným způsobem tak dlouho, až redukce vyvolá statickou nebo dynamickou rekrystalizaci. Podrobná studie souvislostí mezi teplotou, redukcí a rekrystalizací molybdenové oceli 0,1%C–0,25%Si–1,4%Mn–0,2%Mo dala následující výsledky. Ačkoli jsou hodnoty r_{CS} , r_{CD} a T_{CD} pro hrubozrnou strukturu na počátku válcování příslušně vyšší, než pro křemíkomanganovou ocel, hodnoty r_{CD} klesají na úroveň křemíkomanganové oceli, ale hodnota T_{CD} zůstává vyšší než hodnota pro křemíkomanganovou ocel, v níž jsou zrna před redukcí jemnější. To znamená, že rekrystalizovaná zrna mohou být zjemněna v ocelích obsahujících molybden bez záměrného snížení redukční teploty v poslední fázi válcování.

Předpokládá se, že tyto účinky molybdenu mohou být způsobeny atomy molybdenu v tuhém roztoku [33], protože molybden neprecipituje v austenitu s ostatními legujícími prvky. Účinky molybdenu se projevují dokonce i po přehřátí desky na nízkou teplotu a vliv je jiný než vliv niobu. Molybden je oblíbený legující prvek pro řízené válcování.

Vlivy legujících prvků v rovnici (rov. 21) pro velikost zrn 0,6 s po redukcí publikovali Machida, Katsumata a Kaji [50]. Velikost rekrystalizovaných zrn po redukcí v teplotním tozmezí 1050 – 1000 °C může být určena rovnicí (rov. 21) a je silně ovlivněna legujícími

prvky, jako je uhlík od 0,03 do 0,31 %, mangan od 1,40 do 2,25%, niob do 0,059 %, vanad do 0,062 %, molybden do 0,30% a titan do 0,54 %.



Obrázek č. 35: Účinky přidání molybdenu na rekrytalizační chování austenitu. Po předehřátí na 1250 °C bylo provedeno pro různé teploty pět fixovaných redukcí a šestá konstantní redukce, vzorky byly prudce ochlazeny 1 s po páté nebo šesté redukci. Údaje ve čtvercích či kroužcích: pozorované N_{vj} (Sekine a spol. [25]).

Při studiu válcovacích experimentů je obtížné přesně odlišit účinky některého z legujících prvků na kinetiku rekrytalizace a kinetiku růstu. Studium je nutné provádět na deformačním zařízení schopném prudce zchladit strukturu bezprostředně po deformaci. Ačkoli deformací indukované precipitáty z přesyceného austenitu brzdí rekrytalizaci a růst zrn, přítomnost precipitátů před redukcí může také změnit velikost rekrytalizovaných zrn prostřednictvím změn v deformované struktuře. To je důležitý faktor pro titanové oceli, na nízkou teplotu předehřáté niobové oceli a hliníkem uklidněné oceli předehřáté na velmi nízkou teplotu.

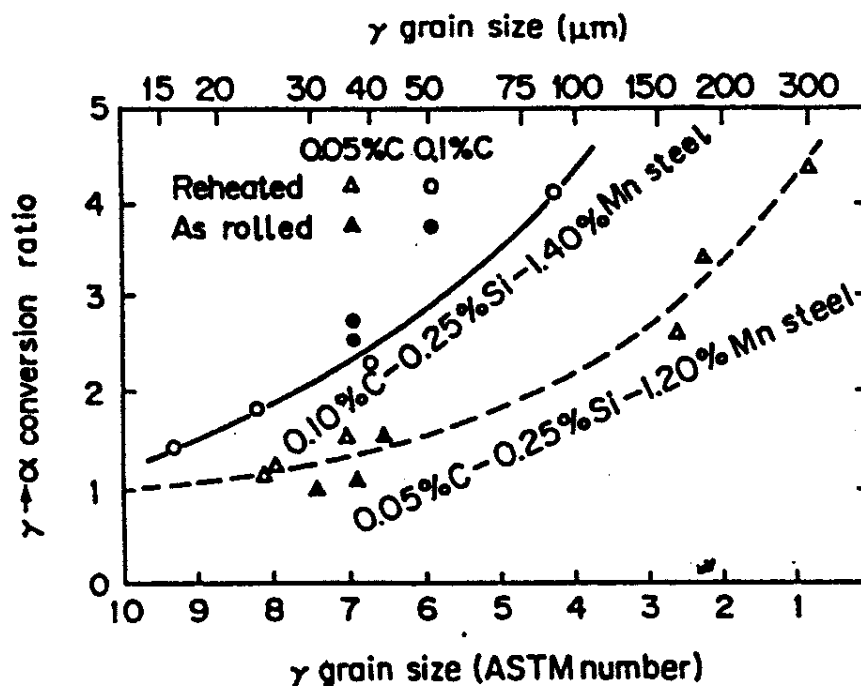
Tento účinek legujících prvků na rekrytalizační chování může být přidán k závislosti těchto ocelí na počáteční velikosti zrn. Tyto důležité závěry dosud nebyly systematicky prostudovány.

5. Deformace austenitu mimo oblast rekrytalizace

5.1 Zpomalení rekrytalizace fáze γ

Kvůli závislosti mezi velikostmi zrn austenitu (γ) a feritu (α) je zjemnění struktury zrn α dosahováno převážně přes zrna γ . Velikost zrn α klesá s velikostí zrn γ , přičemž mezní velikost zrn feritu je kolem 10 μm a není možné dosáhnout dalšího zjemnění, jelikož velikost zrn austenitu začíná také kolem 10 μm , viz obrázek č. 36 [34], tj. existuje limit dosažitelného zjemnění α -zrn transformací $\gamma \rightarrow \alpha$, vzniká-li ferit z rekrytalizovaných nedeformovaných zrn austenitu. Ale mezní velikost zrn feritu může být překonána při transformaci deformovaných zrn austenitu na ferit [15, 35]. Řízené válcování umožňuje plné využití žádoucích účinků deformovaného austenitu na zjemnění zrn feritu. Bylo ukázáno, že řízené válcování má tři fáze:

- 1) deformace v oblasti rekrytalizace austenitu
- 2) deformace mimo oblast rekrytalizace
- 3) deformace ve dvoufázové ($\gamma + \alpha$) oblasti [36].



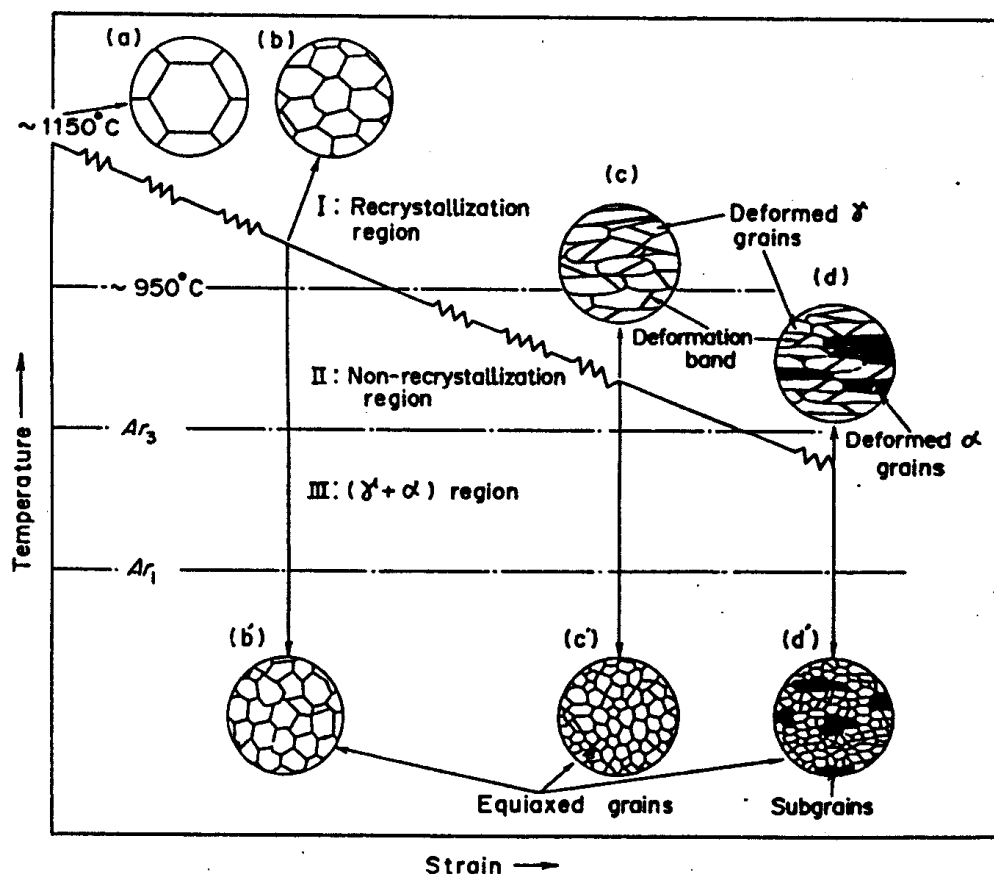
Obrázek č. 36: Vztah mezi převodním poměrem $\gamma : \alpha$ (poměr velikosti zrn γ ku velikosti zrn α) a velikostí zrn γ bezprostředně před transformací γ jako zatepla vyválcovaných a předeřhátých vzorcích uhlíkových ocelí (Sekine a Maruyama [34]).

Obrázek č. 35 schematicky ilustruje tři fáze procesu řízeného válcování a mikrostrukturní změny způsobené deformací v každé fázi.

Fáze 1: hrubá zrna austenitu (a) jsou zjemňována opakovanou deformací a rekrytalizací (b), ale stále dochází k transformaci na relativně hrubozrný ferit (b').

Fáze 2: vytvářejí se deformační pásy v protažených nerekrystalizovaných zrnech austenitu (c) a ferit nukleuje na deformačních pásích stejně jako na hranicích zrn austenitu za vzniku jemnozrné feritické struktury (c').

Fáze 3: deformace ve dvoufázové ($\gamma + \alpha$) oblasti je pokračováním fáze 2 a také se deformuje ferit, α vytváří podstrukturu (d). Během chlazení po deformaci se nerekrystalizovaný austenit transformuje na rovnoosá zrna feritu, zatímco deformovaná zrna feritu se mění na subzrna (d').



Obrázek č. 37: Schematická ilustrace tří fází procesu řízeného válcování a změn v mikrostruktuře s deformací v každé fázi (Tanaka [30]).

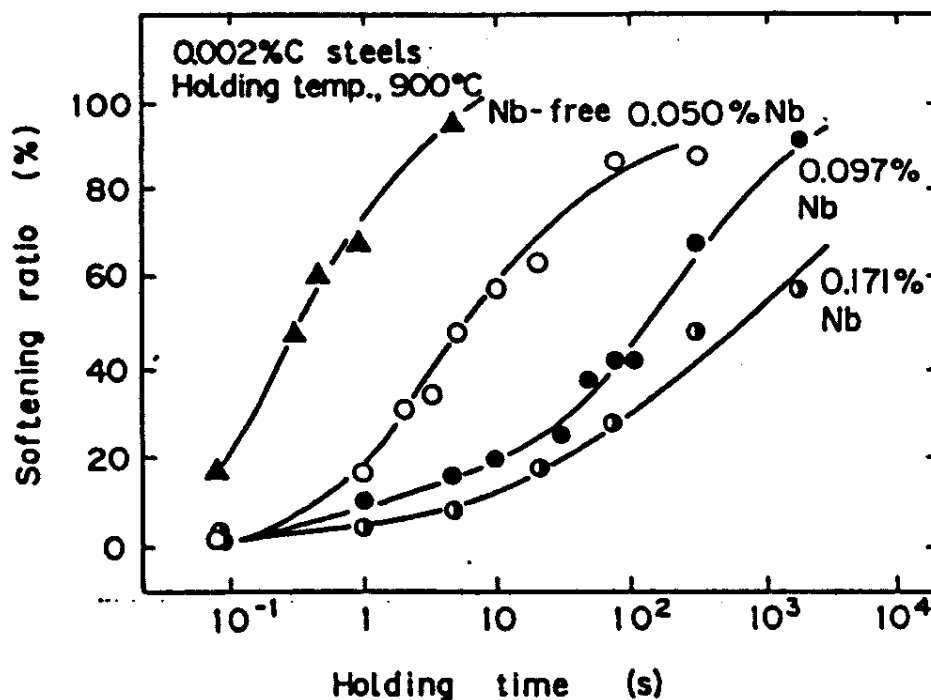
Zjemňování zrn opakovanou rekrytalizací nepokračuje donekonečna, ale dosahuje určité mezní hodnoty (b) a toto vede k relativně hrubozrnému feritu (b'). Cestou k překonání mezní hodnoty je rozdělení zrn austenitu. Jelikož rekrytalizovaná zrna austenitu (b) jsou rozdělena deformačními pásy (c), konečná

feritická struktura je mnohem jemnější než (c') nebo (b'). Deformace ve dvoufázové oblasti nezpůsobí pouze další zjemnění zrn, ale vyvolá vznik smíšené struktury tvořené rovnoosými zrny a subzrny. Dodatečného zpevnění je dosaženo zpevněním subzrn.

Základní rozdíl mezi konvenčním válcováním za tepla a řízeným válcováním je ten, že při prvním z nich dochází k nukleaci zrn feritu výhradně na hranicích zrn austenitu, kdežto při druhém z nich k nukleaci dochází uvnitř zrn stejně jako na jejich hranicích, což vede k velkému rozdílu v konečné struktuře zrn feritu mezi oběma válcovacími způsoby. Skutečnost, že deformační pás je z hlediska nukleace feritu ekvivalentní s hranicí zrna austenitu, znamená, že zrna austenitu jsou deformačními pásy rozdělena na několik částí.

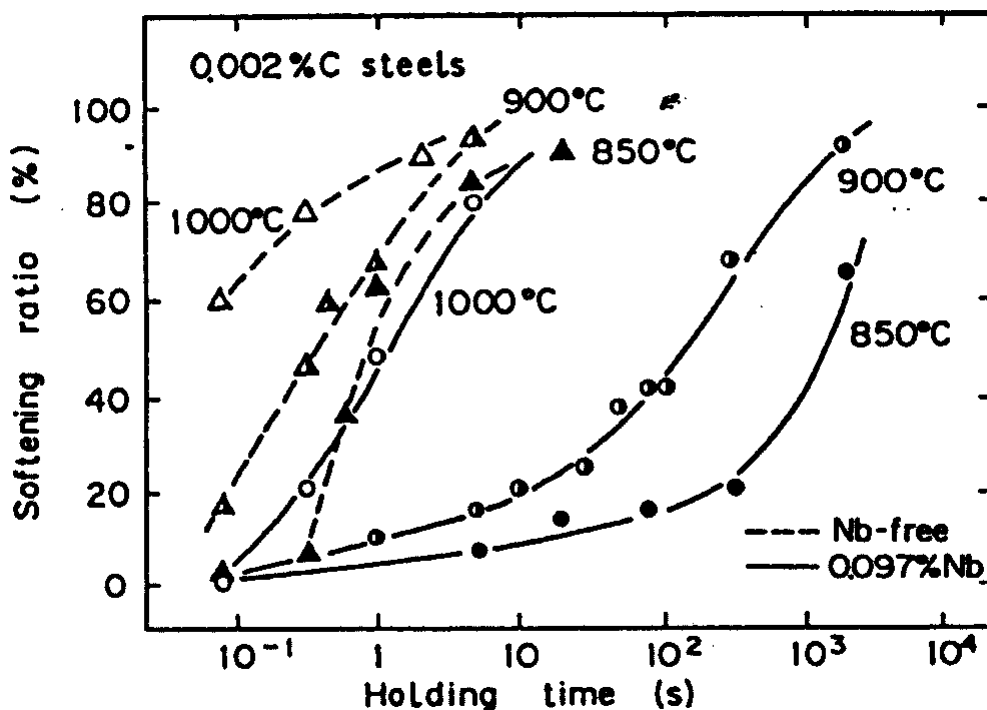
Jelikož nerekrystalizovaná zrna austenitu obsahující deformační pásy podporují transformaci ($\gamma \rightarrow \alpha$), může být řízené válcování definováno z různých hledisek, jako proces urychlující transformaci a tudíž produkující jemnozrný ferit v oceli se střední prokalitelností, která by se bez řízeného válcování transformovala na bainitickou strukturu se špatnou houževnatostí.

Jak bylo uvedeno dříve, transformace deformovaného austenitu na ferit vede k mnohem jemnější velikosti zrn než transformace rekrystalizovaného austenitu bez deformací. Proto je důležité vyrábět austenit v jakoby deformovaném stavu, který získáme potlačením a nebo zpomalením rekrystalizace po deformaci. Jsou zde dva prostředky, jak zamezit odstranění vnitřního pnutí a rekrystalizaci: (1) teplota a (2) legující prvky.

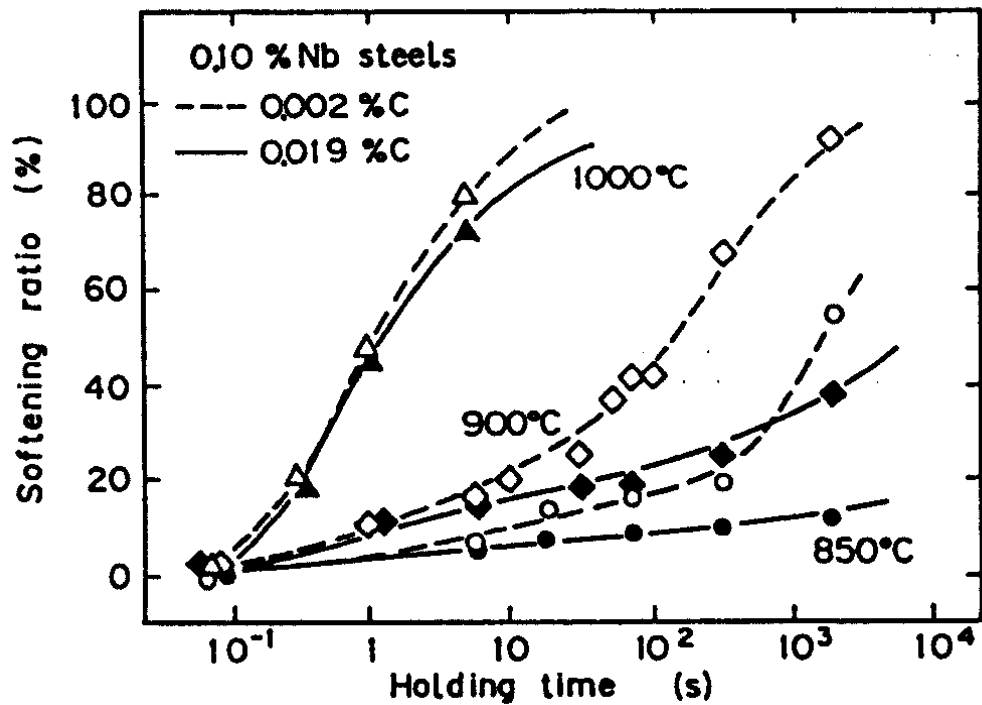


Obrázek č. 38: Vliv niobu na změkčující chování v ocelích 0,002 % C-1,54 % Mn s různými obsahy niobu (Yamamoto, Ouchi a Osuka [37]).

Yamamoto, Ouchi a Osuka [37] zkoumali vliv legujících prvků na odstraňování vnitřního napětí a rekrytalizační chování deformovaného austenitu. Obrázek č. 38 zobrazuje změkčovací chování bezintersticiálních manganových ocelí s různými obsahy niobu, které byly deformovány 69% kompresí o rychlosti deformace 10 s^{-1} při $900 \text{ }^\circ\text{C}$, kde změkčovací poměry 20 a 50 % odpovídají začátku rekrytalizace a 30 % rekrytalizaci v uvedeném pořadí. S rostoucím obsahem niobu se výrazně prodlužuje začátek rekrytalizace (20 % změkčení). Protože téměř všechny atomy niobu zůstávají rozpuštěné v 0,002 % C oceli, zpomalení odstraňování vnitřního napětí a rekrytalizace je způsobeno rozpuštěnými atomy niobu. Velmi důležitou roli v určování kinetiky změkčování hraje také teplota, viz obrázek č. 39 [37]. V ocelích bez niobu postupuje změkčování velmi rychle a teplota má malý vliv jen na počátku rekrytalizace, zatímco v niobových ocelích je začátek rekrytalizace velice zpožděn snížením teploty. Je třeba poznamenat, že ačkoli rozpuštěné atomy niobu a snižování teploty brzdí začátek rekrytalizace, nezpomalují její průběh. Třebaže inkubační doba začátku rekrytalizace (20 % změkčení) se liší pro různý obsah niobu a/nebo teplotu, jakmile rekrytalizace jednou začne, její chování sleduje v podstatě tu samou křivku.

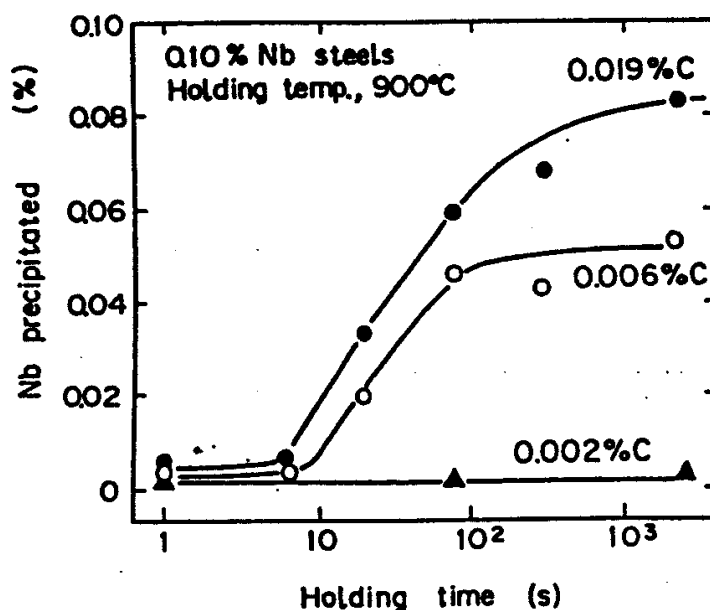


Obrázek č. 39: Závislost změkčujícího chování na teplotě v oceli 0,002 % C-1,56 % Mn s a bez niobu (Yamamoto, Ouchi a Osuka [37]).

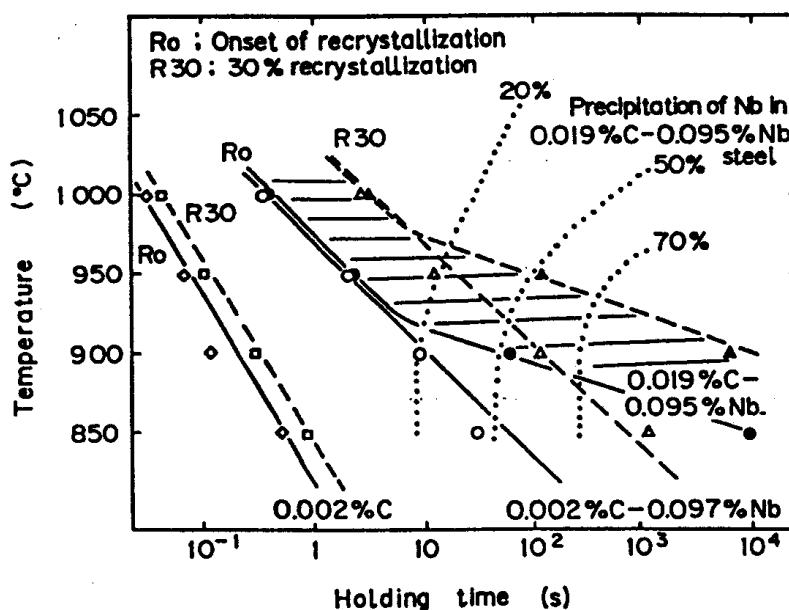


Obrázek č. 40: Vliv teploty a obsahu uhlíku na změkčovací chování v ocelích s 0,097 % Nb (Yamamoto, Ouchi a Osuka [37]).

Obrázek č. 40 zobrazuje změkčovací chování ocelí bez niobu s 0,097 % Nb a 0,019 % C-0,095 % Nb při 850, 900 a 1000 °C. Zatímco obě oceli vykazují při 1000 °C téměř stejné chování, vysokouhliková ocel vykazuje mnohem nižší pokles tvrdosti při 900 a 850 °C než ocel s nízkým obsahem uhlíku. Obrázek č. 41 [37] ukazuje průběh precipitace karbonitridů niobu při udržování na teplotě 900 °C pro tři niobové oceli s různým obsahem uhlíku, kde precipitace byla měřena chemickým rozbořem. V 0,002 % C oceli nebyla pozorována žádná precipitace během celé doby ohřevu na 900 °C. Naproti tomu v ocelích 0,006 % C a 0,019 % C proběhla deformací indukovaná precipitace rychle po určité inkubační době. Srovnáním obrázků č. 40 a 41 je zřejmé, že když deformací indukovaná precipitace předběhne začátek rekystalizace (20 % změkčení), je rekystalizace výrazně zpomalena. Je pozoruhodné, že deformací indukované precipitáty zpomalují nejen nástup, ale i průběh rekystalizace.



Obrázek č. 41: Průběh deformací indukované precipitace v ocelích 0,002 % C, 0,097 % Nb; 0,006 % C, 0,097 % Nb a 0,019 % C, 0,095 % Nb s karbonitridy niobu při 900 °C (Yamamoto, Ouchi a Osuka [37]).

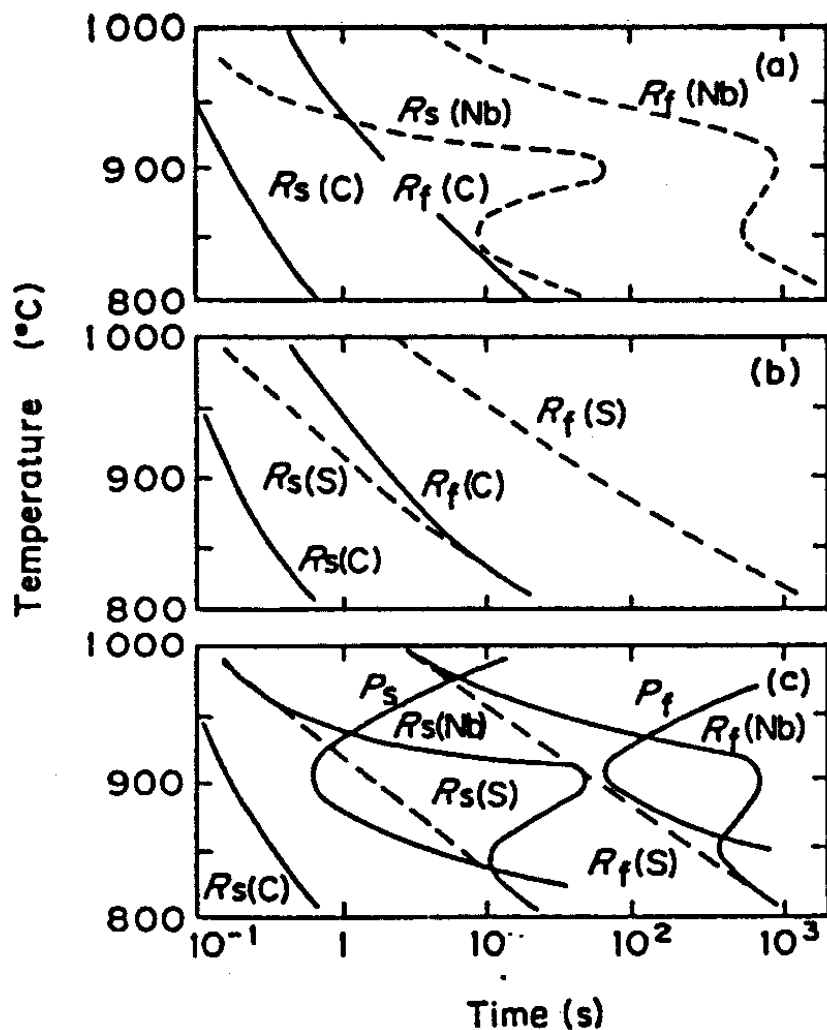


Obrázek č. 42: Diagramy rekrystalizace-teplota-čas jsou přidány k diagramu precipitace-teplota-čas pro oceli 0,002 % C, 0,002 % C - 0,097 % Nb a 0,019 % C - 0,095 % Nb (Yamamoto, Ouchi a Osuka [37]).

Na obrázku č. 42 jsou složeny diagram rekrystalizace-teplota-čas a diagram precipitace-teplota-čas pro uhlíkomanganové a uhlík-mangan-niobové oceli [37]. Nástup rekrystalizace se v 0,002 % C ocelích lineárně zrychluje s poklesem teploty. Přidáním 0,097 % Nb k 0,002 % C oceli se zbrzdí začátek

rekrytalizace o 1 až 2 řády. V oceli 0,019 % C - 0,095 % Nb jsou nástup rekrytalizace a 30 % rekrytalizace stejné jako u oceli 0,002 % C - 0,097 % Nb v oblasti, kde množství karbonitridů niobu tvoří méně než 20 % celkového množství niobu. Ale v oblastech, kde karbonitridy vytvořilo více než 30 % Nb, jsou jak začátek rekrytalizace, tak 30 % rekrytalizace silně zpomaleny.

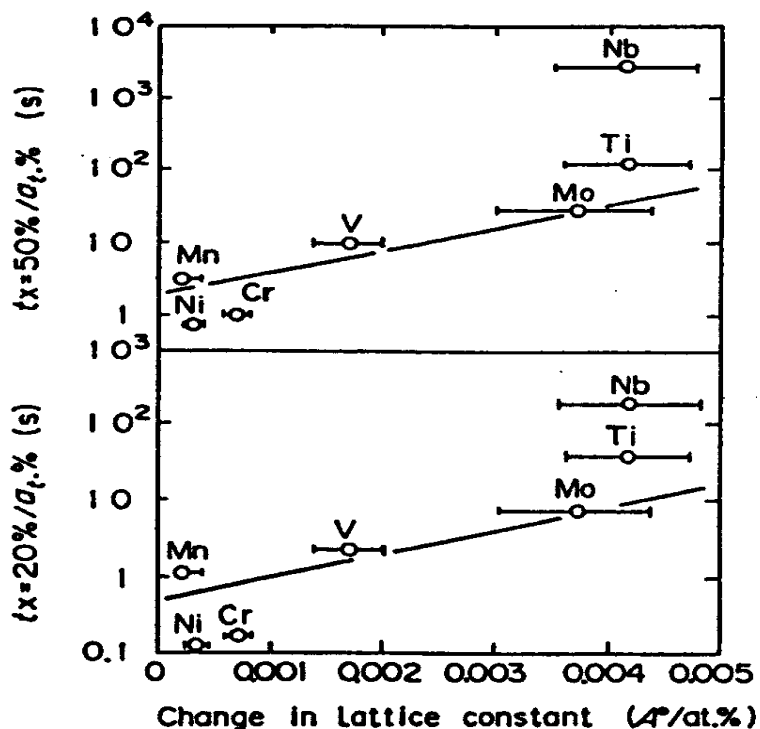
Diagram rekrytalizace-precipitace-čas na obrázku č. 42 ukazuje, že nástup rekrytalizace je zpožděn vlivem zpomalení odstraňování vnitřního pnutí rozpuštěným niobem. Jinak řečeno rozpuštěné atomy niobu zpomalují odstraňování vnitřního napětí a rekrytalizaci, dokud se nevyskytne deformací indukovaná precipitace, která zpomaluje nástup i průběh rekrytalizace.



Obrázek č. 43: (a) Srovnání kinetiky rekrytalizace v e vzorcích uhlíkové a niobem upravené oceli, publikováno Bonem; (b) vliv rozpuštěného niobu (S) na kinetiku rekrytalizace niobem modifikované oceli (a); (c) složenina diagramu precipitace-teplota-čas pro dynamickou precipitaci a odvozeného diagramu rekrytalizace-teplota-čas z (b) pro rychlost rozpuštěným niobem modifikované rekrytalizace; R_s a R_f , a P_s a P_f představují v uvedeném pořadí začátek a konec rekrytalizace a precipitace (Jonas a Weiss [54]).

Jonas a Akben [55] a Jonas a Weiss [54] také publikovali některé názory na vliv niobu na rekrystalizační chování, viz obrázek č. 43 [54]. Je-li doba pro začátek precipitace P_s delší než doba do začátku rekrystalizace R_s , pak má křivka rekrystalizace-precipitace-čas normální závislost na teplotě ovlivněnou difuzí z roztoku. Je-li P_s menší než R_s , pak je nukleaci a rekrystalizačnímu růstu silně bráněno. Je-li zpomalovací efekt rozpuštěných atomů slabý, jako ve vanadové oceli, skončí rekrystalizace před výskytem deformací indukované precipitace a významnější zpomalovací efekt nemůže být očekáván.

Účinek niobu na rekrystalizační chování byl vysvětlen. Přestože vanad je silně karbidotvorný prvek, má jen malý vliv na zpomalení odstraňování vnitřního napětí, kdežto titan projevuje takový účinek ve velké míře. Kromě těchto karbidotvorných prvků mohou mít na rekrystalizační chování vliv i jiné substituční prvky. Yamamoto, Ouchi a Osuka [37] ukázali, že účinky legujících prvků na zpomalení rekrystalizace jsou silně spojeny se změnou mřížkové konstanty způsobenou přidáním legujících prvků, jak ukazuje obrázek č. 44.



Obrázek č. 44: Vztah mezi 20 % a 50 % změkčením a změnou mřížkové konstanty způsobenou substitucí nezelezným prvkem z roztoku (Yamamoto, Ouchi a Osuka [37]).

6. Deformace ve dvoufázové (austenitickoferitické) oblasti

6.1 Deformační chování ve dvoufázové ($\gamma + \alpha$) oblasti

Mezní velikost zrn austenitu dosažitelnou deformací v rekrytalizační oblasti lze překonat deformací mimo rekrytalizační oblast. Zjemnění zrn díky deformaci mimo oblast rekrytalizace dosahuje mezní hodnoty při 60 – 70 % redukci. Tato mez může být překonána pouze deformací ve dvoufázové ($\gamma + \alpha$) oblasti. Kromě zjemnění zrn má deformace ve dvoufázové oblasti podstatně odlišný vliv na mikrostrukturu a mechanické vlastnosti. Změny mikrostruktury způsobené deformací ve dvoufázové oblasti byly již schematicky ukázány na obrázku č. 37.

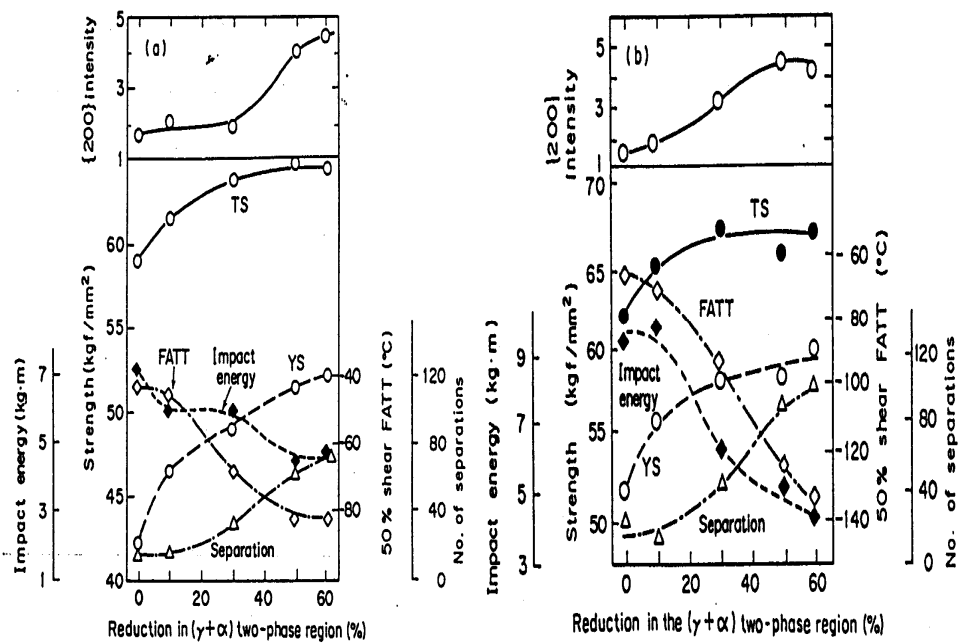
Pro stanovení vlivu deformace ve dvoufázové oblasti musí být známy dva faktory:

- 1) změna vlastností s podílem deformovaného feritu při konstantní míře deformace
- 2) míra deformace při konstantním množství deformovaného feritu.

Obrázek č. 45(a) a (b) [38] ukazuje závislost změny meze kluzu, pevnosti v tahu a houževnatosti na deformaci ve dvoufázové oblasti u obyčejných uhlíkatých ocelí a niobových ocelí. Míra deformace byla měněna při konstantním objemu podílu feritu. S rostoucí mírou deformace roste i mez kluzu a pevnost v tahu, zatímco rázová energie a přechodová teplota 50 % výskytu trhlin v obou ocelích klesá. Rychlý počáteční nárůst pevnosti v první fázi deformace je následován postupným růstem. Nárůst meze kluzu a pevnosti v tahu je větší pro niobové oceli než pro obyčejnou uhlíkatou ocel. To proto, že karbonitridy niobu na počátku zpomalí rekrytalizaci mnohem lépe a tak vyvolají větší účinek řízeného válcování.

Změny mikrostruktury způsobené deformací ve dvoufázové oblasti ukazuje obrázek č. 46 [38]. Deformace v γ oblasti sama vytvoří mikrostrukturu tvořenou rovnoosými zrny feritu s nízkou hustotou dislokací (obrázek č. 46(a) a (b)). Deformace ve dvoufázové oblasti vytvoří strukturu ze smíšených zrn, kterou tvoří rovnoosá zrna feritu a „za studena tvářená“ zrna v rozsahu optické mikroskopie nebo polygonální zrna a subzrna v rozsahu elektronového mikroskopu (obrázek č. 46(c) a (d)). Deformovaný austenit se transformuje na polygonální zrna feritu, zatímco deformovaný ferit se mění na buňky a (nebo) subzrna v závislosti na stupni odstranění vnitřního pnutí. V deformovaném feritu je rekrytalizace velmi pomalá a vytváří buňky a (nebo) subzrna. To proto, že subhraniční síť je stabilizovaná deformací indukovanou precipitací karbonitridů niobu a (nebo) vanadu [15, 9]. Je prostudováno, že během válcování se může na dislokační

podstruktura nezbavené vnitřního pnutí vyskytnout transformace austenitu na ferit [15]. Tedy nově vytvořená zrna feritu brzy narazí na již existující zrna feritu a nemohou růst dále. Tento druh vzájemné interakce mezi deformovaným austenitem a feritem způsobuje další pokles velikosti zrn feritu.

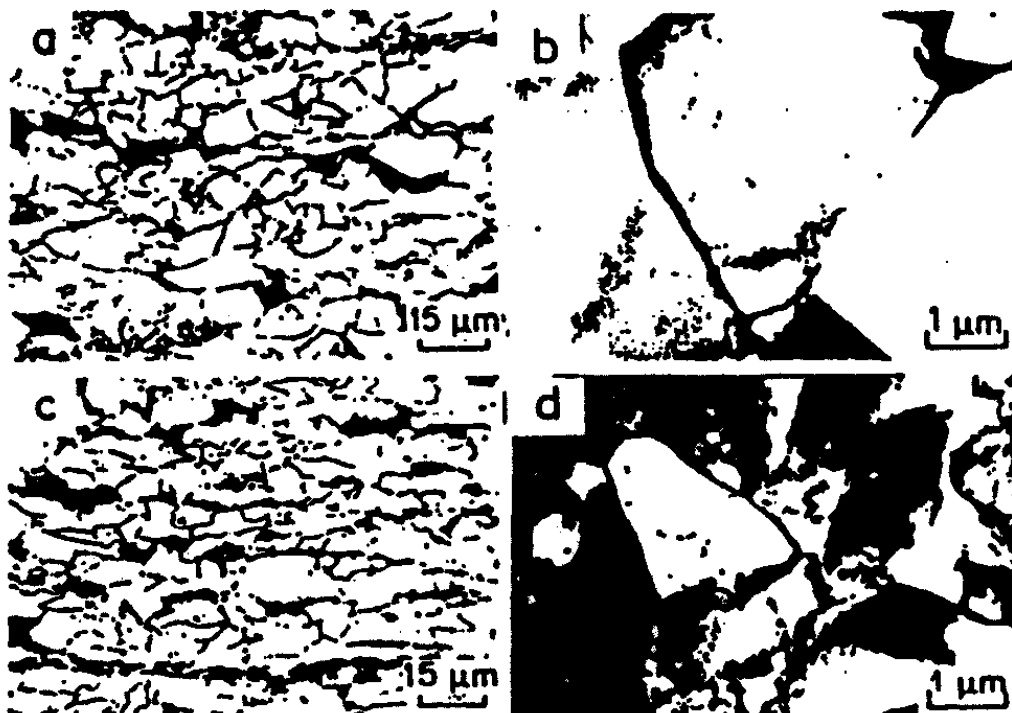


Obrázek č. 45: Intenzita reflexe {200}, tahové vlastnosti a Charpyho rázové vlastnosti jsou vyneseny vzhledem k redukci v $(\gamma + \alpha)$ oblasti v: (a) obyčejné uhlíkaté oceli a (b) niobové oceli; redukce 62,5 % při 1020 °C a 50 % při 850 °C a postupně vnášených různých mírách tepelné deformace 710 °C (Tanaka a spol. [30]).

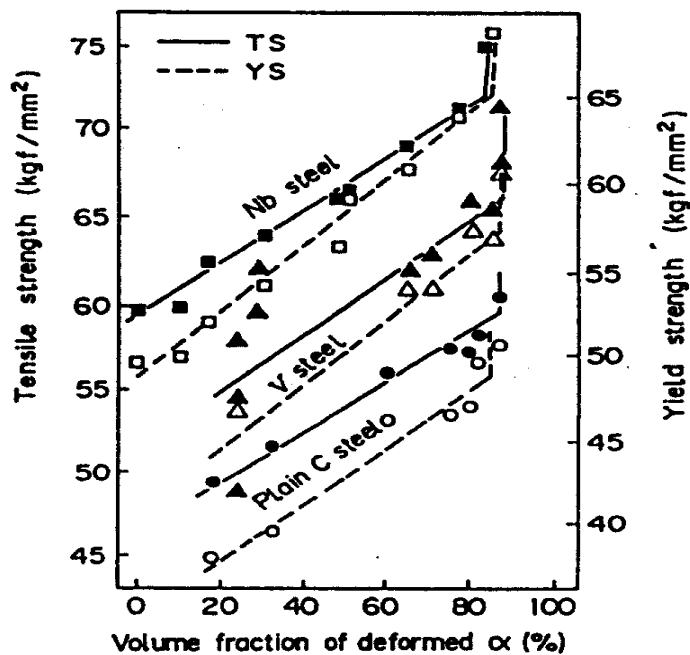
Obrázek č. 47 zobrazuje vztah mezi objemovým podílem deformovaného feritu a mechanickými vlastnostmi v uhlíkové, vanadové a niobové oceli, kde objem podílu deformovaného feritu se měnil při konstantní míře deformace 50 % [56]. V každé oceli roste mez kluzu a pevnost v tahu lineárně s objemovým podílem deformovaného feritu, ačkoliv sklon přímky pro uhlíkovou ocel je menší než pro vanadovou a niobovou ocel. Zvýšení objemu podílu bylo v obrázku č. 47 dosaženo snížením deformační teploty ve dvoufázové oblasti, což usnadnilo odstranění vnitřního pnutí deformovaného feritu. Vzhledem k tomu změna objemu podílu deformovaného feritu způsobí změnu substruktury deformovaného feritu, který má vliv na mechanické vlastnosti.

V obrázku č. 45 roste pevnost postupně s rostoucí mírou deformace, což naznačuje, že odstraňování vnitřního pnutí probíhá snáze s rostoucí mírou deformace. Coldren, Eldis a Tither [57] ukázali, že k poklesu meze kluzu dochází při částečné nebo úplné rekrytalizaci deformovaného feritu v molybdenniobových ocelích tehdy, když deformace překročí kritickou míru. Jinak řečeno

existuje optimální podíl deformovaného feritu a optimální redukce, která by měla být použita pod A_{r3} – a to 30 % pro molybden a 20 % pro niob v molybdenniobové oceli [57].



Obrázek č. 46: Změna mikrostruktury v závislosti na míře redukce v $(\gamma + \alpha)$ oblasti v niobové oceli. Redukce jsou 0 % pro (a) a (b) a 30 % pro (c) a (d) (Tanaka a spol. [30]).



Obrázek č. 47: Vztah mezi objemovým podílem deformovaného feritu a mechanických vlastností ocelí po 50 % válcování v $(\gamma + \alpha)$ oblasti v uhlíkaté oceli, vanadové oceli a niobové oceli (Hashimoto, Sawamura a Ohtani [56]).

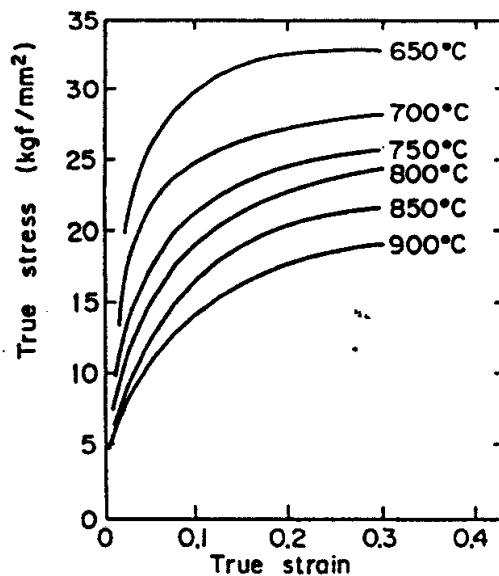
Vliv objemu podílu deformovaného feritu a míra redukce na mechanické vlastnosti se zdá být v obrázcích č. 45 a 47 odlišná. To je způsobeno rozdílem ve stupni precipitačního zpevnění karbonitridy vanadu a nebo niobu a ve stupni odstranění vnitřního pnutí a rekrytalizace. Substruktura deformovaného feritu se podstatně mění v závislosti na takových proměnných, jako je deformační teplota, míra deformace, redukce při průchodu, stupeň precipitace. Tabulka č. 4 ukazuje různé restaurační procesy, které mohou probíhat během a po deformaci feritu. S rostoucím množstvím deformace roste hustota dislokací a vyvíjí se buněčná struktura. Je-li deformace za tepla provedena blízko a za vrcholem napětí na křivce napětí – deformace, probíhá dynamické odstraňování vnitřního pnutí a tím se vytvoří subzrnná struktura. Po deformaci, když je materiál udržován na vysoké teplotě nebo jen pomalu chlazen, dochází ke statickému zotavení a/nebo rekrytalizaci, čímž se vytvoří struktura subzrn a/nebo polygonálních zrn. Je-li deformace provedena pod vrcholem napětí a zotavení při prudkém ochlazení postupuje nedostatečně, vzniká buněčná struktura. V uhlíkatých ocelích probíhá zotavení velmi rychle, zatímco v niobových ocelích je zpomalováno stabilizací hranic buněk a subzrn účinkem difuze niobu z roztoku a deformací indukovanou precipitací karbonitridů niobu. Zpevnění vyvolané deformovaným feritem je větší v ocelích obsahujících niob a nebo vanad než v uhlíkatých ocelích, což je výsledkem kombinovaného účinku zpomalení zotavení a precipitačního zpevnění karbonitridy Nb a V.

Faktor	Během tepelné deformace	Po tepelné deformaci
Restaurační proces	<i>Dynamické zotavení</i>	<i>Statické zotavení</i> <i>Rekrytalizace</i>
Zrnová struktura	<i>Buněčná struktura</i> <i>Subzrna</i>	<i>Buněčná struktura</i> <i>Subzrna</i> <i>Polygonální zrna</i>
Precipitace	<i>Dynamická precipitace při nízké rychlosti deformace</i>	<i>Deformací indukovaná precipitace karbonitridů niobu a/nebo vanadu</i>

Tabulka č. 4: Restauráční procesy během a po tepelné deformaci feritu a související jevy.

Tepelná deformace feritu je obecně řízena dynamickým zotavením, třebaže někteří autoři [39, 40] píší o dynamické rekrytalizaci. Obrázek č. 48 zobrazuje křivky napětí – deformace pro uhlíkovou ocel v teplotním rozsahu 650 – 900 °C [11]. V ($\gamma + \alpha$) dvoufázové oblasti od 650 – 750 °C roste velmi prudce kluzové napětí v počáteční fázi deformace, následuje postupný růst

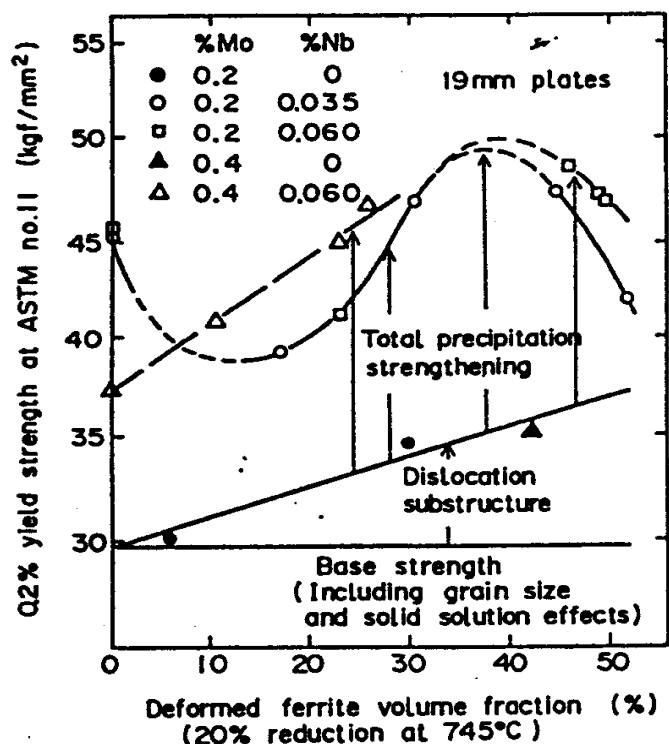
a nakonec přichází ustálený stav. Na křivce není žádný vrchol, což znamená, že v oblasti ustáleného stavu probíhá dynamické zotavení namísto dynamické rekrytalizace. V oblasti zpevnění tvářením vzniká buněčná struktura, zatímco subzrnná struktura vzniká v oblasti ustáleného stavu, kde dochází k dynamickému zotavení. V oceli s Nb je zotavení mnohem obtížnější, jelikož rozpuštěné atomy niobu mají na zotavení silně zpomalující účinek [15]. V oceli s V nicméně probíhá zotavení podobně jako v uhlíkové oceli, protože rozpuštěné atomy vanadu nemají silný vliv na zotavení [15].



Obrázek č. 48: Vliv deformační teploty na křivku napětí - deformace v oceli 0,16 % C - 0,3 % Si - 1,9 % Mn deformované deformační rychlostí 7 s^{-1} (Yamamoto, Okita a Ouchi [58]).

V praxi je prováděno mnohaprůchodové válcování, kde redukce při jednom průchodu je mnohem menší než redukce potřebná pro započítání dynamického zotavení, viz obrázek č. 46. Přesto, jelikož se deformace postupně hromadí s průchody válcováním, celkově nahromaděná deformace dosáhne ustáleného stavu a vyvolá dynamické zotavení. Tudíž není zásadní rozdíl v zotavovacím chování jednopřůchodového a mnohaprůchodového válcování.

Zatím bylo ukázáno, že zpevnění vyvolané deformovaným feritem plyne hlavně z buněčného a/nebo subzrnného zpevnění. Je-li deformační teplota vysoká a probíhá-li dynamické zotavení, následně statické zotavení a rekrytalizace, je zpevnění výsledkem hlavně zjemnění zrn feritu, kdežto při nízké deformační teplotě a zpomaleném zotavení a rekrytalizaci je zpevnění důsledkem buněčné a/nebo subzrnné struktury, viz tabulka č. 4. Tedy zpevnění při deformaci ve dvoufázové oblasti je závislé na stupni zotavení a rekrytalizace, které jsou závislé na deformační teplotě, míře deformace, rychlosti chlazení po deformaci a přidání mikrolegujících prvků.

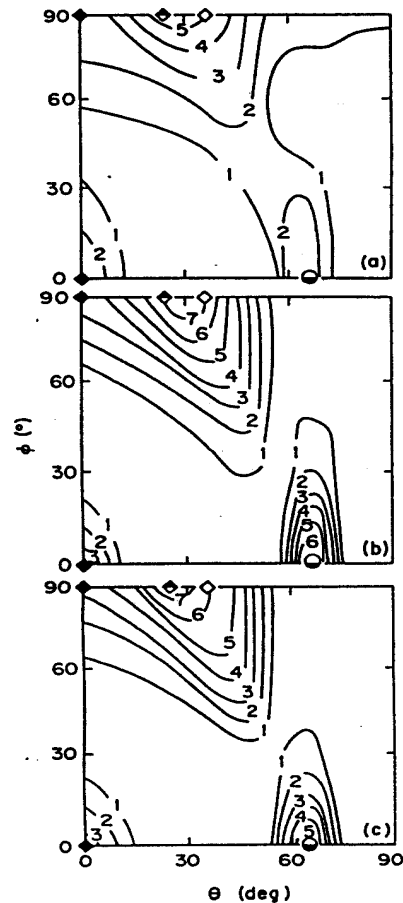


Obrázek č. 49: Změna meze kluzu s rostoucím množstvím deformovaného feritu při 20% deformaci při 745 °C (Coldren, Eldis a Tither [57]).

Kromě výše zmíněného substrukturního zpevnění je zde silné precipitační zpevnění v důsledku deformací indukované precipitace karbonitridů niobu a vanadu. Obrázek č. 49 ukazuje vliv rostoucího objemu podílu deformovaného feritu na substrukturním zpevnění plus precipitačním zpevněním, pro koncovou redukci konstantně 20 % [15]. V molybdenové oceli roste mez kluzu lineárně s rostoucím objemovým podílem deformovaného feritu. Celkové precipitační zpevnění včetně deformací indukované precipitace v mřížce feritu po transformaci je zcela odlišné v závislosti na obsahu legur a objemu podílu deformovaného feritu. V ocelích 0,2 % Mo – Nb existuje optimální objemový podíl feritu, pro nějž je dosaženo maximální pevnosti. Další nárůst objemu podílu vede ke snížení pevnosti. Pokles pevnosti je způsoben snížením příspěvku precipitačního zpevnění precipitací karbonitridů niobu, které je výsledkem nadměrné precipitace v austenitu způsobené mimořádnou deformací použitou k dosažení maximálního množství deformovaného feritu.

6.2 Anizotropie a textura

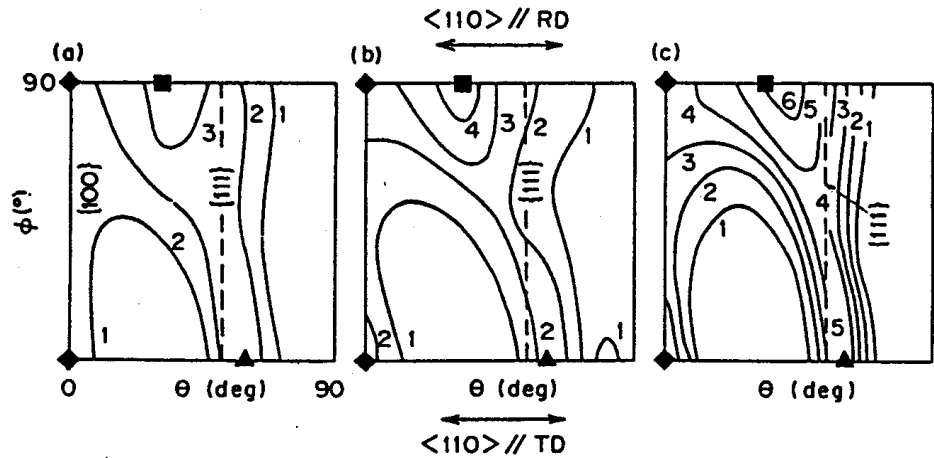
Při srovnání shodných uhlíkových ocelí, oceli řízeně válcované mají větší pevnost než oceli válcované konvenčně za tepla a vykazují nižší přechodovou teplotu než normalizované nebo kalené a popouštěné oceli. Přesto řízeně válcované oceli mají své nevýhody, z nichž nejvýznamnější je asi anizotropie mechanických vlastností v důsledku vzniku textury.



Obrázek č. 50: Řezy pro $\Phi = 45^\circ$ rozložení orientace krystalitů, ukazující transformační textury řízeně válcovaných ocelí s: (a) polygonálním α -perlitem; (b) jehlovitým feritem a (c) martenzitem: \blacklozenge : $\{001\}\langle 110\rangle$; \blacktriangle : $\{113\}\langle 1\bar{1}0\rangle$; \blacklozenge : $\{112\}\langle 1\bar{1}0\rangle$; \blacklozenge : $\{332\}\langle 11\bar{3}\rangle$ (Yutori a Ogawa [59]).

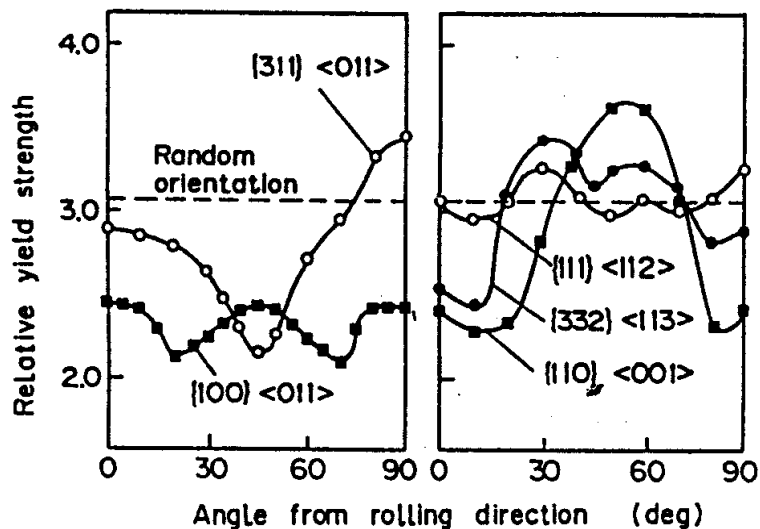
V řízeně válcovaných ocelích vzniká krystalografická textura [21, 24], jejíž velikost závisí na tom, zda deformace byla provedena mimo oblast rekrystalizace nebo ve dvoufázové oblasti, nebo zda mikrostrukturu tvoří ferit nebo bainit. Yutori a Ogawa píší, že dokonce i když je deformace provedena v nerekrystalizační oblasti za stejných válcovacích podmínek, liší se intenzita v textuře v závislosti na transformované mikrostruktuře (obrázek č. 50). Všechny tři struktury vykazují podobnou texturu tvořenou $\langle 110 \rangle // RD$ (rolling direction, směr válcování) orientací s nejsilnějšími složkami $\{332\}\langle 11\bar{3}\rangle$. Nicméně je zde zřejmý rozdíl v intenzitách $\{113\}\langle 1\bar{1}0\rangle$ polygonálního α -feritu a jehlicovitého feritu nebo martenzitu. Pokud má ocel nízký obsah manganu a nebo niklu, vytvořená α struktura vykazuje slabou intenzitu textury. S rostoucím obsahem manganu a nebo niklu se

mikrostruktura stává bainitickou a vzniká textura s $\{332\} \langle 11\bar{3} \rangle$ a $\{311\} \langle 01\bar{1} \rangle$ orientací [59].

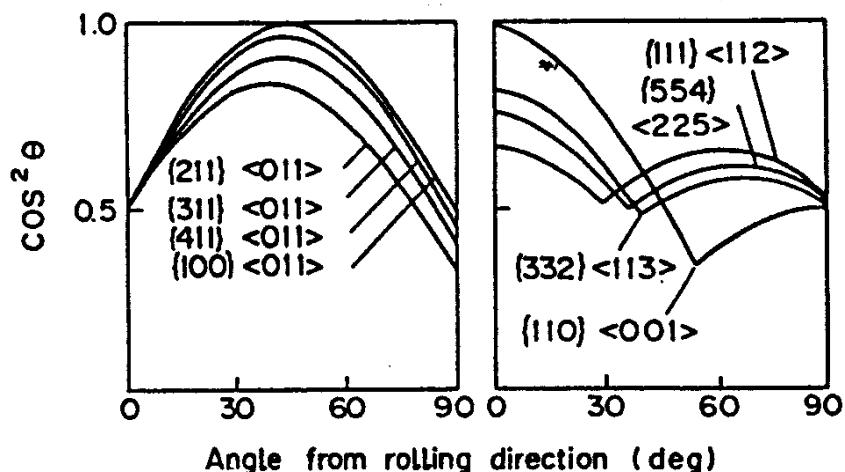


Obrázek č. 51: $\Phi = 45^\circ$ pro funkci rozložení orientace krystalitů pro ocel deformovanou v nerekrystalizační oblasti a následně v $\gamma + \alpha$ oblasti; deformace v $\gamma + \alpha$ oblasti byly: (a) 0%; (b) 10%; (c) 60%; \blacklozenge : $\{112\} \langle 110 \rangle$; \blacksquare : $\{112\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$; \blacktriangle : $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ [15].

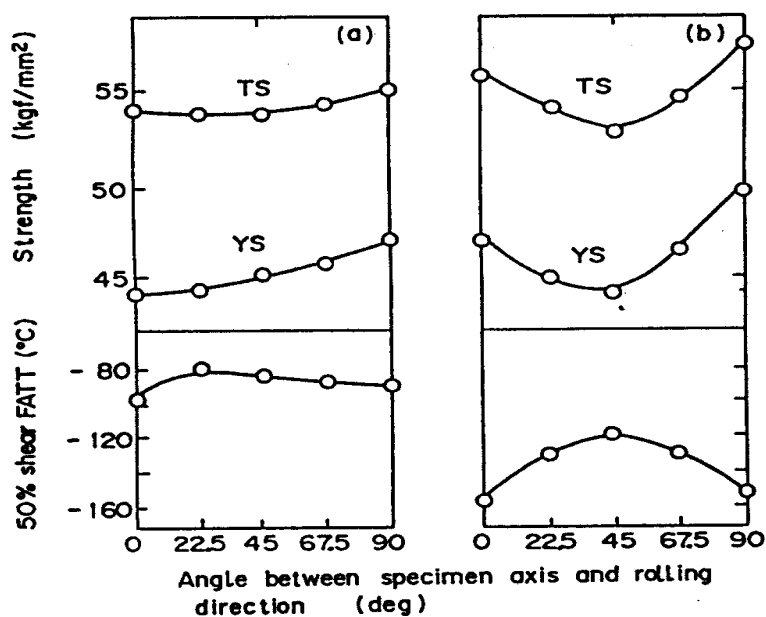
Jak ukazuje obrázek č. 46, α fáze deformovaná ve dvoufázové oblasti zůstává převážně v zotaveném stavu v niobové oceli. To znamená, že textura vzniklá deformací ve dvoufázové oblasti je texturou „válcování za studena“. Jeden příklad textury vzniklé deformací ve dvoufázové oblasti je ukázán na obrázku č. 51 [15]. Všechny tři vzorky vykazují α -feritickou strukturu a mají v zásadě stejnou texturu, její intenzita se zvyšuje s rostoucí redukcí ve dvoufázové oblasti. Slabá textura se složkami $\{112\} \langle 1\bar{1}0 \rangle$ a $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$ vzniká jako výsledek značné deformace pouze v γ oblasti.



Obrázek č. 52: Anizotropie relativní meze kluzu spočtená pro ideální orientaci $\langle 110 \rangle // RD$ (Inagaki, Kurihara a Kozasu [60]).



Obrázek č. 53: Anizotropie orientačních faktorů pro křehký lom, $\cos^2 \vartheta$, spočtené pro různé ideální orientace. ϑ je úhel mezi směrem testování a normálou k rovině (Inagaki, Kurihara a Kozasu [60]).



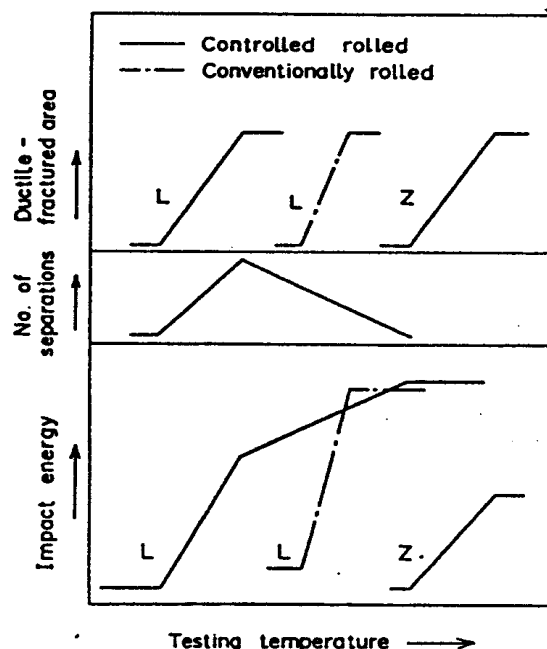
Obrázek č. 54: Anizotropie pevnosti a 50% smykového FATT: koncové válcování v (a) nerekrystalizační oblasti; (b) $\gamma + \alpha$ oblasti [15].

Deformace ve dvoufázové oblasti vytváří textury tvořené: (1) $\langle 110 \rangle // RD$ částečně vláknitá textura; (2) $\langle 100 \rangle // ND$ (normal direction), normálový směr, kde $\langle 100 \rangle$ osa je kolmá k povrchu desky) textura; (3) textura se silnou složkou $\{554\} \langle 22\bar{5} \rangle$. Textura (3) nemá škodlivý účinek na mechanické vlastnosti, ale (1) vytváří rovinnou anizotropii a (2) vyvolá zkřehnutí ve směru tloušťky desky (směr osy Z). Rovinná anizotropie mechanických vlastností způsobená texturou $\langle 110 \rangle // RD$ byla prověřena teoreticky i experimentálně Inagakim, Kuriharou a Kozasuem [60] a Inagakim [42]. Na obrázku č. 52 je mez kluzu vynesena

v závislosti na úhlu ležícím mezi směrem testování a směrem válcování, úhel je spočten pro různé ideální orientace, mez kluzu je vyjádřena vůči relativní pevnosti [42]. Třebaže se mez kluzu liší mnohem více v závislosti na orientaci a úhlu, $\{311\} \langle 01\bar{1} \rangle$ orientace (která vzniká nejvýrazněji deformací v čistě austenitické oblasti nebo ve dvoufázové oblasti) vykazuje největší úhlovou závislost. Obrázek č. 53 ukazuje vztah mezi houževnatostí a úhlem vypočteným pro různé ideální orientace [42]. Diagonální směr (45°) má nízkou pevnost, ale vysokou náchylnost ke křehkému lomu (vysoká přechodová teplota). Podélný (L) (0°) a příčný (T) (90°) směry vykazují vysokou pevnost a nízkou citlivost na křehký lom (nízká přechodová teplota). Obrázek č. 54 ukazuje rovinnou anizotropii vzniklou v ocelích naposledy válcovaných mimo oblast rekystalizace nebo ve dvoufázové oblasti [15]. V první z nich vzniká slabá textura vykazující nezřetelnou anizotropii, zatímco druhá z nich vytváří silnou rovinnou anizotropii kvůli intenzivní textuře, což je v dobrém souladu s teoretickými předpověďmi zobrazenými v obrázcích č. 52 a č. 53.

6.3 Porušení celistvosti

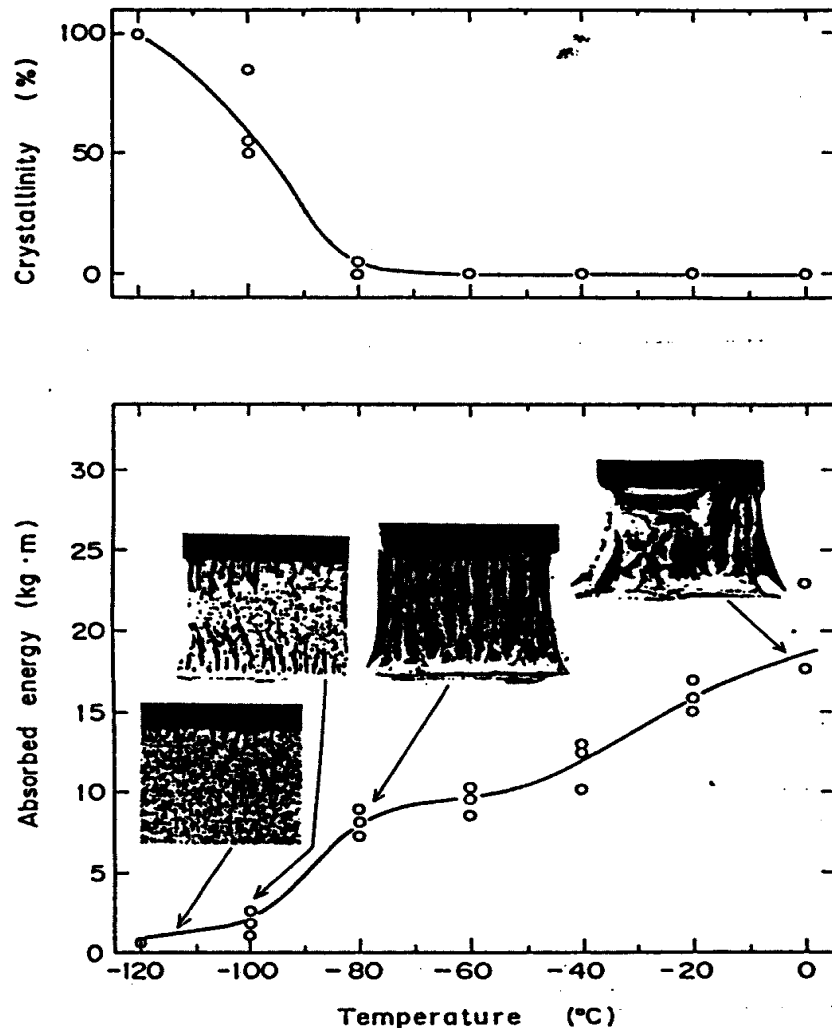
Křehnutí ve směru osy Z plynoucí hlavně ze vzniku textury je vážnější než rovinné anizotropie v řízeně válcovaných ocelích.



Obrázek č. 55: Schematická reprezentace Charpyho přechodových křivek v podélném (L) a Z (napříč tloušťkou) směrech pro řízeně válcovanou ocel [15].

Obrázek č. 55 ukazuje Charpyho přechodové křivky a řadu separací (oddělení) v L a Z směrech, přičemž křivky v T směru leží blízko křivek v L směru [15]. Rozdíl v přechodové teplotě mezi směry L a Z je více než 100°K . Nízká přechodová teplota v L směru je způsobena separacemi (často nazývanými delaminace nebo rozštěpení), v těchto místech křehce praská vzorek

rovnoběžně s povrchem desky při Charpyho zkoušce [15, 42, 43]. Jak ukazuje obrázek č. 56, množství poruch je největší blízko teploty, kdy se plocha houževnatého lomu mění ve 100 % v křehké oblasti nebo za vysokých teplot [15]. V protikladu k ocelím konvenčně válcovaným za tepla roste Charpyho rázová energie pro oceli řízeně válcované s rostoucí teplotou dokonce i v oblasti houževnatého lomu, zatímco počet poruch klesá.



Obrázek č. 56: Charpyho přechodové křivky a výskyt separací v ocelích deformovaných v ($\gamma + \alpha$) oblasti [15].

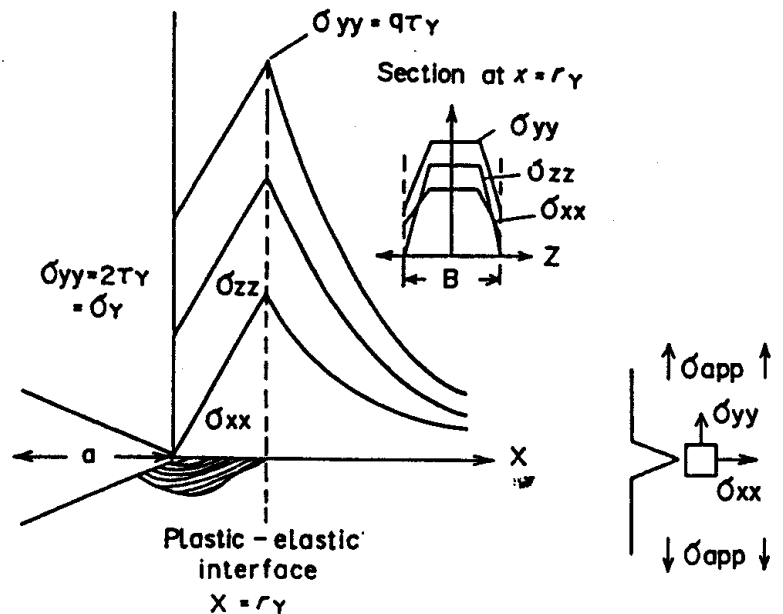
Výskyt poruch spojený se snížením přechodové teploty může být vysvětlen pomocí zákona kritického napětí [15]. Když na Charpyho vzorek zapůsobí ohýbající síla, jsou ve vzorku indukována maximální napětí na plasticko – elastickém rozhraní těsně pod vrubem za podmínky rovinné deformace, viz obrázek č.57 [44]. Indukované napětí je největší v L směru, následující směry Z a T. Podmínka pro výskyt oddělení je tato:

$$\sigma_f^L > \sigma_{yy} \quad (\text{rovnice č.24})$$

$$\sigma_f^Z = \sigma_{zz}$$

(rovnice č.25)

kde σ_f^L a σ_f^Z jsou meze pevnosti v L a Z směrech a σ_{yy} a σ_{zz} jsou působící napětí v L a Z směrech, v uvedeném pořadí.



Obrázek č. 57: Rozložení hlavních napětí v Charpyho vzorku za podmínky rovinné deformace, přičemž maximální napětí je na plasticko - elastickém rozhraní (Knott [44]).

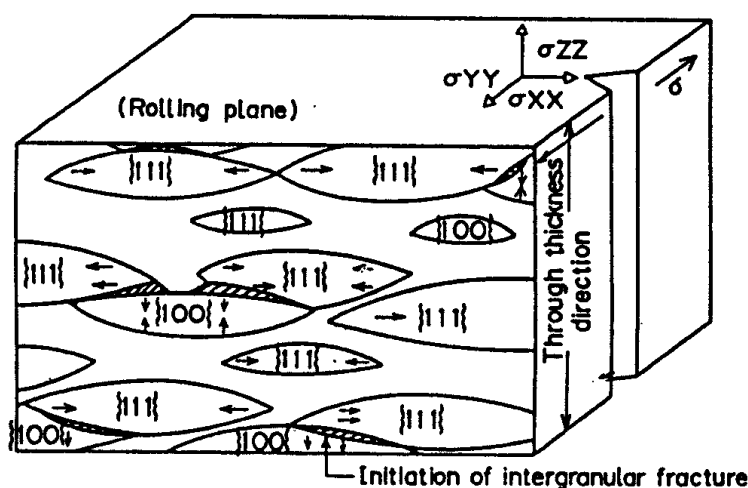
Jak je zřejmé z rovnic (rov. 24) a (rov. 25), oddělení se vyskytuje pouze tehdy, když existuje anizotropie pevnosti v lomu, tj. pouze když je pevnost v lomu nižší v Z směru než v L směru. Výskyt oddělení mění stav napětí od roviny deformace k rovině napětí a s tím se stává výskyt křehkého lomu obtížnějším. Miyoshi a spol. [43] publikovali, že separovaný (oddělený) materiál se chová podobně jako laminovaná deska.

Zkřehnutí v Z směru zkoumala řada autor, [41, 43, 44] a navrhli následující příčiny:

- (1) Trhlina začíná na vměstku MnS, který byl deformován koncovým válcováním za nízké teploty, a rozvíjí se podél zrn s orientací $\{100\}$ a nebo pásové struktury [41, 43, 44].
- (2) Shluky krystalových zrn s orientací $\{100\}$ jsou hlavními zdroji trhlin [43] (jelikož trhliny se vyskytují dokonce i v oceli s extrémně nízkým obsahem síry [15]). Toto je silně podporováno pozorováním, že množství poruch roste s rostoucí intenzitou $\{100\}$ textury.
- (3) Mezizrnná porucha podél předchozí hranice austenitu, pravděpodobně zkřehlá segregací nečistot, zvyšuje výskyt poruch.
- (4) Popouštěcí zkřehnutí způsobené segregací fosforu z mřížky do

hranic zrn feritu v silné vrstvě během pomalého chladnutí po ohřevu snižuje houževnatost hranic v pásové oceli válcované za tepla [15].

- (5) Rozměrová anizotropie mikrostruktury vytvořená řízeným válcováním γ zrn v případě lomu po hranicích zrn a α zrn v případě lomu napříč zrn je hlavní příčinou zkřehnutí přes tloušťku (ve směru Z) [15].
- (6) Perlitická a/nebo bainitická pásová struktura [15].
- (7) Kombinace účinků (1) – (6) [15].

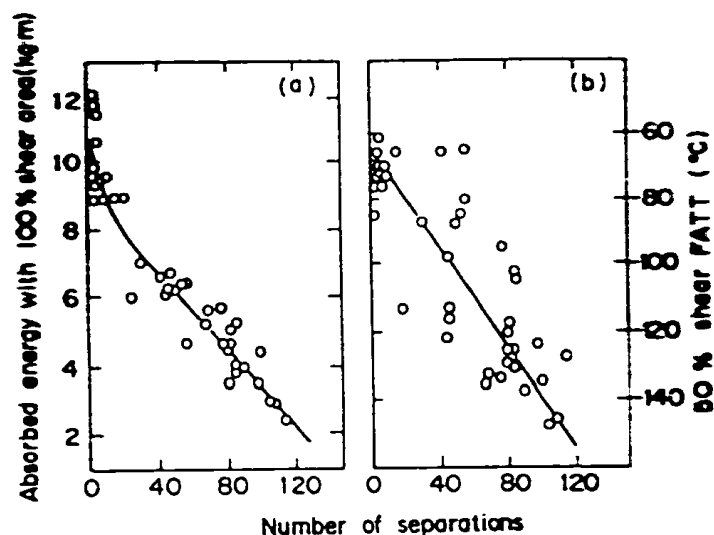


Obrázek č. 58: Schematická ilustrace mechanismu vytváření oddělení. Trhliny začínají kvůli deformační anizotropii na hranicích mezi koloniemi $\{100\}$ a $\{111\}$. Šipky ukazují směr maximálního smykového posunutí [15].

Matsuda a spol. [61] navrhli zcela odlišnou a unikátní interpretaci mechanismu vytváření poruch. Kolonie zrn krystalů s orientacemi $\{110\}$ a $\{111\}$ se vytvářejí paralelně k rovině válcování v ocelích deformovaných ve dvoufázové oblasti (obrázek č. 58). Velikost kolonie roste s rostoucí intenzitou textury a dosahuje až $100 \mu\text{m}$ v silně deformovaném materiálu. Při úderu kladiva na vzorek dojde k plastické deformaci těsně za vrubem, kde je místo přednostního vzniku hlavní trhliny. Mezi koloniemi $\{100\}$ a $\{111\}$ je deformační anizotropie, a proto je pro hranici zrn mezi těmito dvěma koloniemi obtížné se udržet v narůstajícím tlaku deformace; proto se zde začne vytvářet trhlinka. Tedy, kolonie $\{100\}$ je snadno stažitelná ve směru Z, kdežto pro kolonii $\{111\}$ to je velmi obtížné. Pro kolonii $\{111\}$ je snadné smrštění ve směru T. S rostoucími pásy deformací má deformační trhlinka sklon začít na hranici kolonie. Jakmile jednou začne, šíří se trhlinka v materiálu se silnou texturou podél hranice kolonie, nebo v materiálu se slabou texturou jako křehký lom podél roviny $\{100\}$. Na podporu této interpretace Matsuda a spol. ukázali, že hloubka oddělení je téměř rovna velikosti zóny plastické deformace a že ačkoli pevnost při křehkém lomu klesá v Z směru s rozvojem textury, poměr pevnosti

při křehkém lomu v Z směru ku této pevnosti v L směru je kolem 0,8 dokonce i ve vzorcích silně deformovaných ve dvoufázové oblasti, což znesnadňuje splnění podmínek rovnic (rov. 24) a (rov. 25).

Mechanismus počátku poruchy může záviset na chemickém složení, mikrostruktuře a podmínkách válcování za tepla. Je-li napětí indukováno v Z směru, začíná trhlinka v místě, kde je lomová pevnost nejnižší a pokračuje dále ve směru nejmenší pevnosti. Pokud jsou v oceli zploštělé sulfidy manganu, iniciují tyto sulfidy vznik trhlín, které se dále vyvíjejí ve směru $\{100\}$ a/nebo pásu bainitu a/nebo perlitu, v závislosti na situaci. Pokud je sulfidů manganu v oceli s extrémně nízkým obsahem síry velmi málo, začíná oddělení na místě s druhou nejslabší pevností v lomu.



Obrázek č. 59: Vliv počtu oddělení na: (a) absorbovanou energii se 100% plochou stříhu a (b) 50 % smyku FATT v řízeně válcovaných ocelích [15].

Poruchy mají značný vliv na přechodovou teplotu a absorbovanou energii. Mřížka je nejvýrazněji ovlivněna blízko teploty, kde plocha stříhu (smyku) dosáhne 100 %, tj. kde se objeví největší počet poruch [43]. Jak je ukázáno na obrázku č. 59, absorbovaná energie i 50 % smyku FATT klesají s rostoucím počtem oddělení [38]. Z výše uvedeného vysvětlení je zřejmé, že nízkoteplotní houževnatost ve směrech L a T se zlepší jejím „obětováním“ ve směru Z.

6.4 Omezení porušení celistvosti

K zamezení výskytu poruch byly navrženy různé metody [38, 15, 9]. Kvůli snížení výskytu zploštělých sulfidů manganu, které usnadňují počátek porušení, bylo zavedeno řízení tvaru vměstků, čímž se protáhlé sulfidy převádějí na kulovité (globulární) vměstky přidáním kovů vzácných zemin [15] a nebo vápníku [15]. Zlepšováním techniky řízení tvarů sulfidů byla vyvinuta nová odsiřovací metoda, která sníží obsah síry na extrémně nízkou úroveň. Poslední válcování v γ oblasti vede ke vzniku slabé $\{100\}$ textury, výrazně potlačující výskyt separace. Je žádoucí snížení obsahu fosforu, protože ten způsobuje popouštěcí zkřehnutí během pomalého chladnutí po ohřevu pásové oceli válcované za tepla [15]. Jakmile oddělení jednou vznikne (začne), má tendenci se šířit podél pásové struktury [15]. Mori a spol. [62] napsali, že výskyt oddělení je určen kombinovaným vlivem hustoty pásů a intenzity $\{100\}$ a že přidání chromu rozptyluje pásovou strukturu a tím potlačuje výskyt separací.

EXPERIMENTÁLNÍ ČÁST

Pro experimenty byla zvolena ocel C45. U této oceli byly zjišťovány souvislosti mezi parametry TMZ a výslednými vlastnostmi. Vzhledem k rozšířenému použití této oceli byla experimentálnímu programu věnována širší pozornost. Ocel C45 je v průmyslové praxi nejčastěji používaná ve stavu tepelně zušlechťeném. Využívá se na strojní součásti jako jsou středně namáhaná ozubení, přípravky nástrojů, upínací hlavy a pod. Předmětem zájmu je optimalizace materiálových vlastností použitím speciálního tepelně – mechanického zpracování. Jsou zkoumány mechanické vlastnosti zpracovávaných materiálů a hledá se výrobní postup zajišťující nejlepší mechanické vlastnosti. Výsledky získané pro standardní materiál a materiál termomechanicky zpracovaný jsou nakonec porovnány. Základními parametry, které ovlivní výsledné vlastnosti výkovků jsou : velikost zrna a subzrna, množství a disperzita precipitátů, hustota dislokací a stavba tuhého roztoku. Vhodně zvoleným TMZ bude umožněna náhrada středně legovaných ocelí (dle ČSN ocelí třídy 14 a 15).

1. Experimentální materiál

Pro výrobu zkušebních vzorků byla použita ocel C45 (12050.1) v polotovaru tvaru tyče. Vzorky byly rozděleny do tří skupin. První skupina byla pouze tepelně zpracována standardním postupem zušlechťování. Další dvě skupiny byly nejprve tepelně mechanicky zpracovány a následně byly podrobeny žíhání v několika režimech. U všech vzorků byly stanoveny mechanické hodnoty zkouškou vrubové houževnatosti a zkouškou v tahu, pro posouzení stavu struktury byl proveden metalografický a rentgenografický rozbor.

2. Značení vzorků

Stav materiálu	Označení
Výchozí materiál	T
Kaleno 850°C/1 hod/olej (standardní TZ)	K
Tepelně mechanické zpracování-výkovek série 3 (experiment TMZ)	3
Tepelně mechanické zpracování-výkovek série 4 (experiment TMZ)	4

Tabulka č. 5: Režim termomechanického a tepelného zpracování vzorků

Následující popis a tabulky uvádějí režimy termomechanického a tepelného zpracování a označení vzorků v jednotlivých skupinách.

Skupina K: Vzorky byly nejprve zakaleny a pak následovala druhá část tepelného zpracování v níže uvedených režimech. Skupina K byla vyrobena jako srovnávací etalon pro porovnání vlivu termomechanického zpracování sérií 3 a 4 vzhledem ke klasickému způsobu tepelného zpracování.

Čas	1 hodina	16 hodin
Teplota [°C]		
750	K-10	K-12
700	K-6	K-8
650	K-2	K-4
600	K-21	K-22

Tabulka č. 6: Režim tepelného zpracování vzorků skupiny K (nejprve kaleno 850 °C/ 1 hod / olej)

Skupina 3: Vzorky byly nejprve podrobeny tepelně mechanickému zpracování a následně zpracovány v níže uvedených režimech.

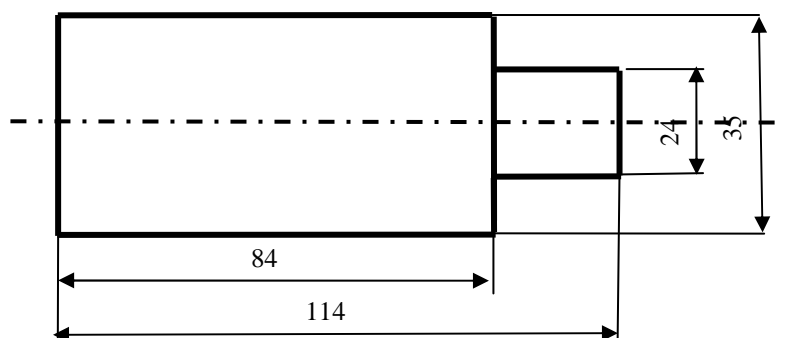
V této skupině byly vykovány tři výkovky. Pro každý z nich byl zvolen jiný typ zpracování. Použité režimy jsou uvedeny v tabulce č. 7.

Režimy kování a tepelného zpracování byly navrženy ve spolupráci s firmou Komtes FHT. Teploty byly zvoleny na základě předchozích experimentů a za použití počítačové simulace metodou konečných prvků. Jedním z požadavků bylo ověřit u takto zpracovaného materiálu stabilitu struktury při vyšších teplotách.

Tepelně mechanické zpracování:

Ohřev na 1100°C / 1 hod.

Válečky s osazením: průměr silné části 35 mm, výška 84 mm, osazení (čep) průměr 24 mm a délka 30 mm.



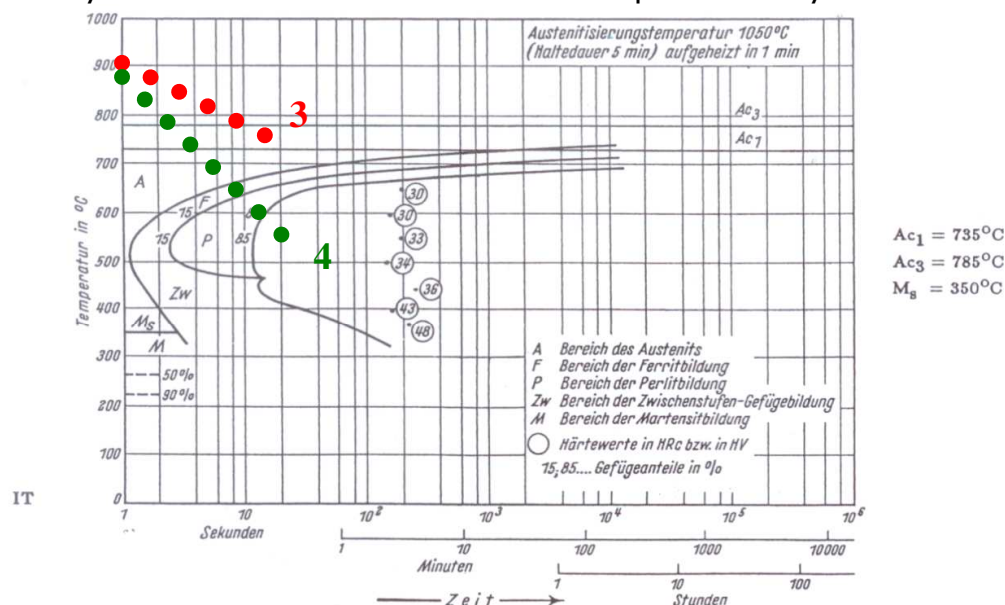
Obrázek č. 60: rozměrový výkres polotovaru pro tepelně mechanické zpracování (následně označen jako výkovek 3)

V prvním kroku byly všechny válečky napěchovány na výšku silné části 50 mm (z původních 84 mm), tedy na průměr 45 mm, pak vloženy opět do pece na prohřátí. Dle počítačové simulace se hodnota efektivní deformace pohybuje kolem hodnoty 3.

p.** pěchování vzorku postaveného na výšku tak, aby válcová část měla opět výšku 50 mm
TV tlakový vzduch

Konečná výška vzorku značí rozměr, na který byla silná válcová část deformována, mezi jednotlivými kroky. Po každém kroku byl vzorek otočen o 90° kolem své podélné osy.

Vzorky 1 a 3 byly po 7. úběru znovu vloženy do pece, tentokrát na 880 °C a ohřívány po dobu uvedenou v tabulce. Pak byly kovány podle postupu uvedeného v dalších krocích. I v dalších krocích byl vzorek otáčen o 90° kolem své podélné osy.

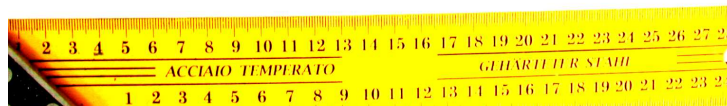


Obrázek č. 61: IRA diagram oceli C45 [69]. V diagramu jsou zakresleny průběhy TMZ. Pro vzorek 3 – červeně, pro vzorek 4 – zeleně.

Vzorek č.	1	2	3
Čas t /s/	3	3	3
1. úběr- konečná výška vzorku	35	35	35
Čas t /s/	4	4	4
2. úběr- konečná výška vzorku	35	35	35
Čas t /s/	4	4	4
3. úběr- konečná výška vzorku	35	35	35
Čas t /s/	4	4	4
4. úběr- konečná výška vzorku	30	30	30
Čas t /s/	4	4	4
5. úběr- konečná výška vzorku	30	30	30
Čas t /s/	4	4	4
6. úběr- konečná výška vzorku	30	30	30
Čas t /s/	4	4	4
7. úběr- konečná výška vzorku	30	30	p**
Čas t /s/	300		300

Ohřev	Ohřev 880 °C/40 min		Ohřev 880 °C/40 min
Čas t /s/	8		5
8. úběr- konečná výška vzorku	22		29
Čas t /s/	8		5
9. úběr- konečná výška vzorku	22		29
Čas t /s/	8		5
10. úběr- konečná výška vzorku	20		25
Čas t /s/	3		5
11. úběr- konečná výška vzorku			25
Čas t /s/			5
12. úběr- konečná výška vzorku			24
Čas t /s/			3
Ochlazování	TV	TV	TV

Tabulka č. 7: Provedené režimy termomechanického zpracování vzorků série 3



Vzorek 1

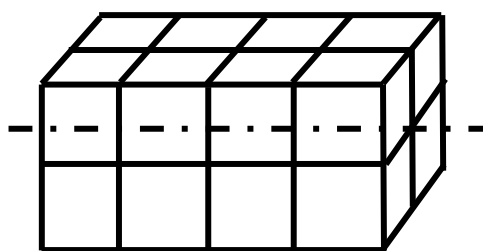
Vzorek 2

Vzorek 3

Obrázek č. 62: Výsledný tvar jednotlivých výkovků série 3

Obrázek č. 62 ukazuje výsledný tvar výkovků po tváření. Všechny tři takto získané výkovky byly rozřezány ve dvou směrech rovnoběžně s podélnou osou a v polovině vzorku kolmo na podélnou osu. Ve všech těchto rovinách byly zhotoveny metalografické výbrusy a kontrolována mikrostruktura materiálu. Dále byla orientačně měřena tvrdost materiálu HV 10 v různých místech. U vzorků 1 a 2 byl v příčném řezu patrný velmi výrazný kovářský kříž. Struktura měla rozdílný charakter v různých částech výkovku. Celkově se materiál jevil nehomogenní jak po metalografické stránce tak z hlediska naměřených hodnot tvrdosti. Z tohoto důvodu bylo od dalších experimentů na výkovcích vyrobených těmito dvěma postupy upuštěno. **Pro další zpracování byl vybrán pouze výkovek č. 3.**

V další fázi byla vykována série cca 20-ti výkovků stejným postupem jako výkovek č. 3. Několik výkovků této série bylo rozřezáno dle obr. č. 62 na 16 elementů.



Obrázek č.63: Schéma rozřezání výkovku 3

Na každém ze 16-ti elementů byly zhotoveny metalografické výbrusy ve třech na sebe kolmých rovinách. Na těchto výbrusech byla opět kontrolována mikrostruktura a tvrdost HV 10. Tato kontrola v celém objemu několika vzorků byla provedena z důvodu ověření schopnosti dodržet technologický postup kování. Homogenní strukturu a srovnatelné hodnoty tvrdosti vykazovala pouze středová část výkovků. Proto byly pro další zpracování vybrány jen vzorky ze středové části výkovků.

Dalším krokem bylo provedení tepelného zpracování vzorků ze středové části za účelem studia průběhu rekrystalizace. Teploty byly vybrány tak, aby pokrývaly oblast kolem teploty Ac1 v rovnovážném diagramu Fe-Fe₃C. Pro první studii byla zvolena délka ohřevu 1 hodina a druhý časový interval ohřevu na 16 hod. Vzorky byly v peci chráněny pastou (typ : Kalzen) proti oduhličení povrchu.

Tabulka číslo 8 uvádí označení vzorků pro jednotlivé režimy tepelného zpracování.

Na základě získaných poznatků u výkovků serie 3 bylo doporučeno realizovat větší stupeň deformace. Pro získání většího stupně deformace při použití stejného zařízení bylo nutné zmenšit polotovar výkovku (viz následující kapitola, skupina 4).

Čas	1 hodina	16 hodin
Teplota [°C]		
750	3-10	3-12
700	3-6	3-8
650	3-2	3-4
600	3-21	3-22

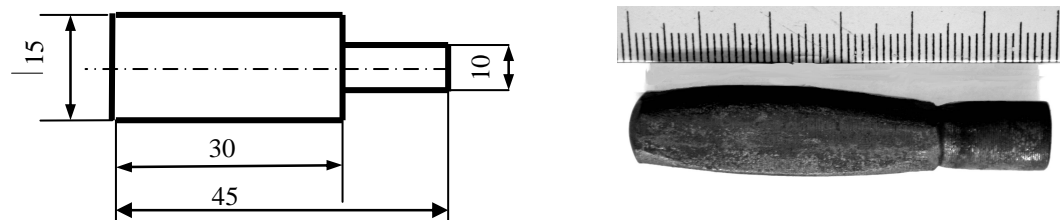
Tabulka č.8: Označení vzorků pro jednotlivé režimy tepelného zpracování (výkovek 3)

Skupina 4:

Na základě předchozích poznatků byl navržen tento experimentální program. Pro porovnání vlivu deformace na průběh rekrystalizace během tváření a tepelného zpracování byla vytvořena série vzorků

s větší vnesenou deformací. S ohledem na možnosti tvářecího lisu bylo nutné zmenšit polotovár pro výrobu výkovku.

Vzorek s čepem, tvářené tělo vzorku Φ 15 mm, délka 30 mm, čep Φ 10 mm, délka 15 mm.



Obrázek č. 64: Výchozí tvar vzorku a vykovaný vzorek s manipulačním čepem (výkovek 4).

Tvářecí postup:

V prvním kroku byl pýchován na rozměr 9 mm, pak o 90° otočen kolem podélné osy a pýchován na rozměr 11 mm, pak diagonálně („postaven na hranu“) na 8 mm, otočen o 90° a pýchován na 10 mm, pak opět diagonálně na 7 mm a kolmo na tento poslední směr na výšku 9 mm. Mezi každým krokem byla prodleva 4s. Rychlost lisu: 60 mm/s bez zatížení. Ochlazování: tlakový vzduch. Zpracovaný materiál získal podle simulace ve středové oblasti hodnotu efektivní deformace pohybující se kolem hodnoty 5, na okrajích vzorku se tento parametr pohybuje v rozmezí hodnot 1,8 - 2,7.

Teplota ohřevu: 900 °C, doba ohřevu: 1200 s, prodlevy (mezi vyjmutím z pece a 1. úběrem, mezi jednotlivými kroky, mezi posledním úběrem a začátkem ochlazování): 4 s. Vyrobeno bylo 50 ks výkovků.

Režim výkovku 4	Konečná výška výkovku v mm
1. deformace - prodlužování	9
2. deformace - prodlužování	11
3. deformace - diagonálně vůči 2. deformaci	8
4. deformace - 90° vůči 3. def.	10
5. deformace - diagonálně vůči 4. deformaci	7
6. deformace - 90° vůči 5. def.	9

Tabulka č. 9: Provedený režim termomechanického zpracování výkovku 4

Na části vzorků vznikla diagonální trhlinka ve směru jednoho ramene kovářského kříže, a to na čele vzorku, sahající do hloubky cca 1 - 2 mm. K tomuto poškození materiálu s největší pravděpodobností došlo nedodržením technologického postupu kování, zejména rychlosti mezioperační manipulace. Materiál byl poté tvářen za nižší teploty. Takto poškozené vzorky nebyly použity pro další experimenty.

Vzorky byly nejprve podrobeny výše uvedenému tepelně mechanickému zpracování (tab. č. 9) a následně zpracovány v režimech uvedených v tabulce č. 10. I u této skupiny výkovků byla před započítím dalšího tepelného zpracování prováděna na vybraných vzorcích podrobná studie homogenity vlastností jako tomu bylo u série 3.

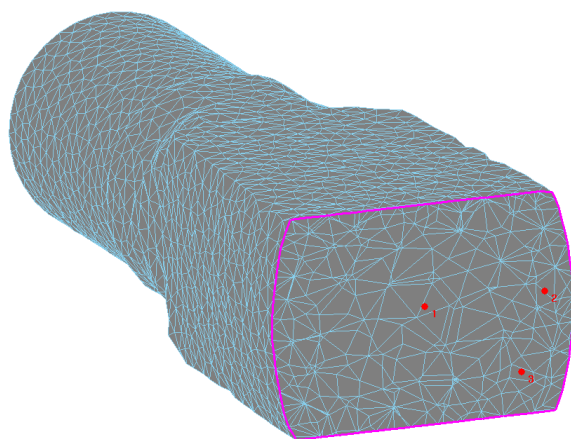
Čas	1 hodina	16 hodin
Teplota [°C]		
750	4-10	4-12
700	4-6	4-8
650	4-2	4-4
600	4-21	4-22

Tabulka č.10: Označení vzorků pro jednotlivé režimy tepelného zpracování (výkovek 4)

3. Simulace tvářecích režimů

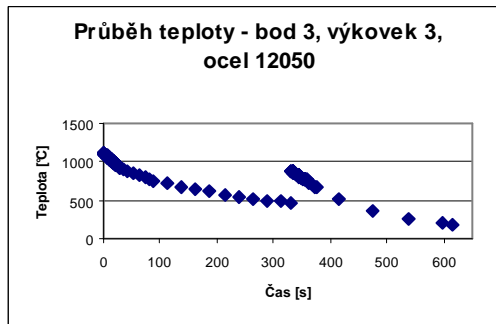
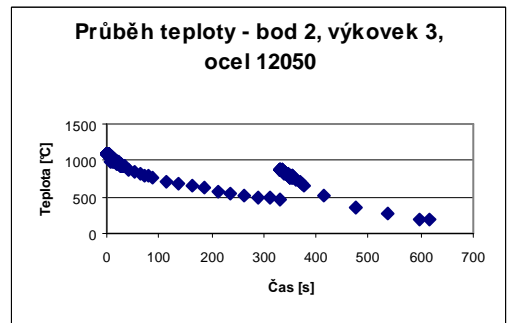
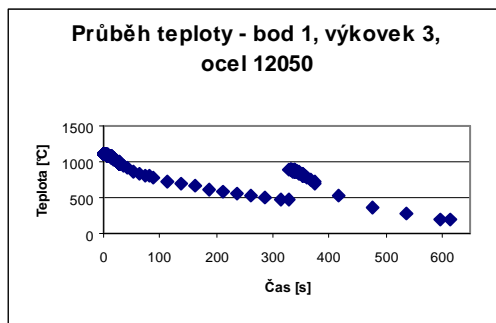
Souběžně s praktickými experimenty byl vytvářen matematický výpočtový model. Účelem matematického modelu bylo vypočítat velikost deformace vnesené do materiálu. Dále bylo snahou stanovit průběh teplot v některých místech výkovku. Sledované body jsou vyznačeny na obrázku č. 65. Pro tyto výpočty byl použit program DEFORM 3D

Vzorek 3



Obrázek č. 65: Matematický model výkovku 3 s označením sledovaných bodů

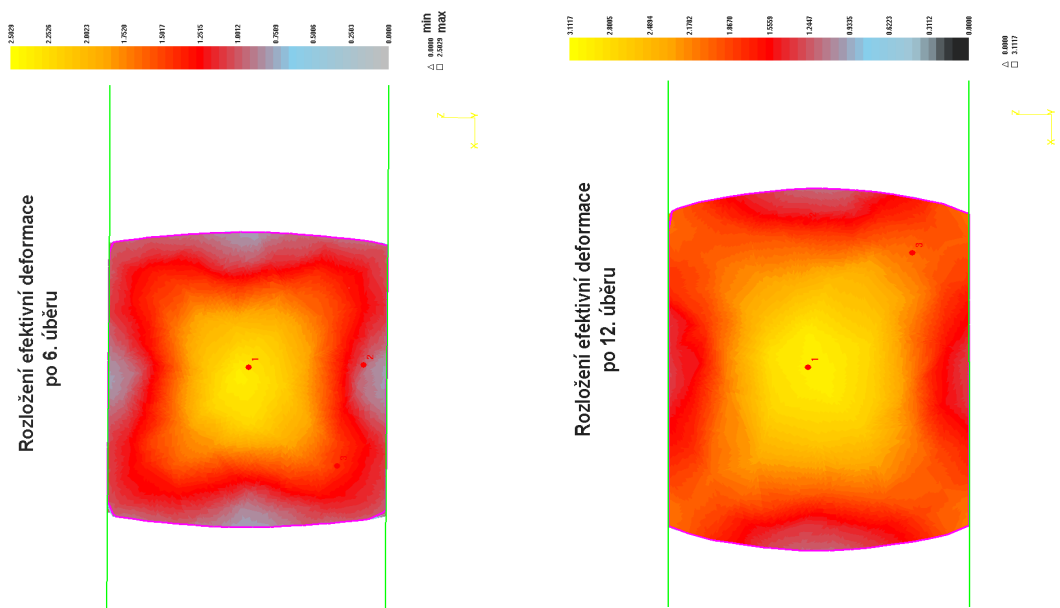
[podklady firmy COMTES]



Dokovací teploty vzorku č. 3 podle numerické simulace:

	Teplota °C
Bod 1	800
Bod 2	780
Bod 3	770

Obrázek č. 66: Časový průběh teploty ve vybraných místech výkovku 3 [podklady firmy COMTES FHT a.s.]



Obrázek č. 67: Rozložení efektivní deformace po 6 a 12 úběru (výkovek 3) [podklady firmy COMTES FHT a.s.]

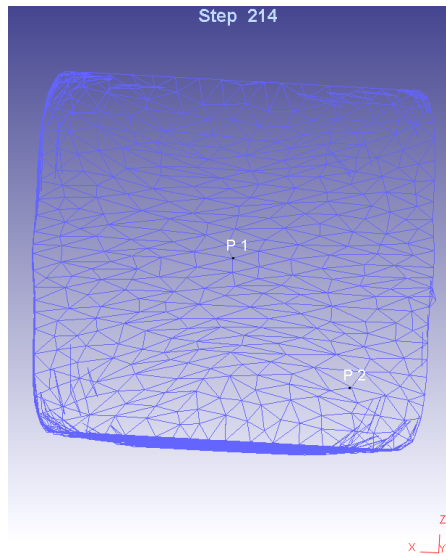
Efektivní deformace je vypočtena dle vztahu:

$$\varepsilon_{ef} = \frac{\sqrt{2}}{3} \sqrt{(\varepsilon_1 - \varepsilon_2)^2 + (\varepsilon_2 - \varepsilon_3)^2 + (\varepsilon_3 - \varepsilon_1)^2} \quad (\text{rovnice č. 26})$$

$\varepsilon_1, \varepsilon_2, \varepsilon_3$ – normálové deformace v jednotlivých směrech

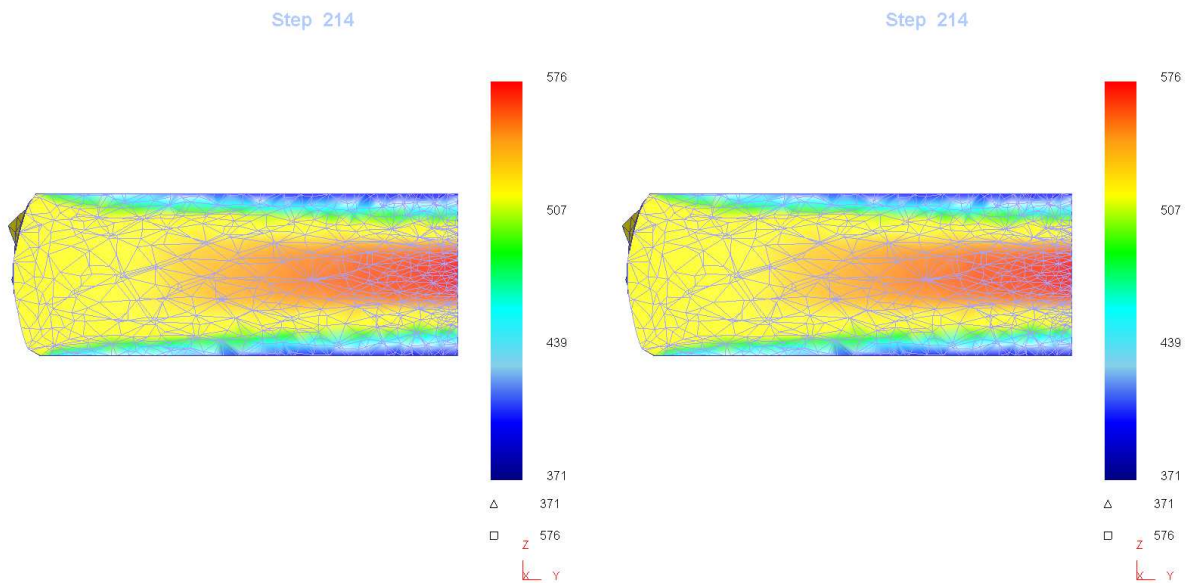
Vzorek 4

Dokovací teploty vzorku č. 4 podle numerické simulace:



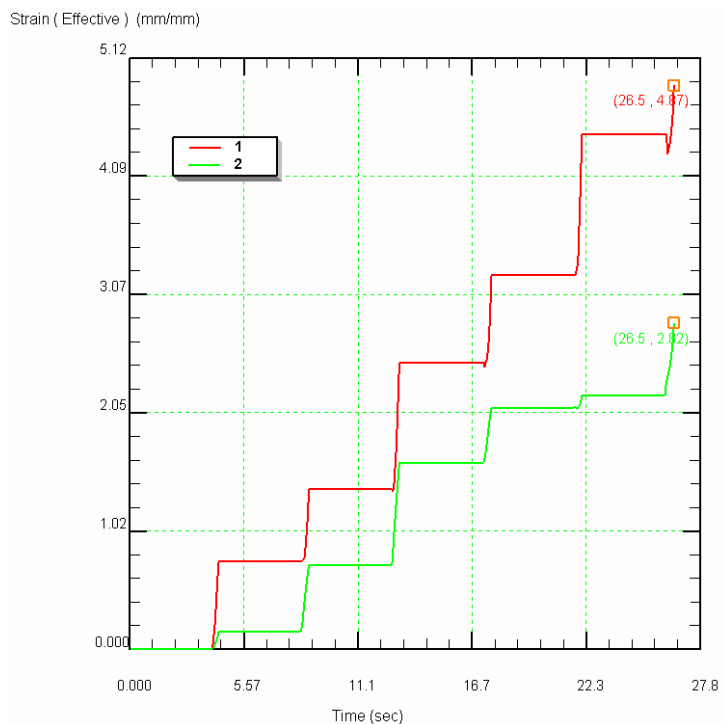
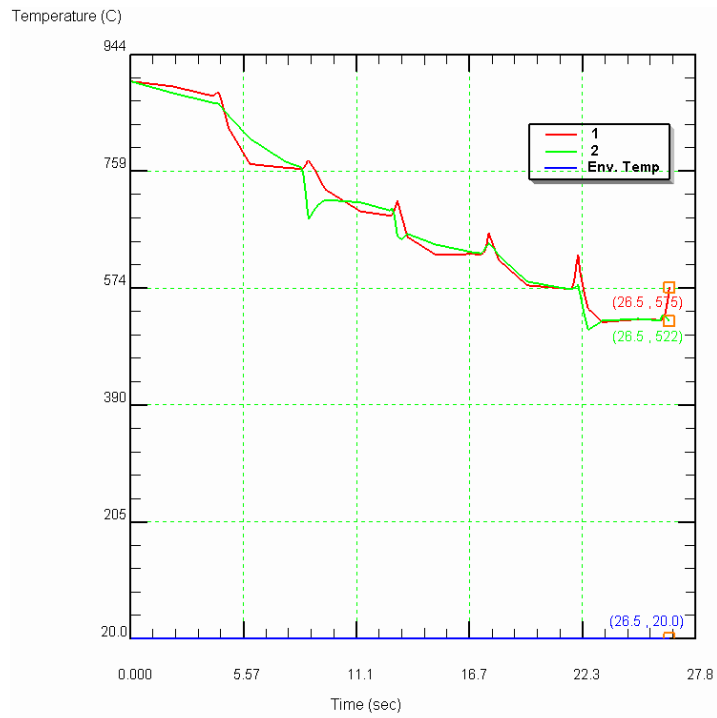
	Teplota [°C]
bod P1	575
bod P2	522

Obrázek č. 68: Matematický model výkovku 4 s označením vybraných míst [podklady firmy COMTES FHT a.s.]

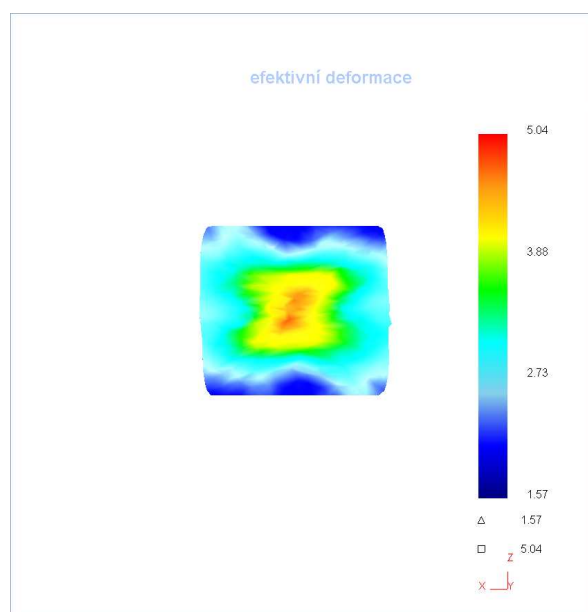


Obrázek č. 69: Matematický model výkovku 4 s označením vybraných míst [podklady firmy COMTES FHT a.s.]

Obrázek č. 70: Průběh teploty v podélném řezu výkovku 4 [podklady firmy COMTES FHT a.s.]



Obrázek č. 71: Průběh teploty a efektivní deformace v čase [podklady firmy COMTES FHT a.s. FHT a.s.]



Obrázek č. 72: Průběh efektivní deformace v příčném řezu výkovku 4 [podklady firmy COMTES FHT a.s.]

Výkovek	Deformace vnesená do materiálu ve středové části vzorku dle matematického modelu	Dokovací teplota dle matematického modelu
Výkovek 3	3,1 (tento stav zaujímá cca prostřední třetinu objemu vzorku)	Střed 800°C (bod 1) Okraj 780°C (bod 2)
Výkovek 4	4,8-5 (dle matematického modelu tento stav zaujímá cca prostřední třetinu objemu vzorku)	Střed 575°C (bod P 1) Okraj 522°C (bod P 2)

Tabulka č. 11: Dokovací teploty a stav deformace stanovený z matematického modelu

Série vzorků 1 a 2 byly kovány pro získání dat a ověření možností lisu. Technologické postupy pro vzorky série 3 a 4 již byly navrženy na základě získaných zkušeností. Výsledky získané na sérii vzorků 3 byly porovnány s IRA diagramem obr. č. 61. Z uvedeného vyplývá, že použité zařízení a navržený technologický postup neumožňuje provádět TMZ dle počátečních předpokladů. Na základě těchto výsledků byl navržen technologický postup pro sérii výkovků 4. Zmenšení výkovku umožnilo získat vyšší stupeň prokování materiálu.

Jak vyplývá z obrázku č. 61 v režimu vzorku 3 nebylo při tváření dosaženo austenitických přeměn. A to spolu s nízkým stupněm deformace zapříčinilo nevhodnost této série k rozsáhlejším experimentům. U série výkovků 4 zmenšením jeho rozměrů došlo k vyššímu stupni protváření, které sahalo až do teplot ukončujících rozpad austenitu. Tato série byla podrobena mechanickým testům.

4. Mechanické vlastnosti

Stanovení mechanických vlastností materiálu má rozhodující význam pro posouzení jejich uplatnění pro výrobu strojních součástí. Mechanickými vlastnostmi lze vyjádřit chování materiálu za působení vnějších sil.

Z tohoto krátkého úvodu této kapitoly je zřejmé, že ani v rámci této studie termomechanického zpracování materiálu nemůže být stanovení mechanických vlastností opomenuto.

Velikost zkušebních vzorků pro mechanické zkoušky byla volena s ohledem na velikost výkovků. Aby bylo možné srovnání výsledných hodnot obou serií, byla velikost vzorků odvozena od nejmenšího výkovku (tj. série 4).

U výkovků série 3 nebyla provedena tahová zkouška vzhledem k malému množství vyrobených výkovků.

Výsledky zkoušky tahem, rázem v ohybu a měření tvrdosti jsou zpracovány v následujících tabulkách.

Zkouška rázem v ohybu dle DIN 50115

Zkušební zařízení: kyvadlové kladivo Charpy, max energie rázu 15 J

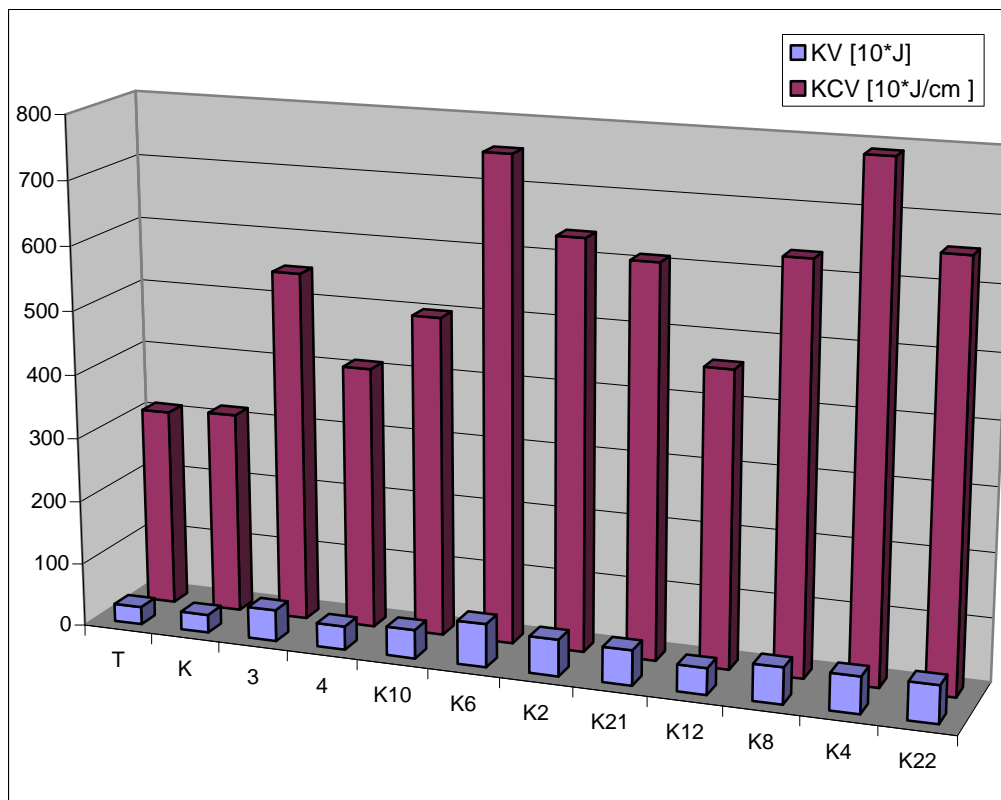
Zkušební tyče: 4x3x22mm V1 (KLST dle DIN 50 115)

Teplota : 20 °C

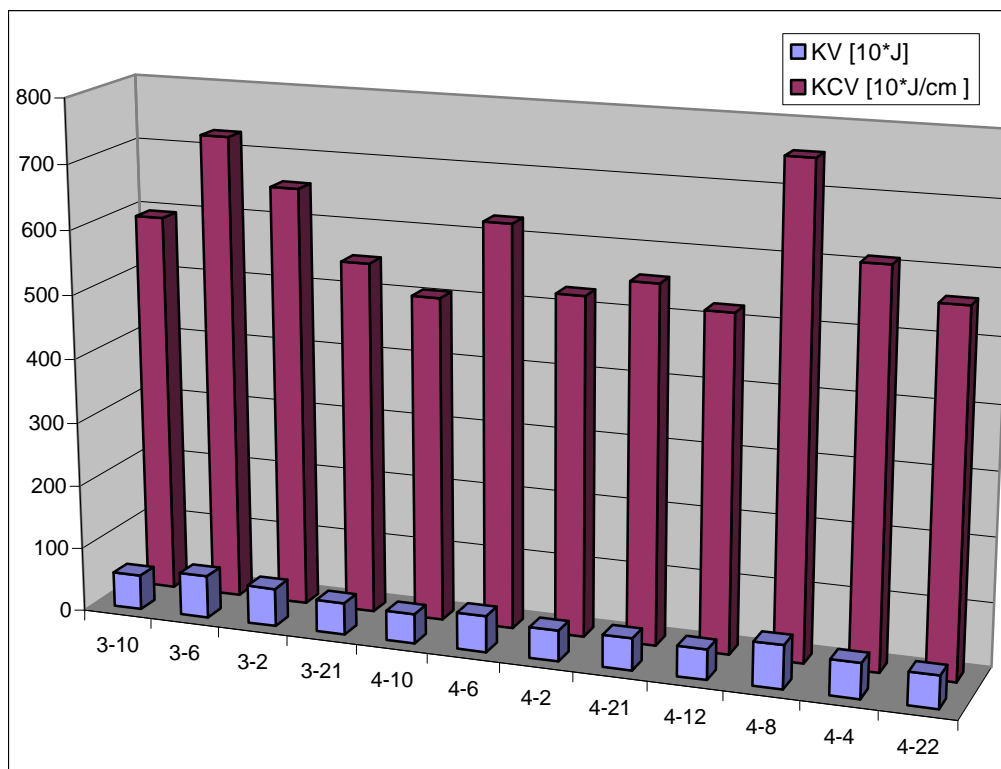
Pro každý režim byly zhotoveny dva zkušební vzorky. Hodnoty jsou označeny KV s indexy 1 a 2.

Vzorek	KV ₁ [J]	KV ₂ [J]	KV[J] Průměrná hodnota	Směrodatná odchylka	KCV ₁ [J/cm ²]	KCV ₂ [J/cm ²]	KCV [J/cm ²] Průměrná hodnota	Směrodatná odchylka
T	2,7	2,9	2,8	0,07	30	32,2	31,1	0,78
K	3,2	2,5	2,85	0,25	35,6	27,8	31,7	2,76
3	5,4	4,5	4,95	0,32	60	50	55	3,54
4	3,7	3,7	3,7	0	41,1	41,1	41,1	0
K-10	4,7	4,3	4,5	0,14	52,2	47,8	50	1,56
K-6	6,7	6,9	6,8	0,07	74,4	76,7	75,6	0,81
K-2	5,7	5,8	5,75	0,04	63,3	64,4	63,9	0,39
K-21	5,4	5,6	5,5	0,07	60,0	62,2	61,1	0,78
K-12	4	4,3	4,15	0,21	44,4	47,8	46,1	1,20
K-8	5,9	5,5	5,7	0,14	65,6	61,1	63,4	1,59
K-4	6	5,5	5,75	0,18	66,7	91,1	78,9	8,63
K-22	5,9	5,9	5,9	0	65,6	65,6	65,6	0
3-10	5,6	5,1	5,4	0,18	62,2	56,7	59,5	1,94
3-6	6,6	6,5	6,6	0,04	73,3	72,2	72,8	0,39
3-2	6,2	5,6	5,9	0,21	68,9	62,2	65,6	2,37
3-21	5,1	4,8	5,0	0,11	56,7	53,3	55,0	1,20
3-12	Neprovedeno							
3-8								
4-10	4,1	5,0	4,6	0,32	45,6	55,6	50,6	3,54
4-6	6,4	4,9	5,7	0,53	71,1	54,4	62,8	5,90
4-2	5,0	4,5	4,8	0,18	55,6	50,0	52,8	1,98
4-21	5,0	5,0	5,0	0	55,6	55,6	55,6	0
4-12	3,9	5,5	4,7	0,57	43,3	61,1	52,2	6,29
4-8	6,6	7,0	6,8	0,14	73,3	77,8	75,6	1,59
4-4	4,9	6,1	5,5	0,42	54,4	67,8	61,1	4,74
4-22	5,4	4,7	5,1	0,25	60,0	52,2	56,1	2,76

Tabulka č. 12: Mechanické vlastnosti stanovené zkouškou rázem v ohybu.



Obrázek č. 73: Grafické porovnání hodnot zjištěných zkouškou rázem v ohybu



Obrázek č. 74: Grafické porovnání hodnot zjištěných zkouškou rázem v ohybu

Navržené TMZ vede ke zvýšení KCV minimálně o 30% původní hodnoty (velikost zna a vzhled struktury ukazují obrázky

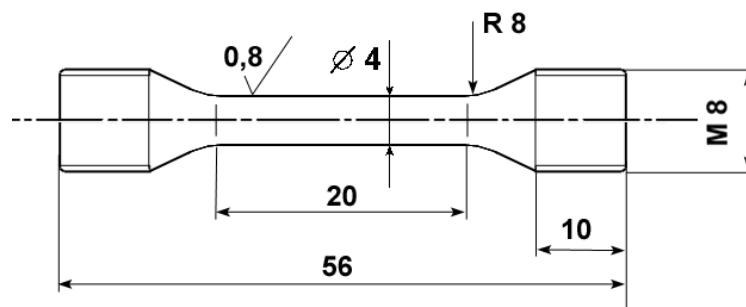
v kapitole č. 5). Nejvyšší KCV byla zjištěna u vzorků K-6, 3-6, 4-8. Vzorky K-6 a 3-6 byly zpracovány režimem 700 °C / 1 hod. Vzorek 4-8 režimem 700 °C / 16 hod. Z dosažených výsledků vyplývá, že u vzorků K-6 a 3-6, kde je hrubší zrno, je postačující prodleva na teplotě 1 hod, zatímco u jemnozrnnější struktury je zapotřebí delších časů. Ze získaných výsledků u všech vzorků je patrné, že pro získání stejných hodnot KCV je pro vzorky po TMZ nutný delší čas setrvání na teplotě ohřevu.

Zkouška tahem dle EN 10002-1

Zkušební tyče: viz rozměrový výkres obr. 71.

Teplota : 20°C

Pro každý režim byly zhotoveny tři zkušební tyče.

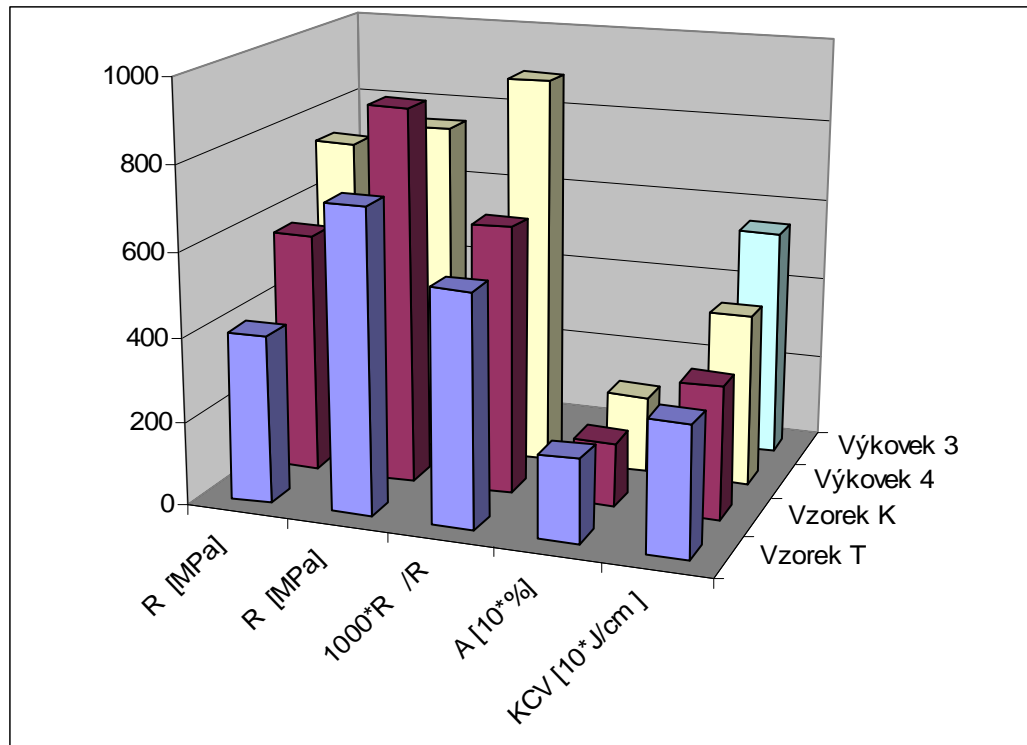


Obrázek č. 75: Rozměrový výkres zkušební tyčky pro zkoušku tahem

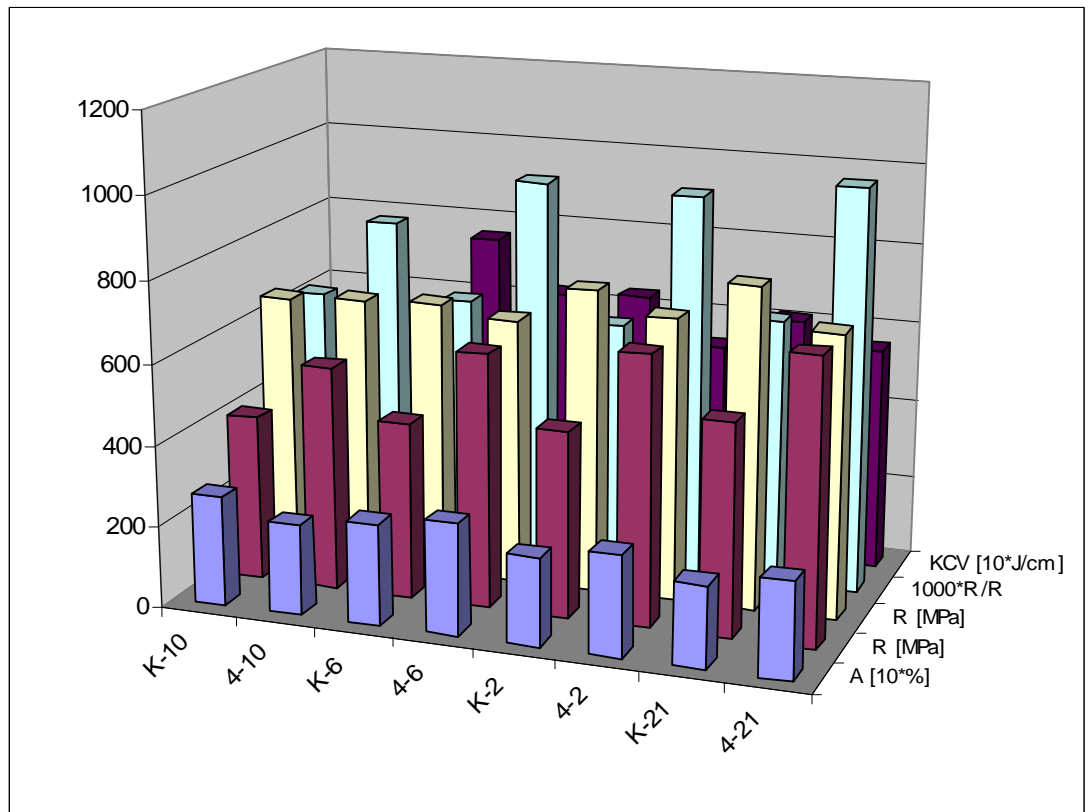
U každé měřené veličiny jsou nejprve uvedeny hodnoty získané z každého jednotlivého vzorku. Ve vedlejším sloupci je pak uvedena průměrná hodnota z těchto měření.

Vzorek	Rozměr [mm]		S ₀ [mm ²]		R _{eH} [MPa]		R _{p0,2} [MPa]		R _m [MPa]		A [%]		Z [%]		Poměr R _m /R _{p0,2}
T	4,00	4,00	12,57	12,57	409	410,3	399	403,3	725	725,0	21	20,0	47,4	47,4	1,8
	4,00		12,57		412		404		727		19		47,4		
	4,00		12,57		410		407		723		20		47,4		
K	4,02	4,02	12,69	433,8	-	-	580	576,7	902	899,7	15,5	15,3	51,5	51,6	1,6
	4,03		12,76		-		580		899		15,0		51,7		
	4,02		12,69		-		570		898		15,5		51,5		
3	neprovedeno														
4	4,01	4,01	12,63	12,63	784	788,0	727	748,0	798	801,5	17,5	18,5	58	58,0	1,1
	4,01		12,63		792		769		805		19,5		58		
K-10	4,01	4,01	12,63	12,63	431	429,0	412	412,0	660	660,0	27,0	27,2	61,1	61,1	1,6
	4,01		12,63		427		416		661		27,5		61,1		
	4,01		12,63		429		408		659		27,0		61,1		
K-6	4,01	4,01	12,63	12,63	447	442,3	446	436,7	679	680,0	24,5	25,0	67,1	69,0	1,6
	4,01		12,63		445		442		683		25,0		69,9		
	4,01		12,63		435		422		678		25,5		69,9		
K-2	4,00	4,00	12,57	12,57	481	486,3	453	459,3	742	747,7	21,5	21,7	69,8	67,9	1,6
	4,00		12,57		488		464		750		21,0		67,0		
	4,00		12,57		490		461		751		22,5		67,0		
K-21	4,02	4,02	12,69	12,67	518	537,7	502	524,3	786	793,3	21	20,0	64,4	64,3	1,5
	4,01		12,63		539		531		795		19		64,2		
	4,02		12,69		556		540		799		20		64,4		
K-12	4,01	4,01	12,63	12,63	437	433,3	432	422,3	667	669,7	26,5	26,8	54,6	57,9	1,6
	4,01		12,63		432		415		670		27		58		
	4,01		12,63		431		420		672		27		61,1		
K-8	4,00	4,00	12,57	12,57	399	408,0	395	398,3	588	590,3	28,5	28,3	69,8	69,8	1,5
	4,00		12,57		413		403		592		28,0		69,8		
	4,00		12,57		412		397		591		28,5		69,8		
K-4	3,99	3,99	12,50	12,52	457	447,0	455	435,3	663	657,0	25	25,0	69,6	69,7	1,5
	3,99		12,50		439		429		654		25		69,6		
	4,00		12,57		445		422		654		25		69,8		
K-22	4,03	4,02	12,76	12,71	463	466,7	446	445,6	711	712,0	23,5	23,5	67,5	67,4	1,6
	4,02		12,69		467		440		711		24		67,3		
	4,02		12,69		470		451		714		23		67,3		
3-10	Neprovedeno														
3-6															
3-2															
3-21															
4-10	4,03	4,02	12,76	12,70	556	566,0	542	554,5	666	672,0	22,5	22,3	61,5	61,3	1,2
	4,01		12,63		576		567		678		22		61,1		
4-6	4,00	4,05	12,57	12,60	647	644,5	628	627,0	659	657,0	29	27,5	69,8	68,5	1,0
	4,01		12,63		642		626		655		26		67,1		
4-2	4,02	4,02	12,69	12,69	675	672,5	661	664,0	700	699,0	24	25,0	64,4	64,4	1,0
	4,02		12,69		670		667		698		26		64,4		
4-21	4,02	4,02	12,69	12,69	714	720,5	682	698,0	649	697,5	24	23,5	61,3	61,3	1,0
	4,02		12,69		727		714		746		23		61,3		
4-12	4,03	4,03	12,76	12,76	566	545,5	533	526,5	689	691,5	24	24,0	61,5	58,3	1,3
	4,03		12,76		525		520		694		24		55,1		
4-8	3,99	4,02	12,50	12,66	567	549,5	551	538,5	606	599,5	29,5	29,3	69,6	70,0	1,1
	4,04		12,82		532		526		593		29		70,4		
4-4	4,04	4,04	12,82	12,79	592	596,5	583	584,0	631	627,5	24,5	26,0	67,6	68,9	1,0
	4,03		12,76		601		585		624		27,5		70,2		
4-22	4,03	4,03	12,76	12,73	643	667,0	629	639,0	674	678,5	23,5	23,3	67,5	67,4	1,0
	4,02		12,69		691		649		683		23		67,3		

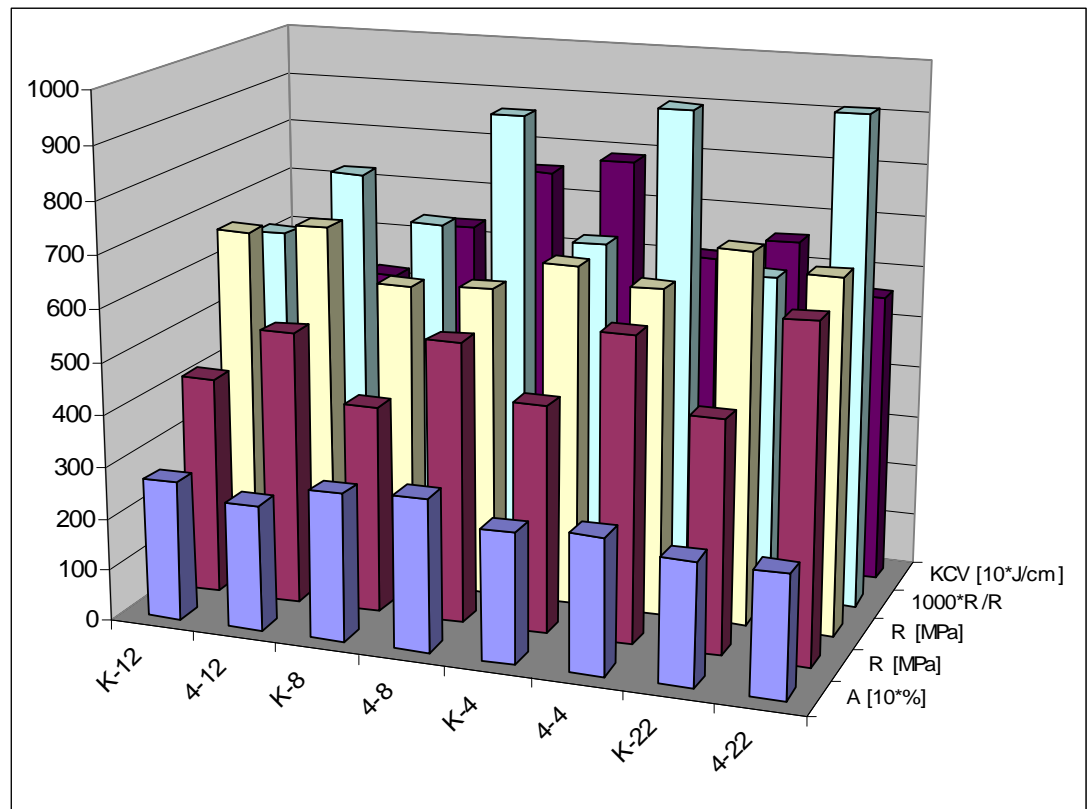
Tabulka č. 13: Mechanické hodnoty zjištěné zkouškou tahem (bližší identifikace jednotlivých vzorků je na str. č. 85, 86, 90)



Obrázek č. 76: Grafické porovnání mechanických vlastností vybraných vzorků (doba žíhání 16 hod)



Obrázek č. 77: Grafické porovnání mechanických vlastností vybraných vzorků (doba žíhání 1 hod)



Obrázek č. 78: Grafické porovnání mechanických vlastností vybraných vzorků

Porovnáním meze kluzu a meze pevnosti u vzorků T, K a 4 bylo zjištěno, že TMZ provedené u výkovku 4 posouvá hranici meze kluzu téměř na úroveň meze pevnosti (výsledky jsou obdobné u všech režimů zvolených pro výkovek 4). Mechanické hodnoty u výkovku 4 odpovídají mechanickým hodnotám pro ocel ČSN 414240. Vzorek K má $R_m = 900$ MPa a $R_{p0,2} = 577$ MPa zatímco vzorek 4 (po TMZ) má $R_m = 802$ MPa a $R_{p0,2} = 748$ MPa avšak má vyšší tažnost 18,5 % oproti 15,3 % u vzorku K.

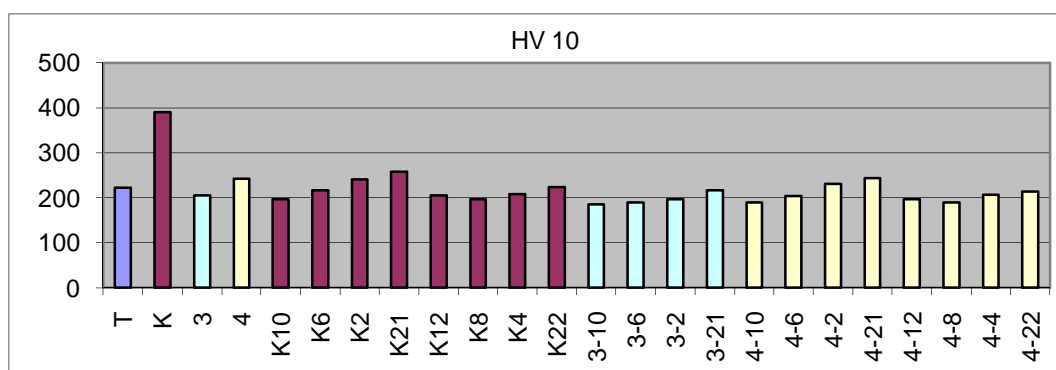
Zlepšení mechanických vlastností, především meze kluzu a tažnosti s sebou přináší lepší únavové vlastnosti (vyšší mez únavy) a rovněž lepší využití v praxi. Návrh konstrukčních uzlů a strojních součástí vychází nejčastěji z meze kluzu a proto může uhlíková ocel zpracovaná tímto režimem nahradit středně legované oceli.

Nelze přehlédnout velmi nízké hodnoty mechanických vlastností u vzorku K-8. Toto je způsobeno přítomností Widmanstättenovy struktury.

Měření tvrdosti HV 10

Vzorek	T	K	3	4	3-10	3-6	3-2	3-21
Prům.hodn. HV10	222 ±4,2	390 ±45,3	205 ±12,7	242 ±2,1	185 ±6,0	190 ±3,5	196 ±7,6	217 ±7,2
Vzorek	K10	K6	K2	K21	K12	K8	K4	K22
Prům.hodn. HV10	197 ±8,5	217 ±5,1	241 ±3,5	258 ±6,8	205 ±1,2	196 ±4,4	208 ±4,9	223 ±6,1
Vzorek	4-10	4-6	4-2	4-21	4-12	4-8	4-4	4-22
Prům.hodn. HV10	190 ±8,5	203 ±2,5	230 ±1,5	243 ±7,6	197 ±2,5	189 ±7,0	206 ±2,6	214 ±5,7

Tabulka č. 14: Naměřené hodnoty tvrdosti HV 10 (bližší identifikace jednotlivých vzorků je na str. č. 85, 86, 90)

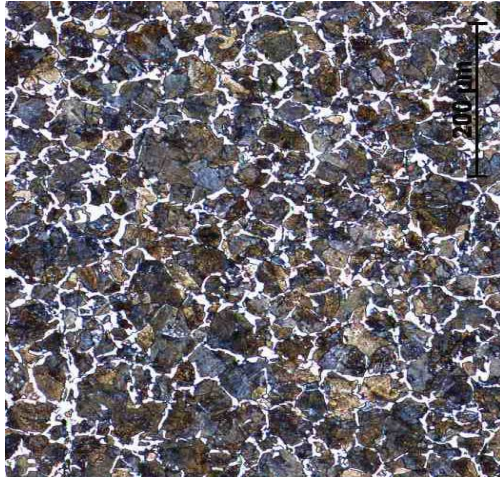


Obrázek č. 79: Grafické porovnání mechanických vlastností (tvrdost HV 10)

Nejvyšší tvrdost dle očekávání vykazuje vzorek K. Další nejvyšší tvrdost má vzorek 4. U vzorku 3 je tvrdost nižší než u základního materiálu, toto je způsobeno ukončením tváření nad teplotou rozpadu austenitu. Následné tepelné zpracování vzorků vedlo podle očekávání ke snížení tvrdosti. Výsledná tvrdost byla na srovnatelné úrovni pro vzorky skupiny K a skupiny 4.

5. Metalografie

Metalografické výbrusy na jednotlivých vzorcích byly zhotoveny klasickým způsobem broušení, leštění a leptání. Pro zviditelnění struktury byl použit 3 % NITAL. Fotodokumentace byla pořízena pomocí světelného mikroskopu. U některých vzorků byla dokumentace doplněna o snímky z řádkovacího elektronového mikroskopu.



Obrázek č. 80: Vzorek T

Výchozí materiál má perliticko-feritickou strukturu.

Ferit tvoří výrazné obálky po hranicích původních austenitických zrn.

U vzorku byl obrazovou analýzou stanoven podíl fází:

Ferit 12%, perlit 88%.



Obrázek č. 81: Vzorek T

Výchozí materiál pro experiment.

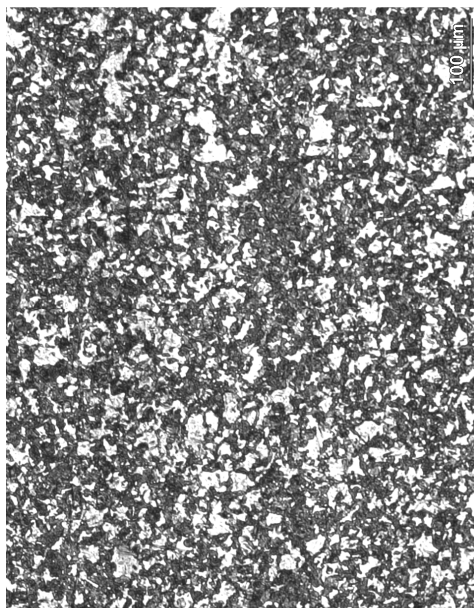
Fotodokumentace je pořízena z příčného řezu tyče.

Struktura výchozího materiálu je tvořena feritem a perlitem.

Ferit tvoří výrazné obálky kolem perlitických zrn.

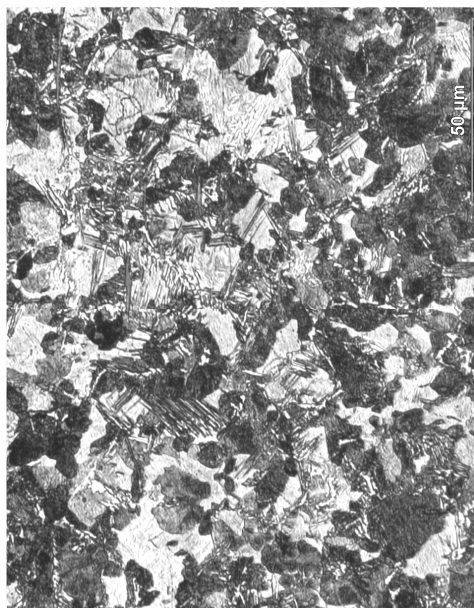
Velikost perlitických zrn se pohybuje v rozmezí 30-50 μm .

Tloušťka feritických obálek je v rozmezí 10-15 μm .



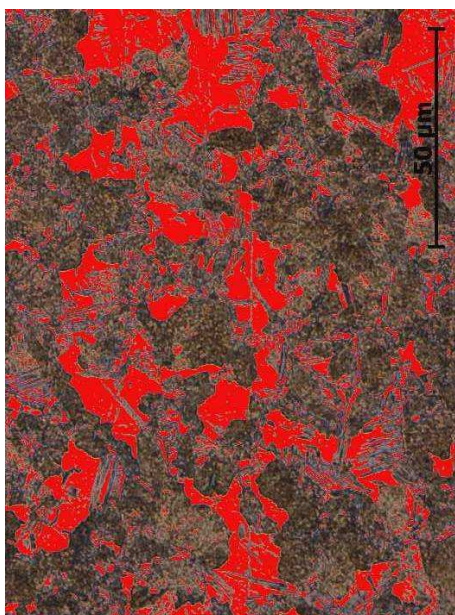
Obrázek č. 82: Vzorek K_(100x)

Kaleno z teploty 860 °C, ochlazeno do oleje. Struktura je tvořena martenzitem. Světlé plochy feritu svědčí o nedostatečné homogenizaci. Pravděpodobně nedošlo k úplné přeměně.



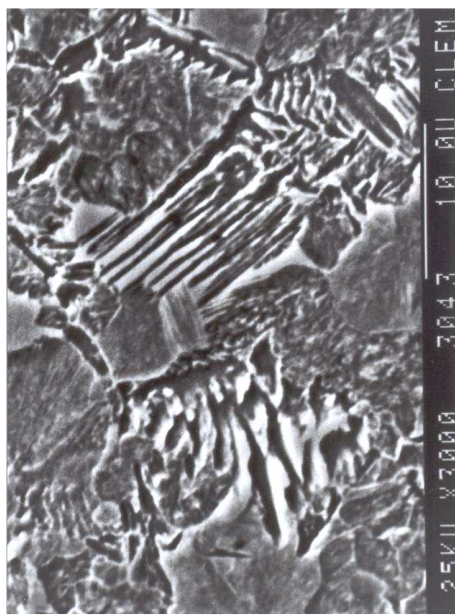
Obrázek č. 83: Vzorek K_(500x)

Kaleno z teploty 860 °C, ochlazeno do oleje. Struktura je tvořena martenzitem. Světlé plochy feritu svědčí o nedostatečné homogenizaci. Pravděpodobně nedošlo k úplné přeměně.



Obrázek č. 84: Vzorek K

Stanovení podílu fází – ukázka prahování feritu, který má podíl ve struktuře 21%



Obrázek č. 85: Vzorek K

Snímek z elektronového řádkovacího mikroskopu dokumentuje strukturní heterogenitu tvořenou martenzitem a feritem.

V následující části jsou snímky získané ze vzorků zpracovaných termomechanicky.

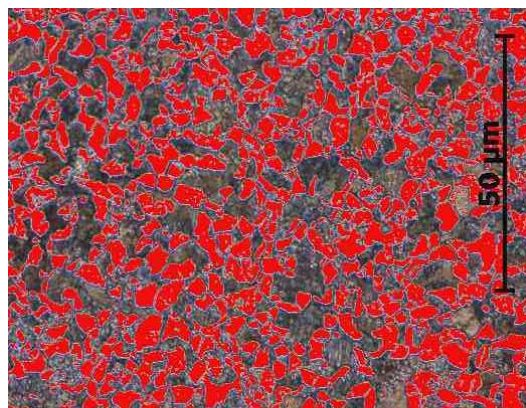
Mikrostruktury vzorků z oceli C45 po tepelně mechanickém zpracování jsou tvořeny směsí feritu a perlitu s rovnoosými zrny. Hodnocení struktury vzorků bylo provedeno ve středové části i na okraji.

Vzorky série 3 vykazovaly rozdílnou velikost zrna ve středu a na okraji. Pro porovnání jednotlivých zpracování bylo voleno vždy stejné místo ze středu vzorku. Velikost zrna získaná u vzorků 3 byla v rozmezí 10-15 μm (na okrajích se pohybovala v rozmezí 15-30 μm). Velikost zrna byla stanovena dle normy ČSN 420462.

Vzorky série 4 měly po celé ploše strukturu rovnoměrnou. Rozdíly ve velikosti zrna po ploše vzorku nebyly významné. Velikost zrna získaná u těchto vzorků se pohybovala v rozmezí 4-6 μm . Nejjemnější zrno 1-3 μm se vyskytovalo v malých oblastech podél úhlopříčky příčného řezu. V této oblasti dochází k opakovanému smykovému namáhání při deformaci mezi kovadly. Naopak ve středové oblasti dochází pouze k namáhání typu tah – tlak. Na snímcích vzorku 4 již není patrný výskyt feritu po hranicích původních austenitických zrn. Struktura je tvořena rovnoměrnou směsí z obou strukturních složek.



Obrázek č. 86: Vzorek 3



Obrázek č. 87: Vzorek 3

Struktura ve středu výkovku je tvořena perlitem a feritem.

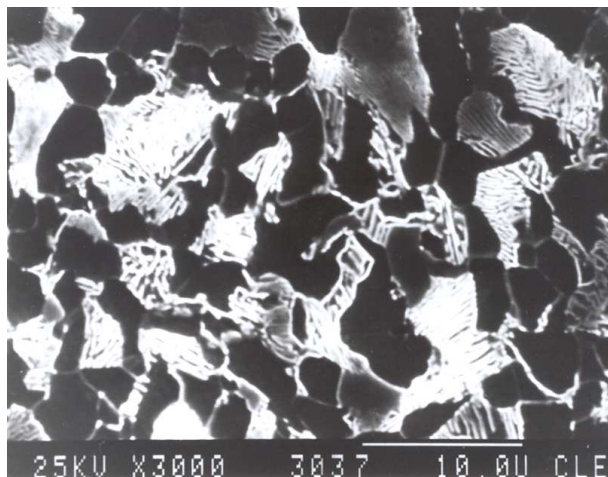
Velikost feritického zrna je 10-15 μm .

Dokovací teplota byla 780 $^{\circ}\text{C}$, což je nad teplotou A_{c1} metastabilního diagramu Fe – Fe_3C .

Zrna nejeví žádné známky provedené deformace.

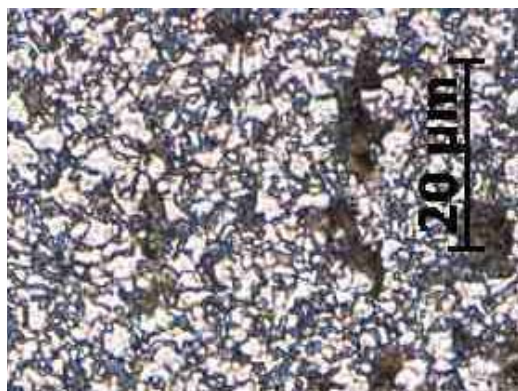
Lze usuzovat, že došlo k rekrystalizaci v celém objemu výkovku.

Stanovení podílu fází – ukázka prahování feritu, který má podíl ve struktuře 38%



Obrázek č. 88: Vzorek 3

Snímek z elektronového řádkovacího mikroskopu. Na snímku je velmi dobře patrná lamelární struktura perlitu. Vzdálenost lamel cementitu se pohybuje řádově 70-150 nm. V některých méně přetvořených oblastech to bylo až 300 nm. To potvrzuje nerovnoměrnost zrna způsobenou nerovnoměrnou deformací.



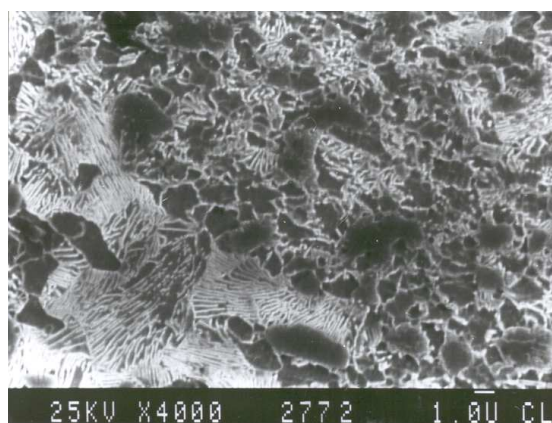
Obrázek č. 89: Vzorek 4

Struktura je tvořena silně zdeformovanými zrny feritu a perlitu. Dokovací teplota 540°C. Velikost zrna 3 μm



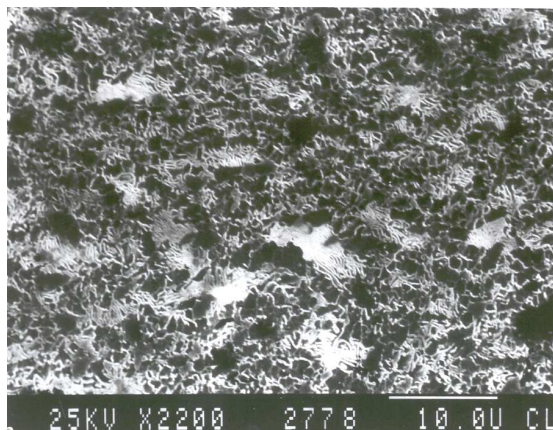
Obrázek č. 90: Vzorek 4

Stanovení podílu fází:
Ferit 20%



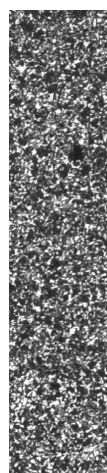
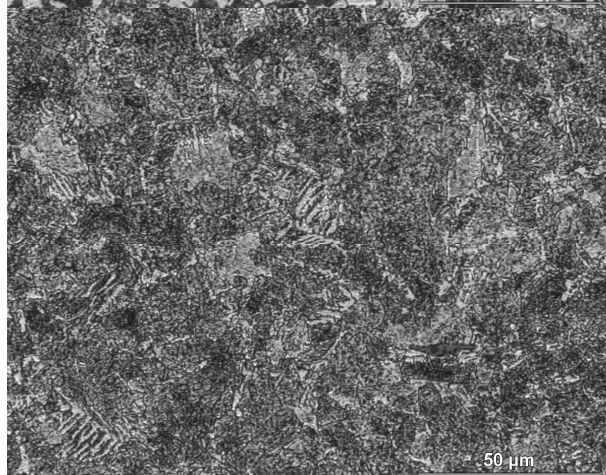
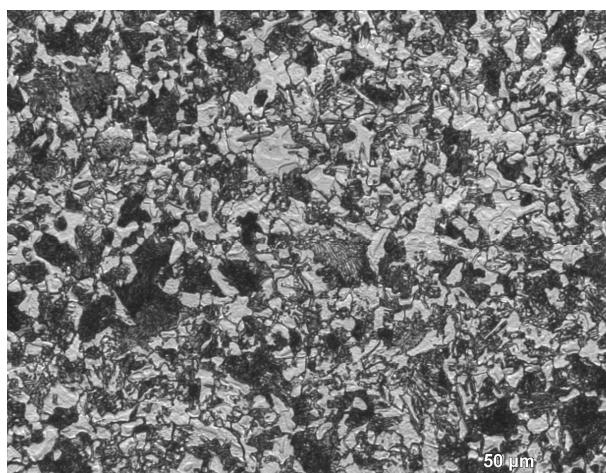
Obrázek č. 91: Vzorek 4

Snímek z elektronového řádkovacího mikroskopu. Na snímku je velmi dobře patrná zdeformovaná lamelární struktura perlitu a rekrytalizací obnovené feritické zrno.



Obrázek č. 92: Vzorek 4

Snímek z elektronového řádkovacího mikroskopu. Na snímku je velmi dobře patrná zdeformovaná lamelární struktura perlitu a feritu. Deformovaný ferit se následkem rekrystalizace vyrovnal a zjemnil.



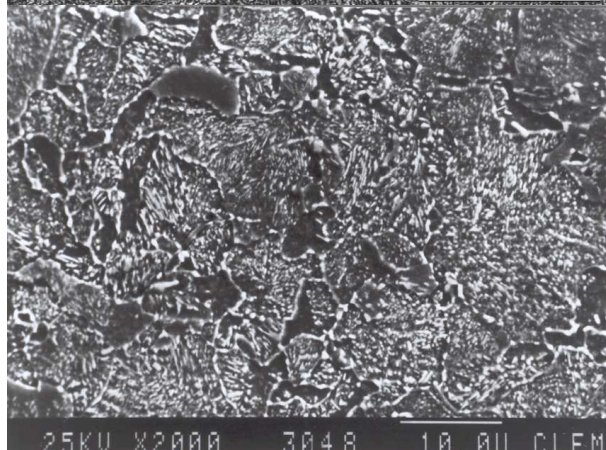
Obrázek č. 93:

Vzorek K-10
Po kalení, žháno při teplotě 750°C, výdrž 1 hodina. Perliticko-feritická struktura. Došlo ke sferoidizaci perlitu a následnému zhrubnutí zrna.

Obrázek č. 94:

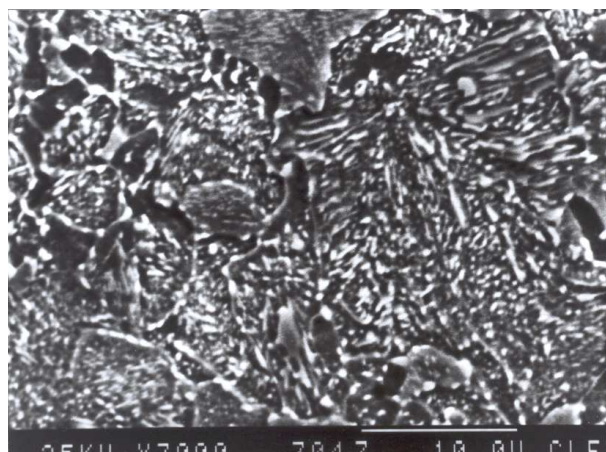
Vzorek K-6

Po kalení, žháno při teplotě 700°C, výdrž 1 hodina. Ferit a perlit téměř sferoidizovaný. Na hranicích zrna je místy patrné feritické síťoví.

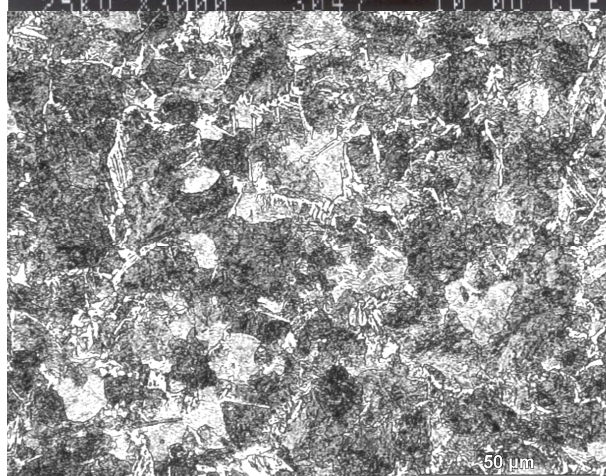


Obrázek č. 95: Vzorek K-6

Snímek z elektronového řádkovacího mikroskopu. Na snímku je velmi dobře patrný charakter perlitu. Lamely perlitu jsou rozdrobené tj. jejich délka není původní a nekoresponduje s austenitickým zrnem, ale dosahuje podstatně kratší vzdálenosti. Po hranicích původních austenitických zrn je cementit.

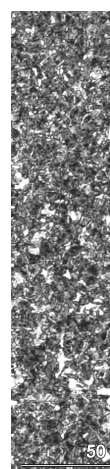


Obrázek č. 96:
Vzorek K-6



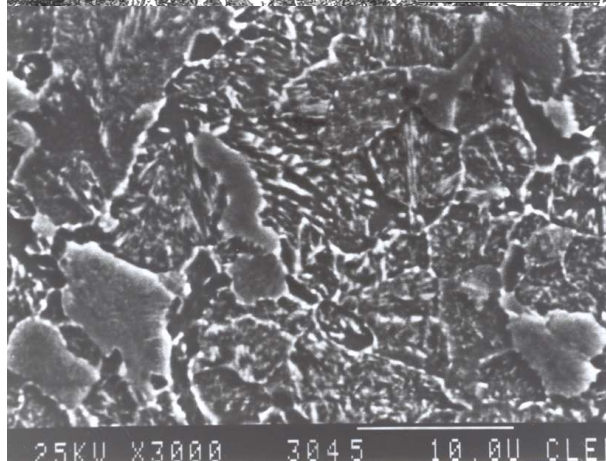
Obrázek č. 97:
Vzorek K-2

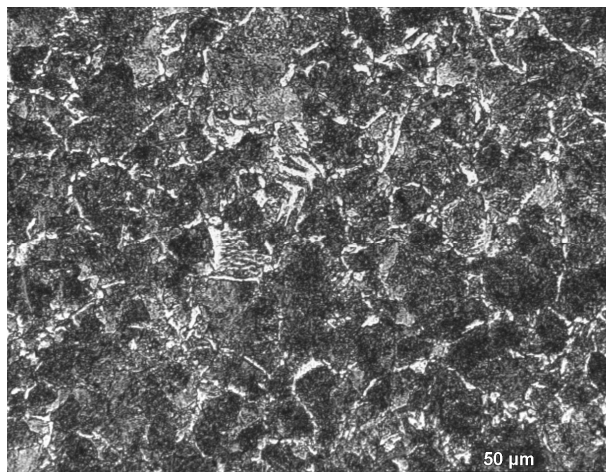
Po kalení, žiháno
při teplotě 650 °C,
výdrž 1 hodina.
Perliticko-feritická
struktura
Ferit a perlit téměř
sferoidizovaný.
Na hranicích zrna
je místy patrné
feritické síťoví viz
obr.č. 98



Obrázek č. 98:
Vzorek K-2

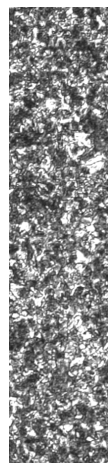
Snímek
z elektronového
řádkovacího
mikroskopu.
Na snímku je
velmi dobře
patrný charakter
perlitu, u něhož
došlo k porušení
lamelární skladby.





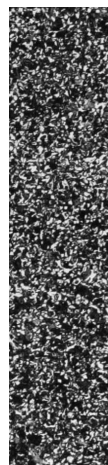
Obrázek č. 99:
Vzorek K-21

Po kalení, žhánáno při teplotě 600°C, výdrž 1 hodina. Perliticko-feritická struktura. Ferit a perlit částečně sferoidizovaný. Na hranicích zrna je místy patrné feritické síťoví.



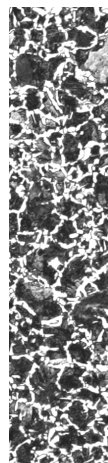
Obrázek č. 100:
Vzorek K-12

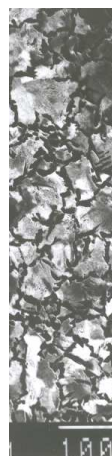
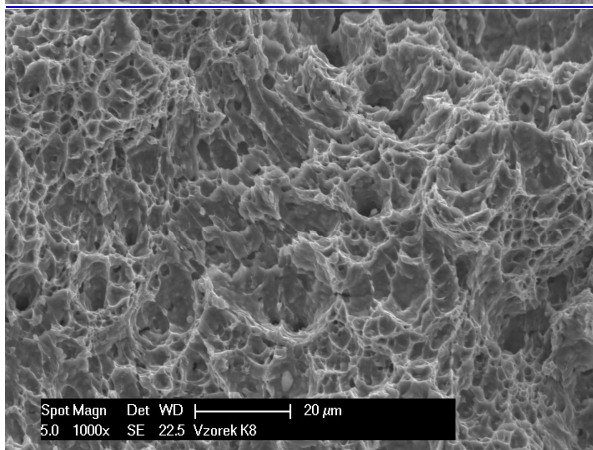
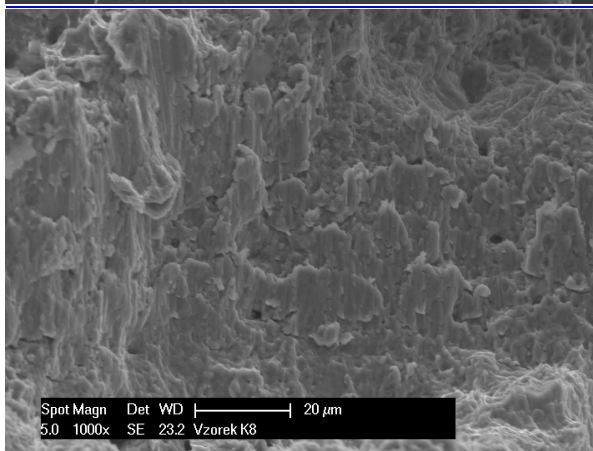
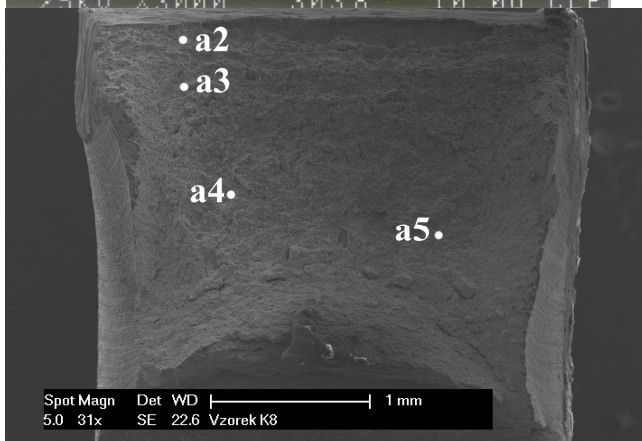
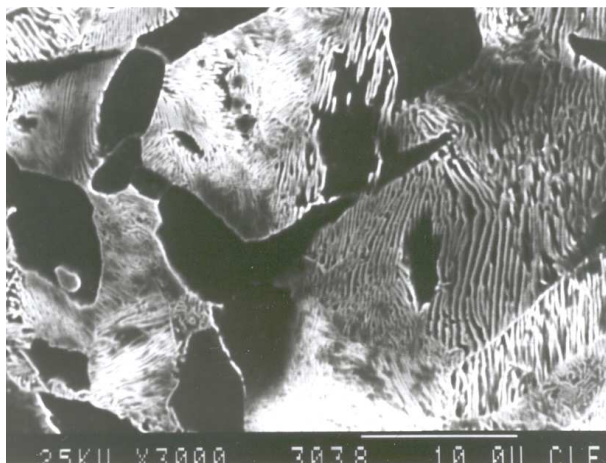
Po kalení, žhánáno při teplotě 750°C, výdrž 16 hodin. Perliticko-feritická struktura. Došlo ke sferoidizaci perlitu a následnému zhrubnutí zrna.



Obrázek č. 101:
Vzorek K-8

Po kalení, žhánáno při teplotě 700°C, výdrž 16 hodin. Perliticko-feritická struktura. Hranice zrna jsou lemovány hrubými krystaly feritu typu Widmanstättenovy struktury.





Obrázek č. 102:
Vzorek K-8

Snímek z elektronového řádkovacího mikroskopu. Na snímku je velmi dobře patrný charakter perlitu. V zrnech jsou vidět jednotlivé lamely perlitu

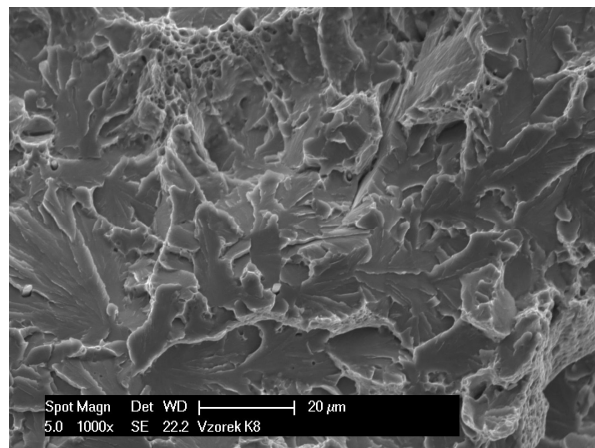
Obrázek č. 103:
Vzorek K-8

Snímek lomové plochy po zkoušce rázem v ohybu. S označených míst byly pořízeny detailnější snímky.

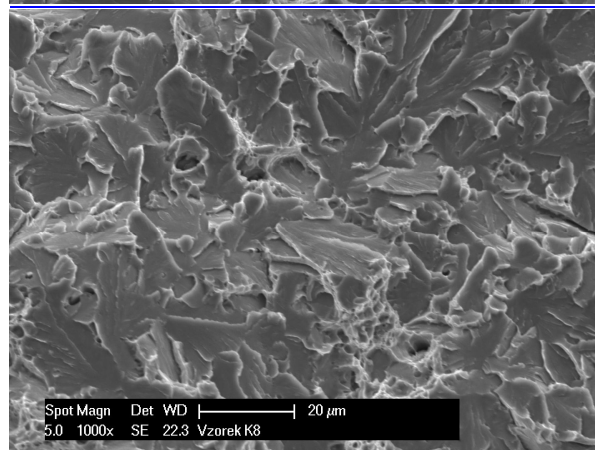
Vzorek K-8 vykazoval velmi nízké mechanické hodnoty.

Obrázek č. 104
Vzorek K-8 – a2
U okraje vzorku (těsně pod vrubem) byla lomová plocha charakteristická usmyknutím.

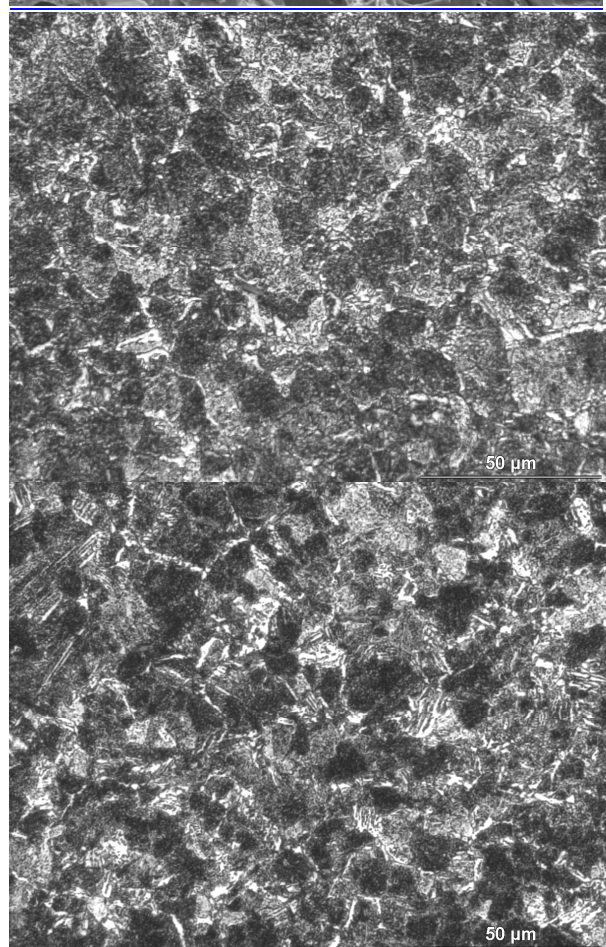
Obrázek č. 105:
Vzorek K-8- a3
Dále od okraje přecházel lom do transkrystalického tvárného porušení – je zachycena oblast s jamkovou morfologií.



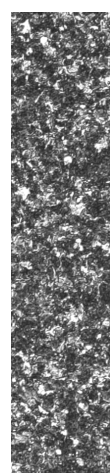
Obrázek č. 106:
 Vzorek K-8 – a4
 Ve střední části
 přeraženého
 vzorku je
 zachyceno křehké
 transkrystalické
 štěpení – reliéf má
 charakter
 říčkových stupňů
 místy jsou
 pozorovány
 vějířovité stupně.



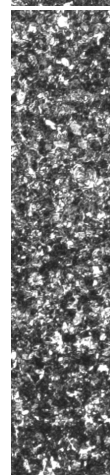
Obrázek č. 107:
 Vzorek K-8 – a5
 Křehké
 transkrystalické
 štěpení je
 dominantní ve
 střední části lomu.

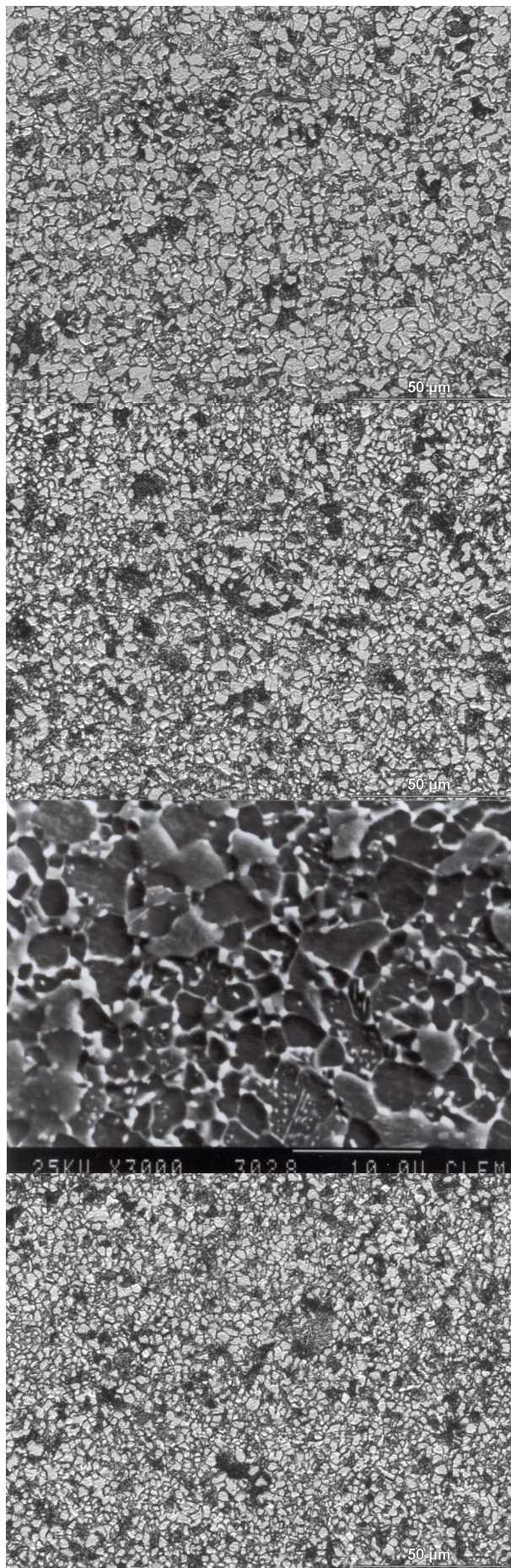


Obrázek č. 108:
 Vzorek K-4
 Po kalení, žiháno
 při teplotě 650°C,
 výdrž 16 hodin.
 Perliticko-feritická
 struktura. Došlo
 ke sferoidizaci
 perlitu.



Obrázek č. 109:
 Vzorek K-22
 Po kalení, žiháno
 při teplotě 600°C,
 výdrž 16 hodin.
 Perliticko-feritická
 struktura. Došlo
 ke sferoidizaci
 perlitu.





Obrázek č. 110:
Vzorek 3-10

Po tepelně
mechanickém
zpracování, žháno
při teplotě 750°C,
výdrž 1 hodina.
Perliticko-feritická
struktura.

Obrázek č. 111:
Vzorek 3-6

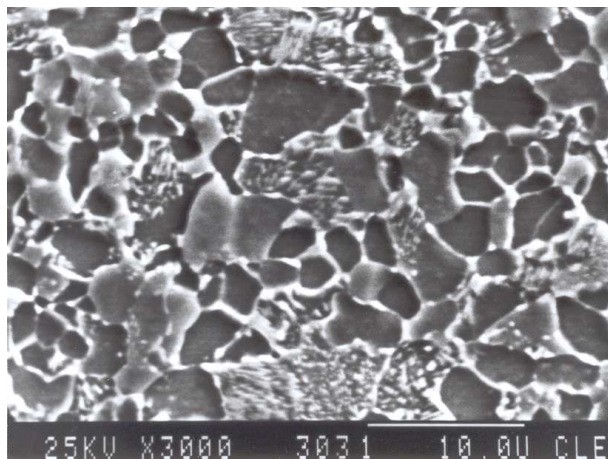
Po tepelně
mechanickém
zpracování, žháno
při teplotě 700°C,
výdrž 1 hodina.
Perliticko-feritická
struktura.

Obrázek č. 112:
Vzorek 3-6

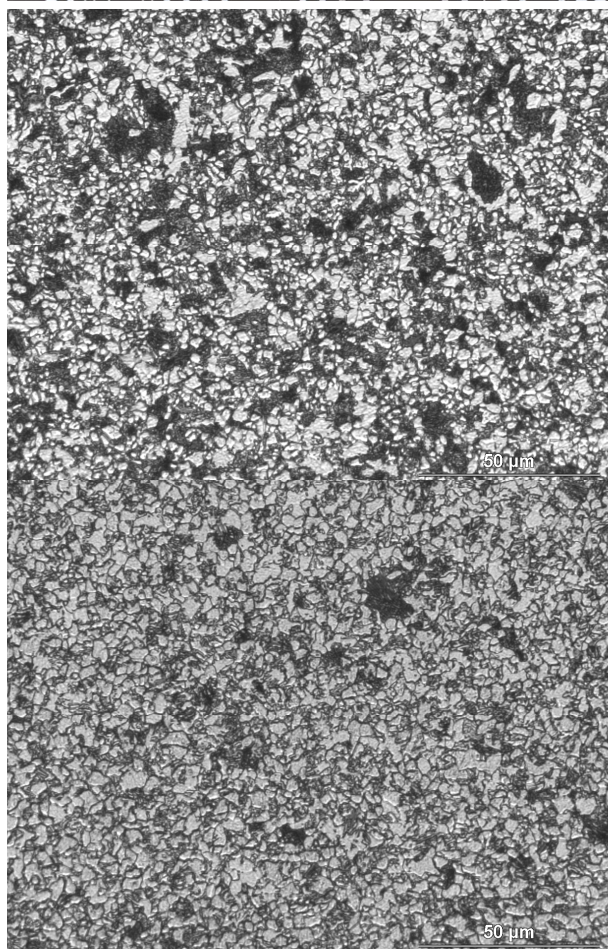
Snímek
z elektronového
řádovacího
mikroskopu.

Obrázek č. 113:
Vzorek 3-2

Po tepelně
mechanickém
zpracování, žháno
při teplotě 650°C,
výdrž 1 hodina.
Perliticko-feritická
struktura.

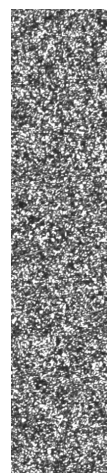


Obrázek č. 114:
 Vzorek 3-2
 Snímek
 z elektronového
 řádkovacího
 mikroskopu.
 Oproti vzorku 3-6
 nenastalo
 následkem nižší
 teploty k takové
 sferodizaci perlitu
 a místy si
 zachoval svůj
 lamelární
 charakter



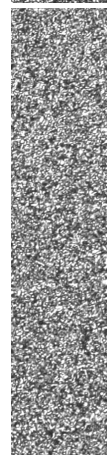
Obrázek č. 115:
 Vzorek 3-21

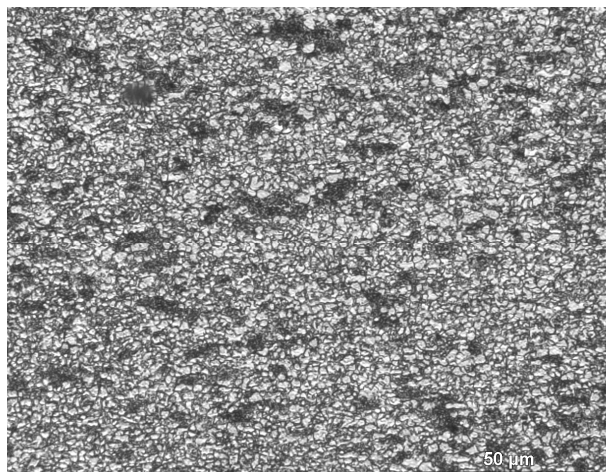
Po tepelně
 mechanickém
 zpracování, žháno
 při teplotě 600°C,
 výdrž 1 hodina.
 Perliticko-feritická
 struktura.



Obrázek č. 116:
 Vzorek 4-10

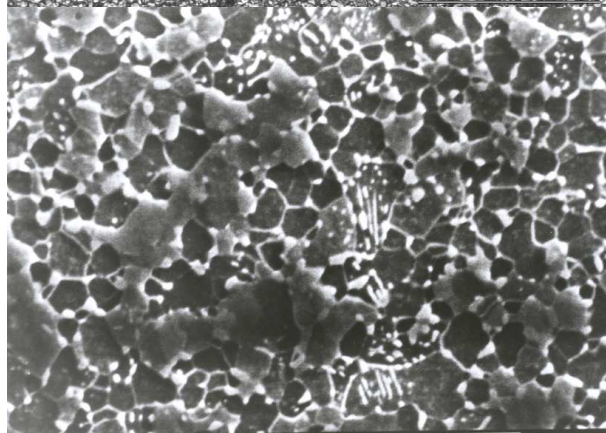
Po tepelně
 mechanickém
 zpracování, žháno
 při teplotě 750°C,
 výdrž 1 hodina.
 Perliticko-feritická
 struktura.





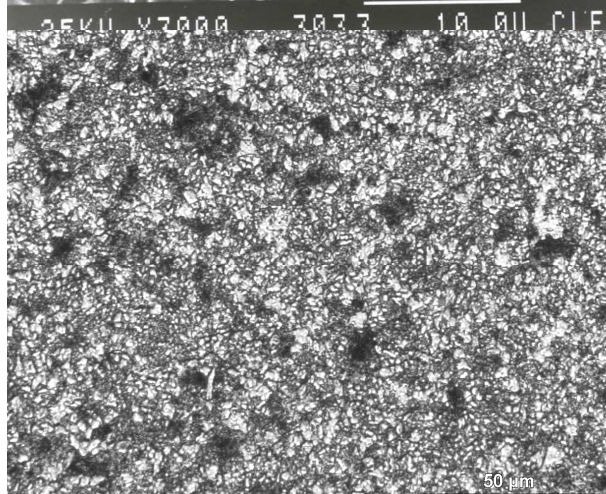
Obrázek č. 117:
Vzorek 4-6

Po tepelně
mechanickém
zpracování, žháno
při teplotě 700°C,
výdrž 1 hodina.
Perliticko-feritická
struktura.



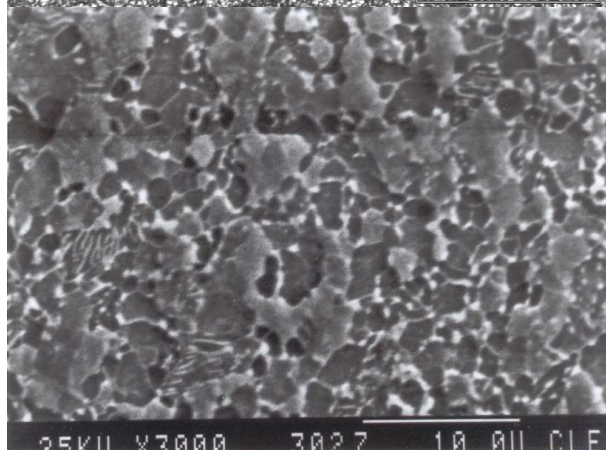
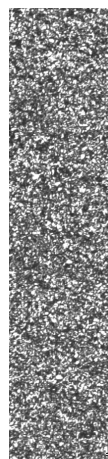
Obrázek č. 118:
Vzorek 4-6

Snímek
z elektronového
řádovacího
mikroskopu.



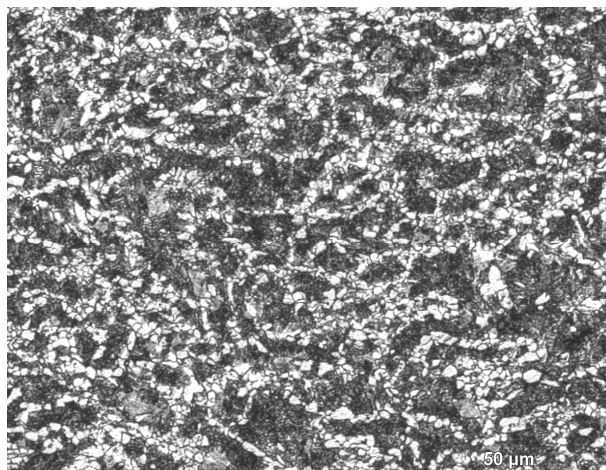
Obrázek č. 119:
Vzorek 4-2

Po tepelně
mechanickém
zpracování, žháno
při teplotě 650°C,
výdrž 1 hodina.
Perliticko-feritická
struktura.



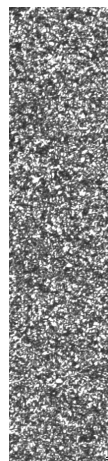
Obrázek č. 120:
Vzorek 4-2

Snímek
z elektronového
řádovacího
mikroskopu.



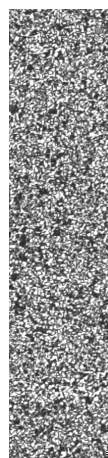
Obrázek č. 121:
Vzorek 4-21

Po tepelně
mechanickém
zpracování, žháno
při teplotě 600°C,
výdrž 1 hodina.
Perliticko-feritická
struktura.



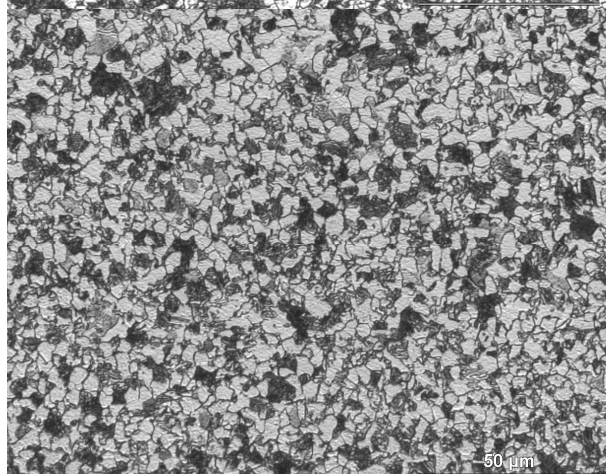
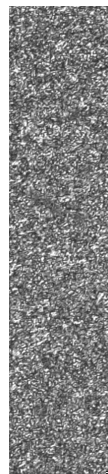
Obrázek č. 122:
Vzorek 4-12

Po tepelně
mechanickém
zpracování, žháno
při teplotě 750°C,
výdrž 16 hodin.
Perliticko-feritická
struktura.



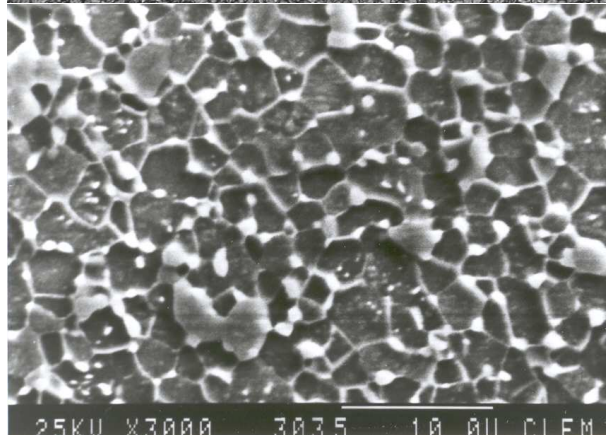
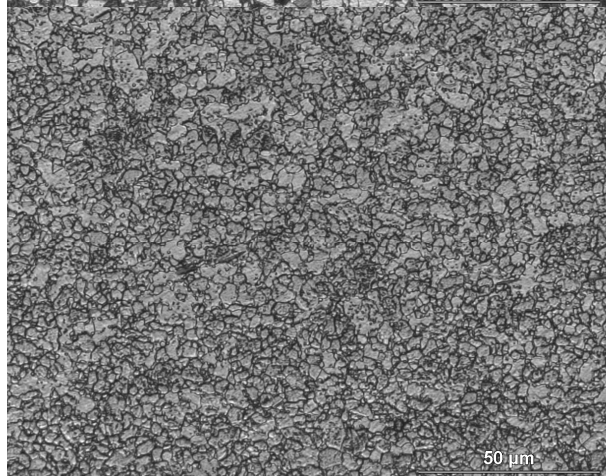
Obrázek č. 123:
Vzorek 4-8

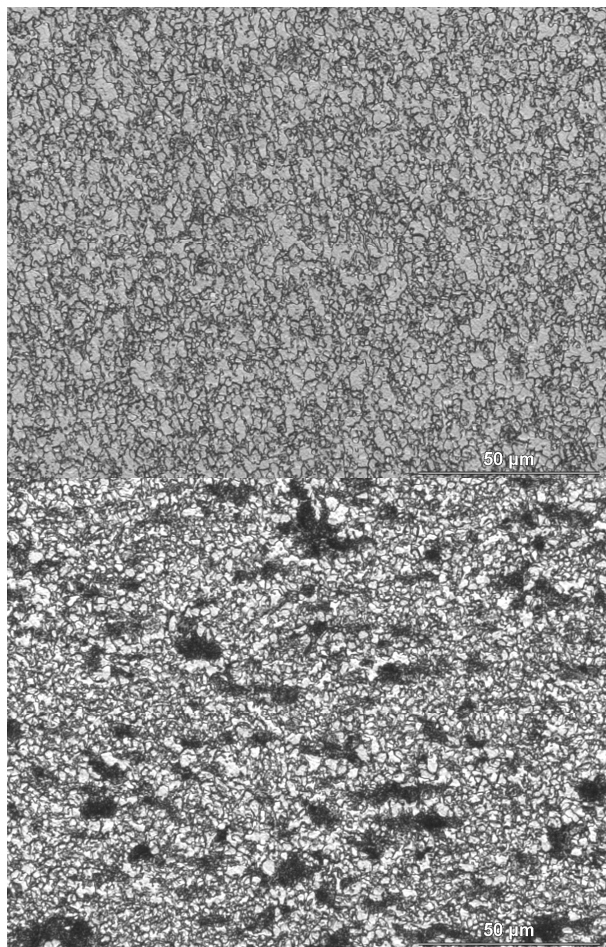
Po tepelně
mechanickém
zpracování, žháno
při teplotě 700°C,
výdrž 16 hodin.
Perliticko-feritická
struktura.



Obrázek č. 124:
Vzorek 4-8

Snímek
z elektronového
řádovacího
mikroskopu.





Obrázek č. 125:
Vzorek 4-4

Po tepelně
mechanickém
zpracování, žháno
při teplotě 650°C,
výdrž 16 hodin.
Perliticko-feritická
struktura.

Obrázek č. 126:
Vzorek 4-22

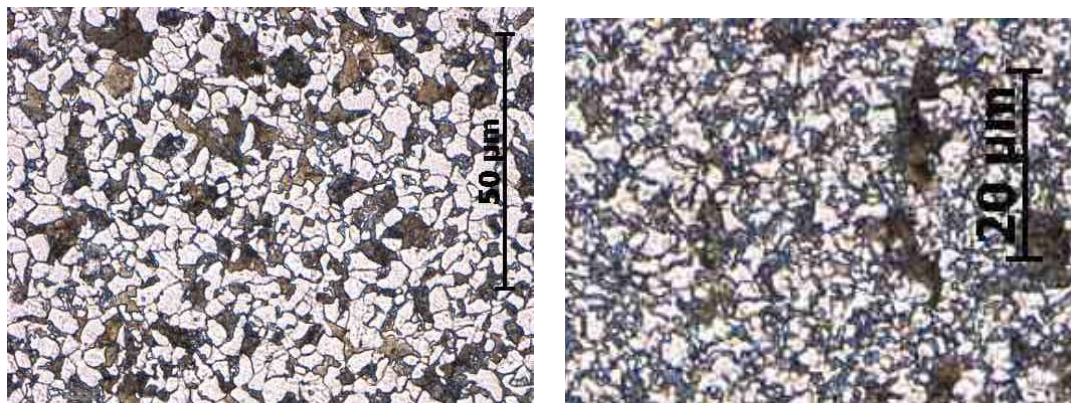
Po tepelně
mechanickém
zpracování, žháno
při teplotě 600°C,
výdrž 16 hodin.
Perliticko-feritická
struktura.

Výsledné mikrostruktury vzorků z oceli C45 jsou tvořeny směsí perlitu a feritu s rovnoosými zrny. Perlitické oblasti jsou rozsáhlejší než feritická zrna. Jejich podíl byl stanoven obrazovou analýzou s využitím softwaru LUCIA (NIKON) a později i s využitím softwaru AXIO VISION (Carl Zeiss).

Vzorek	Podíl feritu [%]
T	12
K	21
3	38
4	20

Tabulka č. 16: Podíl feritu ve struktuře

Velikost zrn je v hodnocené středové části vzorků rovnoměrná, s výjimkou extrémně zjemněných lokalit na úhlopříčce příčného řezu vzorkem. V této oblasti dochází k opakovanému smykovému namáhání typu tah – tlak. Úpravami termomechanického režimu se mění charakter struktury, dochází ke zjemnění zrna. Ferit, který se nacházel po hranicích perlitických oblastí je nahrazen rovnoosou směsí zrn obou strukturních složek.



Obrázek č. 127: Vzorek 3 vlevo a vzorek 4 vpravo. Obrázek ukazuje postupné zjemnění perliticko-feritické mikrostruktury úpravami termomechanického režimu.

Za povšimnutí stojí vzorek K-8 (obr. Č. 101), kde je přítomna nežádoucí Widmanstattenova struktura, která způsobuje snížení mechanických vlastností.

Porovnáním struktury vzorku T (obr. Č. 80 a 81) a vzorku K-12 (obr. č. 100) je vidět rozdíly, které se projevily i v mechanických vlastnostech. Struktura vzorku T je tvořena perlitem a feritickými obálkami po hranicích zrn, zatímco u dlouhodobě exploatovaného vzorku K-12 je struktura homogennější a je tvořena samostatnými zrny feritu a perlitu. U perlitu došlo ke sferoidizaci.

Rozdíly v hodnotách KCV u vzorku 4-6 (obr. Č. 117 a 118) a 4-8 (obr. č. 123 a 124) lze vysvětlit drobnými rozdíly ve struktuře. U vzorku 4-6 jsou ve struktuře ještě patrné zbytkové lamely cementitu, zatímco u vzorku 4-8 je cementář pouze v jemných globulitických útvarech a po hranicích zrn. Porovnáním struktur u vzorků 3-6 (obr. č. 111 a 112) a 4-6 lze vysvětlit významný vliv přítomných lamel cementitu. U vzorku 4-6 je jejich množství vyšší a proto jsou hodnoty KCV nižší než u vzorku 3-6.

6. Rentgenografický rozbor

Na jednotlivých vzorcích byla provedena rtg difrakční analýza za pomoci fotoregistrace v Braggově – Brentanově semifokusačním uspořádání (průměr komůrky 114,6 mm, kobaltová anoda, beta filtr, fokusační úhel 30°). Zařízení MICROMETA, výrobce Chirana Modřany.

Při dopadu svazku rovnoběžných paprsků monochromatického rentgenového záření na krystalickou látku dochází k jeho odrazu (difrakci) na krystalové mřížce. Svazek paprsků se jednak odráží od povrchové vrstvy atomů, jednak vniká do krystalu a odráží se pod stejným úhlem od dalších atomových rovin.

Odrážení na jednotlivých atomových rovinách krystalové mřížky je výsledkem několika dějů - ohyb, rozptyl, interference a zesílení.

Paprsky odražené od jednotlivých rovin se mohou sejít ve stejné fázi a zesilovat se jen tehdy, je-li jejich dráhový rozdíl celistvým násobkem délky vlny, tj. vztah mezi vlnovou délkou λ , mezirovinnou vzdáleností d a úhlem δ vyhovuje Braggově rovnici.

$$k \lambda = 2d \sin \delta, k = 1, 2, 3 \dots$$

V polykrystalickém kovu je vždy dostatečný počet krystalů orientovaných tak, že splňují podmínku Braggovi rovnice. Stopy difraktovaných paprsků vytvářejí na difraktogramech soustavi linií. Z jejich vzhledu a intenzity je možné určit uspořádání atomů v mřížce, velikost krystalů, popřípadě napětí v materiálu.[14]

Na následujících rtg filmech jsou patrné zřetelné kruhové stopy. Stopy jsou spojitě což svědčí o velkém množství krystalů splňujících podmínku Braggovy rovnice.

U vzorků žíhaných nad 700 °C začínají být kružnice složené z jednotlivých bodů, což je známka mírného hrubnutí zrna. Experiment byl ukončen na teplotě kolem 750 °C. K jak výraznému zhrubnutí zrna by došlo při vyšší teplotě nebylo posuzováno.

Vzorek K : Velikost krystalků je menší než 10 μm . Od teploty žíhání 700 °C se na záznamu začínají objevovat nespojitě mozaikové bloky o velikosti větší než 10 μm .

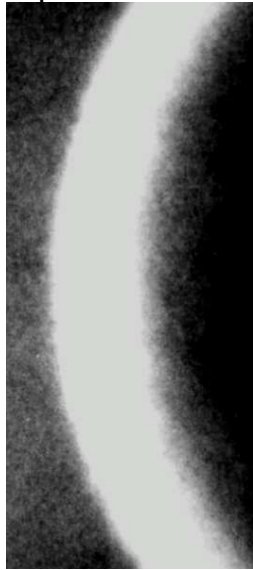
Vzorek 3 (výchozí stav) : na filmu jsou patrné mozaikové bloky o velikosti zrna větší než 10 μm . Během žíhání v rozmezí teplot 600 až 750 °C nedošlo k výrazné změně.

Vzorek 4 : na všech filmech této série jsou patrné spojitě reflexe. Při zpracování nedošlo ke zvětšení krystalků nad 10 μm .

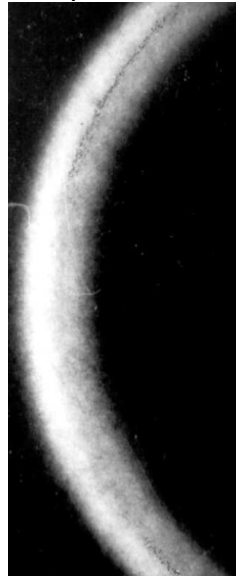
6.1 Relaxace elastické deformace \approx 1. fáze zotavení

Při podrobném studiu rtg filmů si lze povšimnout, že u vzorků 4-6 a 4-22 došlo k rozdvojení linie (310). Tam kde dojde k rozdvojení této linie došlo k odstranění elastických pnutí. Pokud lze najít tento dublet nejméně při dvou teplotách a různých dobách je možné vypočítat aktivační energii relaxace pružné deformace.

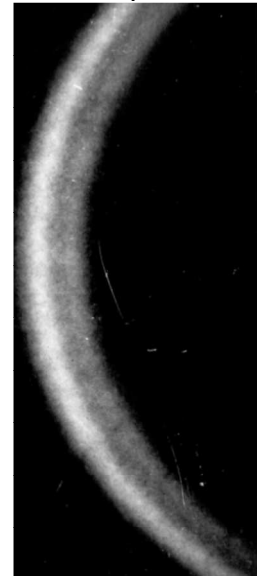
Výkovek 4
stav po TMZ



Vzorek 4-6
700 °C /1 hodina



Vzorek 4-22
600 °C /16 hodin



Difrakční linie (310) Fe - α

Elastickou deformací dochází k posunu (rozmazání) difrakční linie (310)

Aktivační energie relaxace pružné deformace \approx aktivační energie zotavení

$$\text{Rychlost} \sim e^{-\frac{E}{kT}}$$

t	T
1 hod	700 °C
16 hod	600 °C

$$E = k \frac{\ln (t_1 / t_2)}{1/T_1 - 1/T_2} = 2\text{eV} \approx 200 \text{ kJ/mol}$$

Obrázek č. 128: Vzorek T- Výchozí stav materiálu – tyč C45
Obrázek č. 129: Vzorek K: Kaleno 850°C/1 hod/ olej
Obrázek č. 130: Vzorek 3: Tepelně mechanické zpracování – výkovek série 3
Obrázek č. 131: Vzorek 4: Tepelně mechanické zpracování – výkovek série 4

Obrázek č. 132: Vzorek K-21: Kaleno 850°C/1 hod/ olej a žíháno 600°C/1 hod/vzduch
Obrázek č. 133: Vzorek K-2: Kaleno 850°C/1 hod/ olej a žíháno 650°C/1 hod/vzduch
Obrázek č. 134: Vzorek K-6: Kaleno 850°C/1 hod/ olej a žíháno 700°C/1 hod/vzduch
Obrázek č. 135: Vzorek K-10: Kaleno 850°C/1 hod/ olej a žíháno 750°C/1 hod/vzduch

<p>Obrázek č. 136: Vzorek K-22: Kaleno 850°C/1 hod/ olej a žíháno 600°C/16 hod/vzduch</p>
<p>Obrázek č. 137: Vzorek K-4: Kaleno 850°C/1 hod/ olej a žíháno 650°C/16 hod/vzduch</p>
<p>Obrázek č. 138: Vzorek K-8: Kaleno 850°C/1 hod/ olej a žíháno 700°C/16 hod/vzduch</p>
<p>Obrázek č. 139: Vzorek K-12: Kaleno 850°C/1 hod/ olej a žíháno 750°C/16 hod/vzduch</p>

Obrázek č. 140: Vzorek 3-21: Tepelně mechanické zpracování a následně žháno 600°C/1 hod/vzduch
Obrázek č. 141: Vzorek 3-2: Tepelně mechanické zpracování a následně žháno 650°C/1 hod/vzduch
Obrázek č. 142: Vzorek 3-6: Tepelně mechanické zpracování a následně žháno 700°C/1 hod/vzduch
Obrázek č. 143: Vzorek 3-10: Tepelně mechanické zpracování a následně žháno 750°C/1 hod/vzduch

Obrázek č. 144: **Vzorek 4-21:** Tepelně mechanické zpracování a následně žiháno 600°C/1 hod/vzduch

Obrázek č. 145: **Vzorek 4-2:** Tepelně mechanické zpracování a následně žiháno 650°C/1 hod/vzduch

Obrázek č. 146: **Vzorek 4-6:** Tepelně mechanické zpracování a následně žiháno 700°C/1 hod/vzduch

Obrázek č. 147: **Vzorek 4-10:** Tepelně mechanické zpracování a následně žiháno 750°C/1 hod/vzduch

Obrázek č. 148: **Vzorek 4-22:** Tepelně mechanické zpracování a následně žháno 600°C/16 hod/vzduch

Obrázek č. 149: **Vzorek 4-4:** Tepelně mechanické zpracování a následně žháno 650°C/16 hod/vzduch

Obrázek č. 150: **Vzorek 4-8:** Tepelně mechanické zpracování a následně žháno 700°C/16 hod/vzduch

Obrázek č. 151: **Vzorek 4-12:** Tepelně mechanické zpracování a následně žháno 750°C/16 hod/vzduch

7. Diskuse výsledků

Na oceli C45 byly testovány cykly termomechanického zpracování, které využívaly standardní kovárenské technologie. Válcové vzorky byly prodlužovány mezi kovadly. Vzorky byly vyrobeny z válcované tyče kruhového průřezu. Každý vzorek byl opatřen manipulačním čepem na jedné straně. Vzorky byly tvářeny mezi rovnými kovadly za klesající teploty. Řízením dokovací teploty a vnesené deformace byly získány vzorky s velmi jemnou strukturou. Postup ukazují tabulky č. 7 (vzorky 1, 2, 3) a č. 9 (vzorek 4). Snahou bylo získat řízením dokovací teploty a deformace jemnější mikrostrukturu a najít vhodný postup TMZ, který by umožnil nahradit ocelí C45 středně legované oceli.

Série vzorků 1 a 2 byly kovány pro získání dat a ověření možností lisu. Technologické postupy pro vzorky série 3 a 4 již byly navrženy na základě získaných zkušeností. Výsledky získané na sérii vzorků 3 byly porovnány s IRA diagramem obr. č. 61. Z uvedeného vyplývá, že použité zařízení a navržený technologický postup neumožňuje provádět TMZ dle počátečních předpokladů. Na základě těchto výsledků byl navržen nový technologický postup pro sérii výkovků 4. Zmenšení výkovku umožnilo získat vyšší stupeň prokování materiálu.

Jak vyplývá z obrázku č. 61 v režimu vzorku 3 nebylo při tváření dosaženo austenitických přeměn. A to spolu s nízkým stupněm deformace zapříčinilo nevhodnost této série k rozsáhlejším experimentům. Testování na vzorcích série 3 ukázalo nutnost přizpůsobení velikosti polotovaru možnostem experimentálního lisu. K výrobě vzorků byl používán lis o max. síle 10000 kN.

Bylo provedeno několik testů na vzorcích různých rozměrů. Po provedení testů byl vybrán rozměr vzorků série 4. Tato velikost vzorku ještě umožnila seriózně provádět následující mechanické testy.

U série výkovků 4 zmenšením jeho rozměrů došlo k vyššímu stupni protváření, které sahalo až do teplot ukončujících rozpad austenitu. Tato série byla podrobena mechanickým testům.

Následující tabulka je souhrnem a zároveň porovnáním výsledků mechanických zkoušek konvenčně zpracovaných vzorků a termomechanicky zpracovaných vzorků.

Zpracování	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]	KCV[MPa]
Dodaný stav T	403	725	20	47	31
Zušlechtný stav K	576	900	15,3	52	31,7
Řízené termomechanické zpracování 4	748	801	18,5	58	41

Tabulka č. 15: Souhrn mechanických vlastností, porovnání výsledků.

Z uvedených výsledků vyplývá, že termomechanickým zpracováním lze dosáhnout takových vlastností mikrostruktury, že mez kluzu dosahuje výrazně vyšších hodnot ve srovnání se zušlechtěným materiálem. V případě tohoto zvoleného tepelně mechanického postupu, se mez kluzu posouvá k maximu, je téměř srovnatelná s mezí pevnosti. Pokles tažnosti oproti původnímu stavu je zanedbatelný a může být zdůvodněn chybou měření a malým počtem vzorků. U termomechanicky zpracovaných vzorků lze sledovat nárůst houževnatosti.

Velmi jemné zrno feriticko-karbidické struktury, dosažené zvoleným postupem termomechanického zpracování může z hlediska meze kluzu dosahovat lepších užitných vlastností než konvenčně zpracovaný materiál. Jemnější struktura zrna vede k výraznému zvýšení vrubové houževnatosti. Získaná jemnozrnná struktura po termomechanickém zpracování a následném vyžhání vykazuje vysokou plasticitu, má až 18,5 % tažnost a tím dobré předpoklady pro značné deformační zpevnění. Vysoká tažnost dává takto zpracovanému materiálu předpoklady pro jeho využití u extrémních deformačních technik (hluboké tažení...).

V rámci této práce byly zpracovány tři série vzorků. Vzorky prošly stanoveným postupem tepelného (série K) a tepelně mechanického zpracování (série 3 a 4). Vzorky těchto sérií byly následně zpracovány v několika žhacích režimech.

Série K byla zpracována standardním postupem – kalení po kterém následovalo žhání. Tato série měla sloužit jako etalon pro porovnání výsledků tepelně mechanického zpracování.

Z výsledků na takto zpracovaných vzorcích je patrný vliv kritické teploty 700 °C, kdy po 16 hodinách exploatace (vzorek K-8) lze pozorovat strukturu s vysokým podílem Widmanstaterových jehlic. Feritické jehlice vyrůstají po hranicích zrn. Charakter struktury se výrazně projevuje ve snížení mechanických vlastností.

U vzorků po tepelně-mechanickém zpracování se toto nijak neprojevilo.

Mikrostruktura takto vykovovaných vzorků má velmi jemnou feriticko-perlitickou strukturu. Perlit je lamelárního charakteru. To je velmi dobře patrné na snímcích z elektronového mikroskopu. Zde je také vidět, že lamely jsou jemné a krátké (vzorky 3 a 4). Struktura obsahuje větší množství proeutektoidního feritu než je patrné u výchozího stavu (vzorek T).

Proces termomechanického zpracování byl numericky modelován konečnoprvkovým programem DEFORM. Výpočty a uvedené obrázky ukazují průběh teploty a deformace během režimu řízeného tváření a řízeného ochlazování. Zpracovaný materiál u vzorku 3 získal podle simulace ve středové oblasti hodnotu efektivní deformace kolem hodnoty 3, na okrajích se tento parametr pohybuje v rozmezí 1,3–1,5. Zpracovaný materiál

u vzorku 4 získal podle simulace ve středové oblasti hodnotu efektivní deformace kolem hodnoty 5, na okrajích se tento parametr pohybuje kolem hodnoty 2,5.

(simulace byly provedeny firmou COMTES FHT a.s., údaje pocházejí z jejich firemních zpráv)

Po termomechanickém zpracování byly provedeny mechanické zkoušky. Porovnání výsledků u jednotlivých vzorků je uvedeno v kapitole 4 v experimentální části této práce. Z výsledků je patrné, že volbou vhodného režimu tepelně mechanického zpracování lze dosáhnout vyšších hodnot meze kluzu a meze pevnosti oproti zušlechtěnému materiálu (grafické porovnání výsledků je uvedeno na obrázku č. 72).

I při vyšších hodnotách meze kluzu a meze pevnosti je mez únavy po termomechanickém zpracování mírně nižší než v zušlechtěném stavu. [podklady firmy COMTES FHT a.s.]

Termomechanicky zpracované vzorky (série 4) byly dále žíhány v rozsahu teplot 600°C až 750°C ve dvou časových prodlevách 1 hod a 16 hod. Již po 1 hodině výdrže na žíhací teplotě dochází ke sferoidizaci karbidů, které obsazovaly uzlové body styku tří zrn a tak efektivně bránily růstu feritických zrn. Hodnoty pevnosti poklesly o 50-100 MPa oproti zušlechtěnému stavu (vzorky série K), hodnoty tažnosti nevykázaly žádný pokles, naopak velmi mírný nárůst.

Termomechanicky zpracované vzorky z oceli C45 jsou po žíhání s výdrží 1 hodina stabilní až do teploty 600 °C. Při této teplotě začal být patrný rozpad perlitu, ferit zůstává po hranicích zrn. Při 650 °C karbidy sferoidizují, jejich počet brání výraznému růstu zrna. I při teplotě 700 °C můžeme stále pozorovat ostrůvky perlitu. Karbidy jsou hrubší. Pokud budeme u těchto vzorků porovnávat mechanické hodnoty nelze si nevšimnout rozdílu mechanických vlastností mezi vzorky 4-2 a 4-6. Tento rozdíl je s největší pravděpodobností způsoben změnou hustoty dislokací. Dislokace již nejsou zakotveny v zrnech, ale přesouvají se na hranice zrn. Při teplotě 750 °C dochází k úplnému rozpadu perlitu, zejména uvnitř zrn je možno pozorovat výrazné zhrubnutí karbidů.

Pro další studium by bylo vhodné použít transmisní elektronovou mikroskopii a sledovat rozložení dislokací uvnitř zrn a po hranicích zrn. Tento experiment nebyl do programu práce zařazen z důvodu jejího zaměření na sledování mechanických vlastností a pro obtížnost výroby vzorků pro transmisní elektronovou mikroskopii.

K výraznému růstu zrna došlo až při teplotách nad 800 °C. To je pravděpodobně již spojeno s procesem rekrystalizace (vzorek nebyl dokumentován, byl vyroben a zpracován pouze jako kontrolní, pro stanovení rozsahu teplot pro žíhací režimy).

Metalografické snímky dokumentují stav struktury, rozložení karbidů a velikost zrna. Na snímcích je také patrné v jakém rozsahu docházelo ke sferoidizaci karbidů. Při teplotách nad 700 °C

je sferoidizace karbidů patrná v celém objemu vzorku. Došlo k vymizení perlitických lamel a globulitické karbidy vytvořily jemné a rovnoměrné uspořádání. K výrazným změnám struktury nevedlo ani prodloužení doby žíhání na 16 hodin. Zhrubnutí zrna je patrné pouze u teploty 750 °C.

Stejně závěry lze uvést i ze studia RTG snímků. Spojitá stopa svědčí o velkém množství krystalků splňujících Braggovu rovnici. Pouze u vzorků žíhaných při teplotě 750 °C jsou na záznamu patrné jednotlivé body, což svědčí o hrubnutí zrna.

Z metalografického a rentgenografického rozboru lze usuzovat, že na termomechanicky zpracovaných vzorcích neproběhla rekrytalizace. Míra zbytkové deformace (pnutí) byla nízká a neposkytla tak dostatečnou aktivační energii pro spuštění rekrytalizace.

Tepelně mechanickým zpracováním lze získat velmi jemné zrno. Velikost zrna se pohybovala kolem 3 - 5 μm. Jemnozrnná feriticko karbidická struktura dosažená tepelně mechanickým zpracováním vykazuje v některých ohledech výhodnější vlastnosti než struktura získaná konvenčním tepelným zpracováním. Výrazně se posouvá mez kluzu, avšak tato změna nemá za následek zhoršení tažnosti a meze únavy. U takto zjemněné struktury je patrné výrazné zvýšení vrubové houževnatosti.

Závěr

Termomechanické zpracování je postup navržený pro zlepšení mechanických vlastností materiálů řízením tepelně deformačních procesů, které byly původně určeny k vytvoření požadovaného vnějšího tvaru výrobku. Prováděním deformací za vysokých teplot a řízení podmínek rozpadu austenitu na ferit a karbidy, lze uvést do činnosti mechanismy, které mohou výrazným způsobem ovlivnit výslednou strukturu materiálu a jeho vlastnosti.

Výsledné vlastnosti materiálu jsou ovlivněny vlastním chemickým složením. Vedle chemického složení má zásadní vliv na výsledné vlastnosti způsob zpracování materiálu. Zásadní význam má deformace – její velikost, rozsah teplot ve kterém probíhá, rychlost a rozložení deformačního pole v součásti. Druhým neméně významným faktorem je průběh teploty – během ohřevu, výdrže, deformace a celého vychlazovacího režimu.

Deformační a teplotní režim ovlivňuje stav tuhého roztoku v austenitické oblasti, velikost zrna před začátkem deformace, průběh rekrytalizace a růstu zrna během deformace i po ní, stav mikrostruktury před začátkem rozpadu austenitu, průběh samotné transformace a případné další procesy po skončení přeměny.

V práci jsou popsány teoretické předpoklady na jejichž základě byl stanoven postup testování pro ocel C45. Bylo provedeno

termomechanické tváření s využitím standardní kovářské technologie s cílem dosažení zjemnění zrna a zlepšení mechanických vlastností. Z takto zpracovaného materiálu byly vyrobeny vzorky pro testování mechanických vlastností, metalografické a rentgenografické analýzy.

Mikrostruktura termomechanicky zpracovaných vzorků má velmi jemné perliticko-feritické zrna. Perlit je lamelárního charakteru. Struktura obsahuje větší množství proeutektoidního feritu než je patrné u výchozího stavu (vzorek T).

Po termomechanickém zpracování byly provedeny mechanické zkoušky. Z výsledků je patrné, že volbou vhodného režimu tepelně mechanického zpracování lze dosáhnout vyšších hodnot meze kluzu a meze pevnosti oproti zušlechtěnému materiálu.

Technologický postup zvolený pro sérii vzorků 4 umožňuje získat velmi jemné zrna o velikosti kolem 3-5 μm . Jemnozrnná feriticko karbidická struktura dosažená tepelně mechanickým zpracováním vykazuje výhodnější vlastnosti než struktura získaná konvenčním tepelným zpracováním. Výrazně se posouvá mez kluzu, avšak tato změna nemá za následek zhoršení tažnosti a meze únavy. U takto zjemněné struktury je patrné výrazné zvýšení vrubové houževnatosti.

Takto získaný materiál má dobré předpoklady pro využití v dalších tvářecích procesech.

Literatura

- [1] GRANGE, R. A.: Trans Quarterly TASM, 1966
- [2] PETCH, M. J.: Progress in Metal Physics, 1954
- [3] HYSPECKÁ, L., MAZANEC, K.: Fyzikálně metalurgické otázky tepelně mechanického zpracování oceli, ACADEMIA PRAHA, 1968
- [4] PLUHAŘ, J., KORYTA, J.: Nauka o materiálech, SNTL/ALFA Praha, 1989
- [5] ŽÍDEK, M., DĚDEK, V., SOMMER, B.: Tváření oceli, SNTL/ALFA Praha, 1988
- [6] KOŠELEV, V. A.: Základy metalografie oceli, SNTL Praha, 1953
- [7] MACEK, K., ZUNA, P.: Nauka o materiálu 1, Praha, 1978
- [8] RYŠ, P., CENEK, M., MAZANEC, K., HRBEK, A.: Nauka o materiálu I/4, ACADEMIA Praha, 1975
- [9] SEDLÁČEK, V. a kol: Zotavení a rekrytalizace, ACADEMIA Praha, 1985
- [10] JECH, J.: Tepelné zpracování oceli, SNTL Praha, 1969
- [11] KOUTSKÝ, J.: Nekonenční způsoby tepelného zpracování vysokochromových ocelí, ACADEMIA Praha, 1980

- [12] MAZANEC, K.: Fyzikální metalurgie speciální, Ostrava, 1986
- [13] MAZANCOVÁ, E., MAZANEC, K.: Moderní metody tepelného zpracování, Ostrava, 1987
- [14] PLUHAŘ, J., KORYTA, J.: Strojírenské materiály, SNTL/SVTL, 1966
- [15] TAMURA, I., SEKINE, H., TANAKA, T., OUCHI, C.: Thermomechanical Processing of High-strength Low-alloy Steels, Butterworth Co. Ltd., 1988
- [16] ZRNÍK, J., KVAČKAJ, T., VRCHOVINSKÝ, V.: Vztah struktury a vlastností při simulácii tvárniaceho procesu mikrolegovanej ocele QSTE 380 (tm), Acta metalurgika Slovaca, 1999
- [17] THOMPSON, S. W., KRAUSS, G.: Precipitation and Fine Structure in Medium - Carbon Vanadium and Vanadium/Niobium Microalloyed Steels, Metallurgical transactions, 1989
- [18] DERBY, B.: The dependence of grain size on stress during dynamic recrystallization, Acta metal mater, 1991
- [19] BLECK, W., GEISLER, S., LANGER, H.: Simulation of microstructure development during hot strip rolling, Thermomechanical Processing of Steels, 1991
- [20] MAJTA, J.: Complete model for niobium- mikroalloyed steels deformed under hot working conditions, Krakow, 2003
- [21] HAESSNER, F.: Rekrystallization of metallic materials, ruský překlad z roku 1982
- [22] PATEROVÁ, H.: Vytváření modelů pro numerickou simulaci, písemná práce k doktorské zkoušce, 2001
- [23] NOVÝ, Z., DRNEK, J.: Mechanismy zjemňování zrna ocelí, METAL, 2003
- [24] SEKINE, H., MARUYAMA, T.: The microstructure and design of alloys, The Metals Society, Vol. I, 1973
- [25] SEKINE, H., MARUYAMA, T., KAGEYAMA, H., KAWASHIMA, Y.: Thermomechanical processing of micro-alloyed austenite, A.J. DE ARDO et al. (eds), The Metallurgical Society of the American Institute of Metallurgical Engineers, 1982
- [26] SELLARS, C.M.: Hot-working and forming processes, C.M. SELLARS and G.J. DAVIES (eds), The Metals Society, 1979
- [27] GRANGE, R.A.: Fundamentals of deformation processing, W.A. BACKOFEN, Syracuse University Press, 1964
- [28] KOZASU, I., OUCHI, S., SAMPEI, T., SHIGA, C.: Microalloying 75, Union Carbide Corp, 1977
- [29] TANAKA, T., TABATA, N., HATOMURA, T., SHIGA, C.: Microalloying 75, Union Carbide Corp., 1977
- [30] TANAKA, T., ENAMI, T., KIMURA, M., SAITO, Y., HATOMURA, T.: The metallurgy of hot-working of steels, Iron and Steel Institute of Japan, 1982
- [31] PHILLIPO, B.L., CRANE, F.A.A.J.: Iron and Steel Inst., 1973
- [32] MAEBARA, Y., KUNITAKE, T., FUJINO, N.: Tetsu-to-Hagane, 1981
- [33] BACROIX, B., AKBEN, M.G., JONAS, J.J.: Thermomechanical processing of microalloyed austenite, A.J. DE ARDO et al. (eds), The Metallurgical Society or the American Institute of Mechanical Engineers, 1982

- [34] SEKINE, H., MARUYAMA, T.: Seitetsu Kenkyu, 1976
- [35] KOZASU, I., SHIMIZU, T., KUBOTA, H. : Trans Iron and Steel Inst. Japan, 1977
- [36] TANAKA, T., TABATA, N., HATOMURA, T., SHIGA, C.: Microalloying 75, Union Carbide Corp., 1977
- [37] YAMAMOTO, S., OUCHI, C., OSUKA, T.: Thermomechanical processing of microalloyed austenite, American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers, 1982
- [38] TANAKA, T., TABATA, N., HATOMURA. T., CHIGA, C.: Microalloying 75, Union Carbide Corp., 1977
- [39] GLOVER, G., SELLARS, C.M.: Metall, Trans. 3, 1972
- [40] GLOVER, G., SELLARS, C.M.: Metall, Trans. 4, 1973
- [41] SPEICH, G.R., DABKOWSKI, D.S.: The hot-deformation of austenite, American Institute of Mining,, Metallurgical and Petroleum Engineers, 1977
- [42] INAGAKI, H.: Trans Iron and Steel Inst., Japan, 1977
- [43] MIYOSHI, E., FUKUDA, M., IWANAGA, H., OKAZAWA, T.: Crack propagation in pipelines, Institute or Gas Engineers, 1974
- [44] KNOTT, J.F.: Effect of second-phase particles on the mechanical properties of steel, The Iron and Steel Institute, 1971
- [45] MAKI, T., TSUZAKI, K., TAMURA, I.: Trans Iron and Steel Inst., Japan, 1980
- [46] HONEYCOMBE, R.W.K.: Met trans, 1976
- [47] SAH, J.P., SELLARS, C.M.: Hot-working and fanning processes, The Metals Society, 1979
- [48] SELLARS, C.M., WHITEMAN, J.A.: Metal Sci, 1979
- [49] TOWLE, D.J., GLADMAN, T.: Metal Sci, 1979
- [50] MACHIDA, M., KATSUMATA, M., KAJI, H.: Steel rolling, 1981
- [51] JONES, J.D., ROTHWELL, A.B.: International Steel Institute Special Report, 1968
- [52] IRANI, J.J., BURTON, D., LATHUM, D.J.: British Iron and Steel Research Association Open Report, 1968
- [53] PRIESTNER, R., EARLEY,C.C., RANDALL, J.H.: Iron and Steel Institut, 1968
- [54] JONAS, J.J., WEISS, I.: Metal Sci., 1979
- [55] JONAS, J.J., AKBEN, M.G.: Metal Forum, 1981
- [56] HASIMOTO, T., SAWAMURA, T., OHTANI, H.: Tetsu-to-Hagane, anglický překlad 1979
- [57] COLDREN, A.P., ELDIS, G.T., TITHER, G.: Optimization of processing properties and service performance through microstructural control, American Society for Tersting and Materials, 1979
- [58] YAMAMOTO, S., OKITA, T., OUCHI, C.: Tetsu-to-Hagane, anglický překlad 1978

- [59] YUTORI, T, OGAWA, R.: Tetsu-to-Hagane, anglický překlad 1979
- [60] INAGAKI, H., KURIHARA, K., KOZASU, I.: Tetsu-to-Hagane, anglický překlad 1975
- [61] MATSUDA, S.: KAWASHIMA, Y., SEKIGUCHI, S., OKAMOTO, M.: Tetsu-to-Hagane, anglický překlad 1982
- [61] MORI, T., ENAMI, T., FUNAKOSHI, T., OKABE, R.: Tetsu-to-Hagane, anglický překlad 1977
- [62] KRAUS, V.: Technologie tepelného zpracování II.díl, KMM ZČU v Plzni, 1992
- [63] NOVÝ Z., JANDOVÁ D., DŽUGAN J., MAŠEK B., MEYER L.W.: Thermomechanical Processing of 34CrNiMo6 Steel, Metallurgia 39 (2000) 3
- [64] NĚMET J.: Sledování fázových přeměn konstrukčních ocelí, Disertační práce KMM ZČU v Plzni 2009
- [65] FIALA J., Mentl V., Šutta P.: Struktura a vlastnosti materiálů, ACADEMIA 2003
- [66] Kasl J.: Opevňovací procesy po tváření za studena a za tepla v austenitické oceli ČSN 417247, Ústřední výzkumný ústav Škoda, koncern, Plzeň a.s., Plzeň 1992
- [67] NĚMEC J.: Tuhost a pevnost ocelových součástí, Praha 1963
- [68] DŽUGAN J., NOVÝ Z., SOSNOVÁ M.: Improvement of fatigue life of 34CrNiMo steel by thermomechanical treatment, Plzeň 2005
- [69] GEORGE F. VANDER VOORT.: Atlas of Time-Temperature Diagrams for Irons and Steels, 2004

Příloha 1

Protokol o mechanických zkouškách

Parameter table:

Customer	: 148_04_COMTES	Load cell	: 300 kN
Tester	: Mentl	Extensometer	: Multisens
Material	: tyče průměr 4	Specimen grips	: Hydraulic
Test standard	: EN10002-1	Type of test	: Tensile

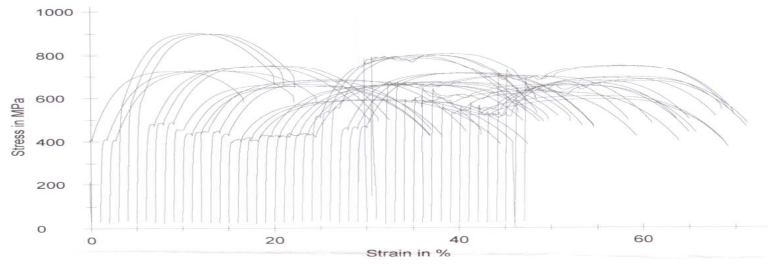
148_04_COMTES.ZSE
Type of E-Modulus determination: Secants
TRS Travel interval up to break: 0,1 mm
TRS Force interval: 0,01 N
Test speed: 0,5 mm/min
Speed Rp, ReH: 0,5 mm/min
06.01.06 07:00

mm

Results:

Nr	Označení	Diameter d0 mm	Reh MPa	Rp 0,2 MPa	Rm MPa	A %
1	3_výchozí stav	4,00	410	407	723	16,72
2	2-výchozí stav	4,00	412	404	727	20,84
3	1-výchozí stav	4,00	409	399	725	22,30
4	K_1	4,02	-	580	902	16,69
5	K_2	4,03	-	580	899	16,79
6	K_3	4,02	-	570	898	17,02
7	K2_1	4,00	481	453	742	24,21
8	K2_2	4,00	488	464	750	24,18
9	K2_3	4,00	490	461	751	24,21
10	K4_1	3,99	457	455	663	27,71
11	K4_2	3,99	439	429	654	26,64
12	K4_3	4,00	445	422	654	27,08
13	K6_1	4,01	447	446	679	24,90
14	K6_2	4,01	445	442	683	27,57
15	K6_3	4,01	435	422	678	28,25
16	K8_1	4,00	399	395	588	29,43
17	K8_2	4,00	413	403	592	30,98
18	K8_3	4,00	412	397	591	30,45
19	K10_1	4,01	431	412	660	28,71
20	K10_2	4,01	427	416	661	29,53
21	K10_3	4,01	429	408	659	28,89
22	K12_1	4,01	437	432	667	28,38
23	K12_2	4,01	432	415	670	28,54
24	K12_3	4,01	431	420	672	28,87
25	K21_1	4,02	518	502	786	22,89
26	K21_2	4,01	539	531	795	21,21
27	K21_3	4,02	556	540	799	22,22
28	K22_1	4,03	463	446	711	26,13
29	K22_2	4,02	467	440	711	26,39
30	K22_3	4,02	470	451	714	25,40
31	4_1	4,01	784	727	798	17,61
32	4_2	4,01	792	769	805	17,73
33	4_2_1	4,02	675	661	700	26,20
34	4_2_2	4,02	670	667	698	27,74
35	4_4_1	4,04	592	583	631	25,18
36	4_4_2	4,03	601	585	624	28,70
37	4_6_1	4,00	647	628	659	29,57
38	4_6_2	4,01	642	626	655	27,83
39	4_8_1	3,99	567	551	606	30,72
40	4_8_2	4,04	532	526	593	29,97
41	4_10_1	4,03	556	542	666	23,42
42	4_10_2	4,01	576	567	678	23,82
43	4_12_1	4,03	566	533	689	25,73
44	4_12_2	4,03	525	520	694	25,17
45	4_21_1	4,02	714	682	749	24,85
46	4_21_2	4,02	727	714	746	24,60
47	4_22_1	4,03	643	629	674	24,94
48	4_22_2	4,02	691	649	683	24,05

Series graphics:



MECHANICKÁ ZKUŠEBNA evidovaná pod pořadovým číslem 044
ve SDRUŽENÍ ČESKÝCH ZKUŠEBEN A LABORATOŘÍ - CTLA
ŠKODA VÝZKUM s.r.o., Tylova 57, 316 00 Plzeň, Česká Republika
☎ 37/8133144, fax: 37/8133889, e-mail: vaclav.mentl@skoda.cz

PROTOKOL O ZKOUŠCE

č. : 148/3/04
List : 1
Počet listů : 2

ZÁKAZNÍK : COMTES FHT s.r.o., Borská 47, 320 13 Plzeň

PŘEDMĚT ZKOUŠEK : ZKUŠEBNÍ VZORKY
Datum přijetí zkoušek : 9. 3.2004 Materiál : 12050
Datum provedení zkoušek : 14. 4.2004
Objednávka číslo : CTS 046/04
Laboratorní číslo : 148/04
Zakázkové číslo : 315-009-4193

VÝSLEDKY ZKOUŠEK:

zkušební zařízení : kyvadlové kladivo Charpy, výr.č. 1297, max. energie rázu : 15J
zkušební tyče : 4x3x22mm V1 (KLST dle DIN 50 115)

Zkouška rázem v ohybu dle DIN 50 115

označení	teplota [°C]	KV [J]	KCV [J/cm ²]
T/1	+20	2,7	30,0
T/2	+20	2,9	32,2
K/1	+20	3,2	35,6
K/2	+20	2,5	27,8
K2/1	+20	5,7	63,2
K2/2	+20	5,8	64,4
K4/1	+20	6,0	66,7
K4/2	+20	5,5	61,1
K6/1	+20	6,7	74,4
K6/2	+20	6,9	76,7
K8/1	+20	5,9	65,6
K8/2	+20	5,5	61,1
K10/1	+20	4,7	52,2
K10/2	+20	4,3	47,8
K12/1	+20	4,0	44,4
K12/2	+20	4,3	47,8
K21/1	+20	5,4	60,0
K21/2	+20	5,6	62,2
K22/1	+20	5,9	65,6
K22/2	+20	5,9	65,6



V Plzni: 14.4.2004

Ing. Václav Mentl, CSc., vedoucí laboratoře

Uvedené výsledky zkoušek se týkají jen předmětu těchto zkoušek. Bez svolení zkušební laboratoře smí být protokol reprodukován pouze jako celek.

PROTOKOL O ZKOUŠCE

č. : 148/3/04

List : 2

Počet listů : 2

ZÁKAZNÍK : COMTES FHT s.r.o., Borská 47, 320 13 Plzeň

PŘEDMĚT ZKOUŠEK : ZKUŠEBNÍ VZORKY

Datum přijetí zkoušek : 9. 3. 2004 Materiál : 12050

Datum provedení zkoušek : 14. 4. 2004

Objednávka číslo : CTS 046/04

Laboratorní číslo : 148/04

Zakázkové číslo : 315-009-4193

VÝSLEDKY ZKOUŠEK:

zkušební zařízení : kyvadlové kladivo Charpy, výř.č. 1297, max. energie rázu : 15J

zkušební tyče : 4x3x22mm V1 (KLST dle DIN 50 115)

Zkouška rázem v ohybu dle DIN 50 115

označení	teplota [°C]	KV [J]	KCV [J/cm ²]
3/1	+20	5,4	60,0
3/2	+20	4,5	50,0
3-2/1	+20	6,2	68,9
3-2/2	+20	5,6	62,2
3-6/1	+20	6,6	73,3
3-6/2	+20	6,5	72,2
3-10/1	+20	5,6	62,2
3-10/2	+20	5,1	56,7
3-21/1	+20	5,1	56,7
3-21/2	+20	4,8	53,3
4/1	+20	3,7	41,1
4/2	+20	3,7	41,1
4-2/1	+20	5,0	55,6
4-2/2	+20	4,5	50,0
4-4/1	+20	4,9	54,4
4-4/2	+20	6,1	67,8
4-6/1	+20	6,4	71,1
4-6/2	+20	4,9	54,4
4-8/1	+20	6,6	73,3
4-8/2	+20	7,0	77,8
4-10/1	+20	4,1	45,6
4-10/2	+20	5,0	55,6
4-12/1	+20	3,9	43,3
4-12/2	+20	5,5	61,1
4-21/1	+20	5,0	55,6
4-21/2	+20	5,0	55,6
4-22/1	+20	5,4	60,0
4-22/2	+20	4,7	52,2



V Plzni: 14.4.2004

Ing. Václav Mentl, CSc., vedoucí laboratoře

Uvedené výsledky zkoušek se týkají jen předmětu těchto zkoušek. Bez svolení zkušební laboratoře smí být protokol reprodukován pouze jako celek.

MECHANICKÁ ZKUŠEBNA evidovaná pod pořadovým číslem **044**
ve SDRUŽENÍ ČESKÝCH ZKUŠEBEN A LABORATOŘÍ - CTLA
ŠKODA VÝZKUM s.r.o., Tylova 57, 31600 Plzeň, Česká Republika
☎ 37/8133144, fax: 37/8133889, e-mail: vaclav.mentl@skoda.cz

PROTOKOL O ZKOUŠCE

č. : 148/1/04

List : 1

Počet listů : 2

ZÁKAZNÍK : COMTES FHT s.r.o., Borská 47, 320 13 Plzeň

PŘEDMĚT ZKOUŠEK : ZKUŠEBNÍ VZORKY

Datum přijetí zkoušek : 9. 3.2004 Materiál : 12050

Datum provedení zkoušek : 7. 4.2004

Objednávka číslo : CTS 046/04

Laboratorní číslo : 148/04

Zakázkové číslo : 315-009-4193

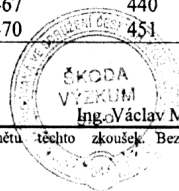
VÝSLEDKY ZKOUŠEK:

Zkouška tahem dle EN 10002-1

Označení	rozměr [mm]	S ₀ [mm ²]	R _{eH} [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z (%)
T/1	∅ 4,00	12,57	409	399	725	21,0	47,4
T/2	∅ 4,00	12,57	412	404	727	19,5	47,4
T/3	∅ 4,00	12,57	410	407	723	20,0	47,4
K/1	∅ 4,02	12,69	-	580	902	15,5	51,5
K/2	∅ 4,03	12,76	-	580	899	15,0	51,7
K/3	∅ 4,02	12,69	-	570	898	15,5	51,5
K2/1	∅ 4,00	12,57	481	453	742	21,5	69,8
K2/2	∅ 4,00	12,57	488	454	750	21,0	67,0
K2/3	∅ 4,00	12,57	490	461	751	22,5	67,0
K4/1	∅ 3,99	12,50	457	455	663	25,0	69,6
K4/2	∅ 3,99	12,50	439	429	654	25,0	69,6
K4/3	∅ 4,00	12,57	445	422	654	25,0	69,8
K6/1	∅ 4,01	12,63	447	446	679	24,5	67,1
K6/2	∅ 4,01	12,63	445	442	683	25,0	69,9
K6/3	∅ 4,01	12,63	435	422	678	25,5	69,9
K8/1	∅ 4,00	12,57	399	395	588	28,5	69,8
K8/2	∅ 4,00	12,57	413	403	592	28,0	69,8
K8/3	∅ 4,00	12,57	412	397	591	28,5	69,8
K10/1	∅ 4,01	12,63	431	412	660	27,0	61,1
K10/2	∅ 4,01	12,63	427	416	661	27,5	61,1
K10/3	∅ 4,01	12,63	429	408	659	27,0	61,1
K12/1	∅ 4,01	12,63	437	432	667	26,5	54,6
K12/2	∅ 4,01	12,63	432	415	670	27,0	58,0
K12/3	∅ 4,01	12,63	431	420	672	27,0	61,1
K21/1	∅ 4,02	12,69	518	502	786	21,0	64,4
K21/2	∅ 4,01	12,63	539	531	795	19,0	64,2
K21/3	∅ 4,02	12,69	556	540	799	20,0	64,4
K22/1	∅ 4,03	12,76	463	446	711	23,5	67,5
K22/2	∅ 4,02	12,69	467	440	711	24,0	67,3
K22/3	∅ 4,02	12,69	470	451	714	23,0	67,3

V Plzni: 8.4.2004

Uvedené výsledky zkoušek se týkají jen předmětu těchto zkoušek. Bez svolení zkušební laboratoře smí být protokol reprodukován pouze jako celek.



Ing. Václav Mentl, CSc., vedoucí laboratoře

PROTOKOL O ZKOUŠCE

č. : **148/1/04**

List : 2

Počet listů : 2

ZÁKAZNÍK : COMTES FHT s.r.o., Borská 47, 320 13 Plzeň

PŘEDMĚT ZKOUŠEK : ZKOUŠEBNÍ VZORKY

Datum přijetí zkoušek : 9. 3.2004 Materiál : 12050

Datum provedení zkoušek : 7. 4.2004

Objednávka číslo : CTS 046/04

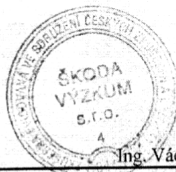
Laboratorní číslo : 148/04

Zakázkové číslo : 315-009-4193

VÝSLEDKY ZKOUŠEK:

Zkouška tahem dle EN 10002-1

Označení	rozměr [mm]	S_0 [mm ²]	ReH [MPa]	R _{p0,2} [MPa]	R _m [MPa]	A [%]	Z [%]
4/1	∅ 4,01	12,63	784	727	798	17,5	58,0
4/2	∅ 4,01	12,63	792	769	805	19,5	58,0
4.2/1	∅ 4,02	12,69	675	661	700	24,0	64,4
4.2/2	∅ 4,02	12,69	670	667	698	26,0	64,4
4.4/1	∅ 4,04	12,82	592	583	631	24,5	67,6
4.4/2	∅ 4,03	12,76	601	585	624	27,5	70,2
4.6/1	∅ 4,00	12,57	647	628	659	29,0	69,8
4.6/2	∅ 4,01	12,63	642	626	655	26,0	67,1
4.8/1	∅ 3,99	12,50	567	551	606	29,5	69,6
4.8/2	∅ 4,04	12,82	532	526	593	29,0	70,4
4.10/1	∅ 4,03	12,76	556	542	666	22,5	61,5
4.10/2	∅ 4,01	12,63	576	567	678	22,0	61,1
4.12/1	∅ 4,03	12,76	566	533	689	24,0	61,5
4.12/2	∅ 4,03	12,76	525	520	694	24,0	55,1
4.21/1	∅ 4,02	12,69	714	682	649	24,0	61,3
4.21/2	∅ 4,02	12,69	727	714	746	23,0	61,3
4.22/1	∅ 4,03	12,76	643	629	674	23,5	67,5
4.22/2	∅ 4,02	12,69	691	649	683	23,0	67,3



V Plzni: 8.4.2004

Ing. Václav Mentl, CSc., vedoucí laboratoře

Uvedené výsledky zkoušek se týkají jen předmětu těchto zkoušek. Bez svolení zkušební laboratoře smí být protokol reprodukován pouze jako celek.