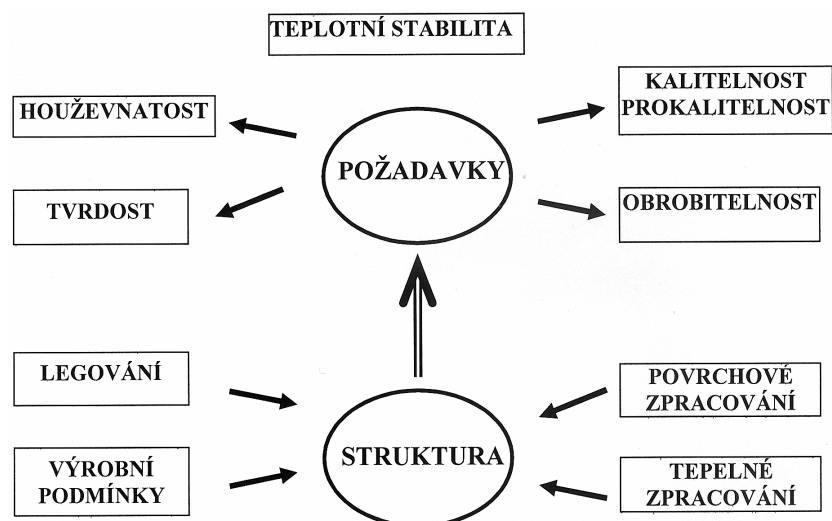


1. VLASTNOSTI NÁSTROJOVÝCH OCELÍ

Na strukturu a tím i na vlastnosti nástrojových ocelí jsou v praxi kladeny nejrůznější požadavky. V zásadě je podle obr. 1 lze rozdělit do dvou skupin. První skupina požadavků, kterou musí nástrojový materiál splňovat, je komplex strukturních parametrů a vlastností, které podmiňují vyrobiteľnost nástroje. Patří mezi ně zejména chemické a fázové složení (zejména typ karbidů), strukturní stejnorodost, mikročistota, obrobitelnost, broušitelnost, leštitelnost, kalitelnost, prokalitelnost, definované deformační chování atd. V poslední době se mezi důležité požadavky, kladené na nástrojové oceli, řadí rovněž schopnost povrchového zpracování.

Druhou skupinu tvoří vlastnosti, které se uplatňují v procesu používání nástroje. Tyto vlastnosti jsou ve velké míře ovlivněny i první skupinou, takže obě dvě skupiny nelze od sebe jednoznačně oddělit, ale naopak, tvoří synergický celek. V procesu používání nástroje se uplatňují vlastnosti pasivní, to znamená vlastnosti, které nástroj „chrání“ před předčasným poškozením, a vlastnosti aktivní, kterými nástroj působí na opracovávaný materiál. Mezi nejdůležitější pasivní vlastnosti patří houževnatost a ořezuvzdornost, protože chrání materiál před předčasným objemovým porušením, resp. nežádoucími změnami rozměru, probíhajícími na styku funkční části nástroje a opracovávaného materiálu. Tvrdost, pevnost a odolnost vůči popouštění zase dávají nástroji celkovou odolnost vůči nežádoucí plastické deformaci. U některých aplikací, zejména pro práci za tepla, se vyžaduje i dostatečná korozní odolnost. Nejdůležitější aktivní vlastností nástrojové oceli je její schopnost opracovávat daný materiál, např. řezivost.



Obr. 1 – Schematické znázornění vztahu mezi strukturou a základními vlastnostmi nástrojových ocelí.

Z hlediska fázového složení jsou struktura a vlastnosti nástrojových ocelí určeny charakterem matrice a typem, množstvím, velikostí a rozmístěním karbidů. To je důležité jak

v základním stavu, tj. po žíhání na měkko, tak během tepelného zpracování, během něhož nástroj získává většinu vlastností, důležitých pro jeho používání. Matrice v základním stavu bývá feritická a pro správný průběh kalení je vyžadováno, aby došlo k úplné austenitizaci materiálu, tj. matrice musí při teplotě kalení musí obsahovat homogenní austenit. Karbidické fáze v nástrojových ocelích mají rozdílné chemické složení, tvrdost, různou termickou stabilitu a tak zatímco se některé během austenitizace rozpouštějí v tuhém roztoku při relativně nízkých teplotách, jiné se zachovávají v nerozpuštěném stavu až do teploty solidu. Podle toho lze v zásadě rozlišit i úlohu jednotlivých legujících prvků v ocelích – prvky, obsažené v karbidech o nízké termické stabilitě zvyšují prokalitelnost, tvrdost martenzitu (i celkově tvrdost oceli) a schopnost sekundárního vytvrzování. Prvky, obsažené v karbidech o vysoké tepelné stabilitě (např. vanad) mají vliv zejména na odolnost vůči opotřebení a ovlivňují velikost zrna po tepelném zpracování.

2. ROZDĚLENÍ NÁSTROJOVÝCH OCELÍ

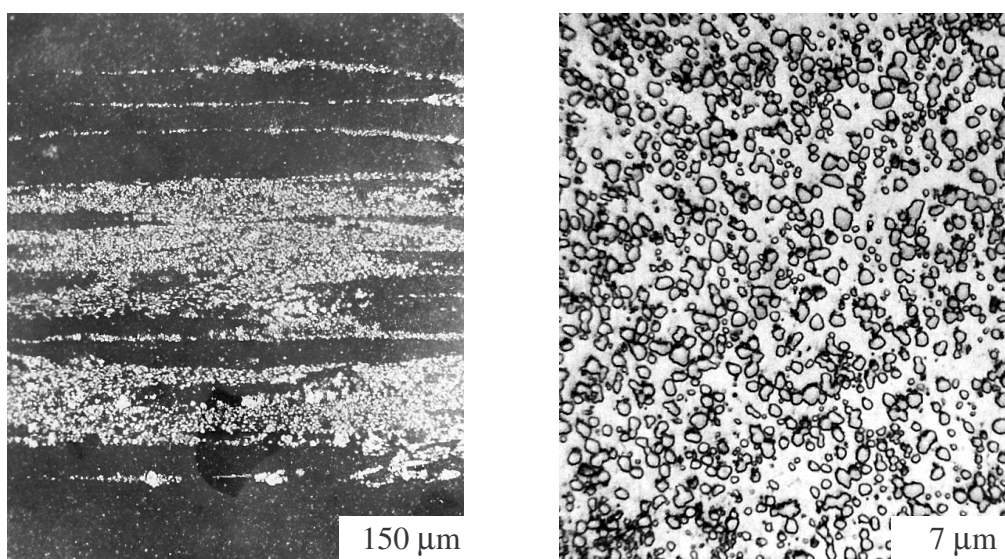
S ohledem na použití v praxi se nástrojové oceli dělí na oceli pro práci za studena, za tepla, oceli pro výrobu ručního nářadí, oceli pro třískové opracování kovů atd. Toto rozdělení však z hlediska posuzování nároků na tepelné zpracování není úplně nejvhodnější. Důvodem je zejména skutečnost, že např. pro práci za studena se používá velká skupina materiálů, lišících se od sebe výrazně chemickým složením, a tedy i nároky na tepelné zpracování. Z hlediska tepelného zpracování je výhodné rozdělit nástrojové oceli do následujících 4 skupin: oceli uhlíkové, oceli nízkolegované, oceli vysokolegované pro práci za tepla a oceli ledeburitické a rychlořezné.

3. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

3.1. Výchozí stav nástrojových ocelí

Nástrojové oceli se do výrobního procesu dodávají z hutí převážně ve stavu žíhaném na měkko. Struktura je tvořena feritickou maticí a globulárními karbidy eutektoidního, částečně rovněž sekundárního původu. U vysokolegovaných ocelí se ve struktuře nachází rovněž eutektické nebo dokonce primární karbidy. U ocelí, vyrobených klasickou tavnou metalurgií, se tyto karbidy liší od globulárních karbidů, sferoidizovaných v procesu žíhání na měkko, velikostí (jsou zpravidla větší), tvarem (většinou se jedná o hranaté karbidické částice) a rozmístěním (zachovávají si svoji distribuci, získanou primární metalurgií nebo následujícím tvářením), obr. 2. U ocelí, vyrobených postupem práškové metalurgie rychle ztuhlých částic (PM oceli), se od sebe jednotlivé karbidické fáze neliší ani velikostí, ani tvarem, a jejich rozmístění po objemu materiálů je statisticky náhodné, obr. 3.

Primární a eutektické fáze se procesů tepelného zpracování většinou aktivně neúčastní, protože během austenitizace (ohřevu na teplotu kalení) se v austenitu nerozpouští. Jejich pasivní role, například při omezování růstu zrna, je však rovněž velmi důležitá. Stejně tak je funkce řady nástrojů bez existence těchto karbidů nepředstavitelná – jsou to například právě nerozpustné karbidy vanadu, které většině ocelí, určených pro aplikace, vyžadující vysokou otěruvzdornost, umožňují plnit svoji funkci.



Obr. 2, 3 – Struktura polotovaru oceli, vyrobené: 2 – klasickou tavnou metalurgií, 3 – práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic

3.2. Austenitizace

3.2.1. Uhlíkové oceli

Austenitizace uhlíkových nástrojových ocelí probíhá podle stejného mechanismu, jako u ocelí konstrukčních. To znamená, že při teplotě eutektoidní transformace dojde k přeměně perlitu na austenit, následně pak k přeměně feritu na austenit (podeutektoidní oceli), resp. rozpouštění sekundárního cementitu u nadeutektoidních ocelí. Volba teplot austenitizace závisí výhradně na obsahu uhlíku – u podeutektoidních ocelí 20 – 50 °C nad teplotou A_3 , u nadeutektoidních nepříliš vysoko nad teplotou A_1 , aby se zbytečně příliš velké množství sekundárního cementitu nerozpustilo v austenitu. Tvrdost martenzitu se totiž od obsahu uhlíku přibližně 0.75% již nezvyšuje, zato však klesají teploty M_s a M_f , což vede ke stabilizaci zbytkového austenitu, který se následným nízkoteplotním popouštěním nedá odstranit. Nástroj má pak nižší tvrdost a větší náchylnost k předčasnému opotřebení na povrchu.

3.2.2. Nízkoalegované oceli

Pro nízkoalegované nástrojové oceli platí rovněž velmi podobné podmínky ohřevu na austenitizační teplotu, jako pro nízkoalegované oceli konstrukční. Určitou výjimku tvoří pouze skupina ocelí, známá pod názvem TENAX. Materiály této skupiny obsahují 2 %W a pro jejich austenitizaci je zapotřebí volit vyšší teplotu, protože wolfram i při relativně nízkých koncentracích zvyšuje teplotní stabilitu karbidů, které se pak obtížněji rozpouštějí v austenitu. V případě nedodržení výše kalící teploty hrozí, že ocel nedosáhne potřebnou tvrdost po kalení ani po popouštění a její struktura bude méně termicky stabilní. Z obecných podmínek pro ohřev nástrojů, vyrobených nízkoalegovaných ocelí, je nejdůležitější skutečnost, že i malé obsahy legur typu mangan, chrom, nikl zvyšují významně prokalitelnost, takže se z těchto ocelí mohou vyrábět i nástroje velkorozměrové. Na druhou stranu platí, že vyšší stupeň legování, spojený navíc často i s nadeutektoidní koncentrací uhlíku, vede k horší tepelné vodivosti, takže se zejména pro velkorozměrové nástroje doporučuje zařazení prodlevy na vyrovnání teploty na povrchu a v jádře předtím, než dojde k fázovým transformacím v celém objemu materiálu.

3.2.3. Vysokoalegované oceli pro práci za tepla

Pro tuto skupinu ocelí je charakteristické, že obsahují kolem 5% chrómu a kromě toho prvky jako molybden a vanad pro zlepšení otěruvzdornosti a odolnosti proti růstu zrna při kalení. Většina těchto materiálů se řadí mezi tzv. subledeburitické oceli. To znamená, že se v jejich struktuře po odlití vyskytuje malé množství eutektických karbidů, zpravidla do 3 obj. %.

Na výchozí strukturu ocelí pro práci za tepla kladeny velmi vysoké nároky. Hlavním důvodem je cena (resp. stupeň přidané hodnoty) nástrojů – tato se u zápustek či forem na tlakové lití lehkých kovů pohybuje v řádech stovek tisíců až miliónu Kč.

Před uvedením do výrobního procesu a tepelným zpracováním proto musí být tyto nástrojové materiály velmi pečlivě prověřeny, zda splňují požadavky na mikročistotu, strukturní stejnorodost, houževnatost, odolnost vůči růstu zrna atd. Celá procedura ověřování kvality materiálu před výrobou nástroje obsahuje zpravidla více, než 10 dílčích testů. Před vlastním tepelným zpracováním musí být obrubované nástroje s přídatkem na dokončovací opracování vyžehány na snížení pnutí. Nástroje se musí bezpodmínečně vkládat do studené vakuové pece. Renomovaní provozovatelé tepelného zpracování navíc opatřují nástroj sadou termočlánků, svázaných s řízením pece, a to kvůli přesnému řízení procesu ohřevu a ochlazování.

První stadium ohřevu ve vakuové peci probíhá v atmosféře dusíku, protože při nízkých teplotách představuje přestup tepla konvekcí nejvýhodnější variantu. Toto první stadium končí při teplotě zhruba 400 °C, kde se realizuje první prodleva. Jejím účelem je vyrovnat teplotu mezi povrchem a jádrem v teplotní oblasti, kdy dochází k podstatnému poklesu meze kluzu materiálu, což by v případě nerovnoměrného ohřevu mohlo vést k riziku trvalých

deformací. Po vyrovnání teploty mezi povrchem a jádrem pokračuje ohřev na teplotu další izotermické výdrže. Teplota této výdrže by měla být volena tak, aby byla nižší než teplota A_1 příslušné oceli. Cílem výdrže je vyrovnání teploty mezi povrchem a jádrem předtím, než v materiálu začnou probíhat fázové transformace, které jsou zdrojem objemových změn v řádu několika procent. Pokud by se tyto změny superponovaly se změnami, vznikajícími v důsledku nestejnoměrného ohřevu, opětovně by hrozil vznik velkých trvalých deformací.

Po opětovném vyrovnání teplot mezi povrchem a jádrem může následovat další ohřev. Tentokrát je další prodleva volena mírně nad teplotou A_3 a jejím účelem je docílit toho, aby v celém objemu nástroje proběhly fázové transformace při pokud možno co nejvyrovnanější teplotě. Teprve poté následuje ohřev na konečnou teplotu austenitizace. Její výše závisí na typu materiálu, zejména na druhu legování a s tím spojeným převažujícím typem karbidické fáze. U většiny ocelí pro práci za tepla tvoří majoritní fázi karbid M_7C_3 , který se dobře rozpouští při teplotách kolem 1000 °C. Do některých materiálů je ale přidáván i molybden, popřípadě vanad. Tyto prvky tvoří stabilnější karbidy a pro jejich rozpuštění, byť pouze částečné, je zapotřebí vyšších teplot, resp. v kombinaci s delšími časy.

3.2.4. Ledeburitické a rychlořezné oceli

Tyto oceli mají ze skupiny všech nástrojových materiálů nejvyšší stupeň legování. Většina legur, které jsou v ocelích obsaženy, výrazně snižují obsah uhlíku v eutektoidní směsi. Přeměna eutektoidu nemá proto za následek dostatečné nasycení austenitu uhlíkem a legurami. K tomu dochází až vlivem postupného rozpouštění sekundárních karbidů při vyšších teplotách. Současně dochází k homogenizaci chemického složení austenitu.

Z důvodu potřeby vysoké teploty pro rozpouštění většiny sekundárních karbidů v austenitu se kalící teploty rychlořezných ocelí, určených pro řezné nástroje, nacházejí v úzkém pásu poměrně těsně pod solidem materiálu. V případě rychlořezných ocelí, určených pro nástroje pracující za studena se volí austenitizační teploty spíše nižší, aby bylo zrno jemnější a tím se zvýšila houževnatost. Podobně se nižší kalící teploty volí i pro nástroje, vyrobené z chromových ledeburitických ocelí – obvykle se používají teploty z rozmezí 950 až 1050 °C. Většina chromových karbidů typu M_7C_3 (majoritní fáze) se v austenitu již při těchto teplotách rozpouští dostatečně intenzívně. Vyšší austenitizační teplota pak nevede ke zlepšení vlastností. Právě naopak, kromě nežádoucího růstu zrna dochází rovněž ke stabilizaci velkého množství zbytkového austenitu [1,2], což je spojeno s výrazným poklesem tvrdosti.

Mechanismus ohřevu na austenitizační teplotu ve vakuových pecních zařízeních a volba teplot jednotlivých prodlev během tohoto ohřevu je velmi podobný, jako u ocelí pro práci za tepla. Přestože jsou totiž nástroje pro práci za studena zpravidla výrazně subtilnější, jejich tepelná vodivost je naopak ještě výrazně horší, než je tomu u nástrojů pro práci za tepla. Proto může nestejnoměrný ohřev na kalící teplotu zapříčinit deformace i u menších nástrojů.

Na podmínkách austenitizace závisí tvrdost po kalení a též po následujícím popouštění. Podobně závisí na podmínkách austenitizace i další velmi důležité vlastnosti, zejména pak

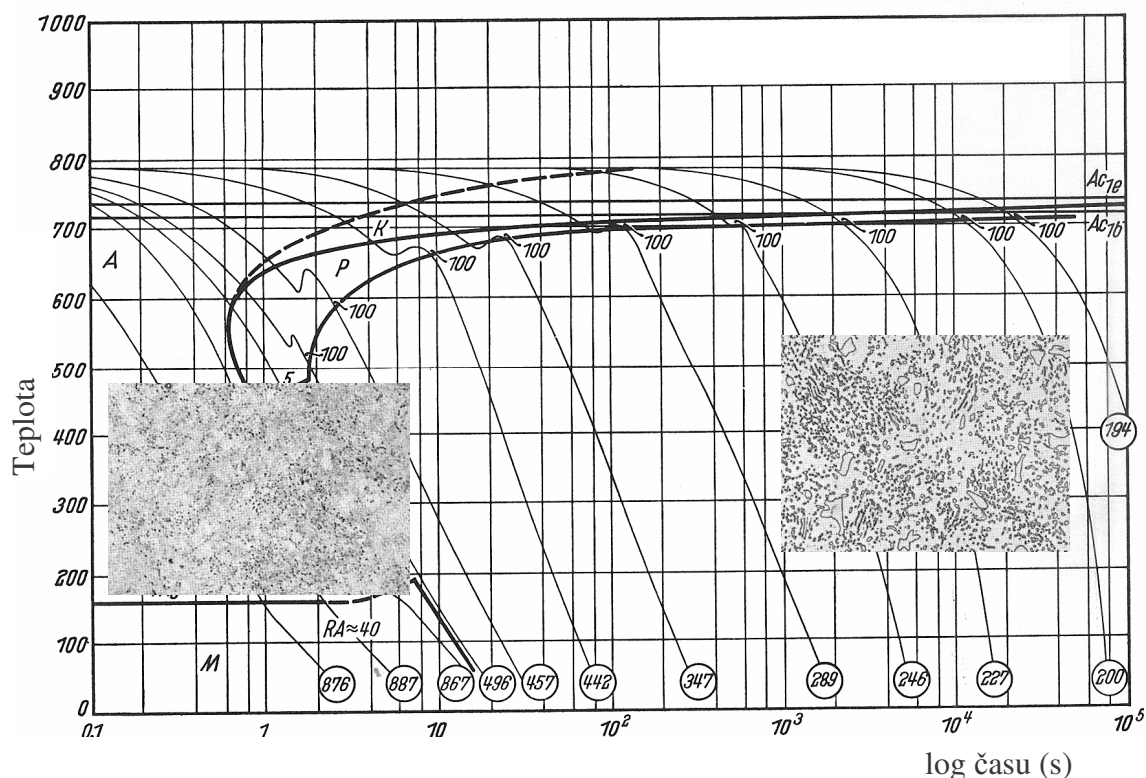
houževnatost. Tyto skutečnosti již byly zmíněna u chromových ledeburitických ocelí, ale jsou podstatné i u rychlořezných ocelí.

Již při malém překročení optimální výše kalicí teploty nebo délky prodlevy na této teplotě dochází k hrubnutí austenitického zrna, které je spojená s výrazným poklesem houževnatosti [3]. O něco vyšší odolnost vůči přehřátí mají ledeburitické oceli vyrobené práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic díky jemným a stejnoměrně rozmístěným částicím karbidů [4,5]. Zejména karbidy typu MC jsou při zabránění přehřátí ledeburitických ocelí velmi účinné. Na druhé straně je pro austenitizaci ocelí s vysokým obsahem vanadu (PM oceli) zapotřebí použít delších výdrží na austenitizační teplotě.

3.3. Kalení

3.3.1. Uhlíkové oceli

Uhlíkové oceli se vesměs vyznačují velmi omezenou prokalitelností. Zpravidla jsou prokalitelné do průměru cca 7 mm. Pokud je směrodatný rozměr nástroje větší, vytvoří se na povrchu tenká tvrdá vrstva a pod ní následuje velmi rychlý pokles tvrdosti. Je to dáno tím, že kritická rychlost ochlazování, potřebná pro tvorbu martenzitu, se u uhlíkových ocelí pohybuje v řádu jedné vteřiny. Pokud se jádro materiálu nestačí do této doby ochladit, vytvářejí se v něm nemartenzitické strukturní složky, vyznačující se výrazně nižší tvrdostí, obr. 4. Rostoucí obsah uhlíku prokalitelnost příliš nezlepšuje.



Obr. 4 – Diagram anizotermického rozpadu austenitu oceli s 1% uhlíku.

Uhlíkové oceli se většinou právě v důsledku špatné prokalitelnosti kalí téměř výhradně do vody. Kalení do oleje je možné pouze v případech, je – li kalený předmět dostatečně malý. S nutností kalení do vody souvisí i další skutečnost – nástroje z uhlíkových ocelí se zpravidla nevyrábí o velkém směrodatném rozměru. Kalení do vody totiž na jedné straně zaručuje vznik martenzitu do relativně největší hloubky, na druhé straně vede k vyšším deformacím a možnosti vzniku trhlin při kalení.

3.3.2. Nízkolegované oceli

Prokalitelnost nízkolegovaných ocelí je oproti uhlíkovým výrazně lepší. Většinu těchto materiálů lze s úspěchem kalit do oleje, a to i ve větších průřezích. V horším případě se pro kalení používají vodní roztoky polymerů, kde je možné jejich kalicí účinnost měnit pomocí změn koncentrace polymeru.

3.3.3. Oceli pro práci za tepla

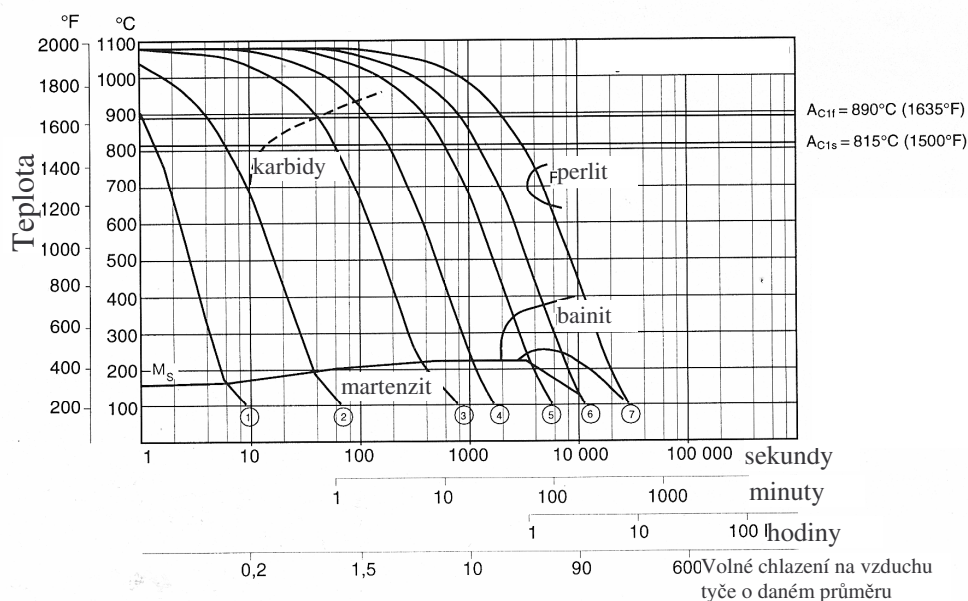
Po ohřevu na austenitizační teplotu a dostatečném prohřevu následuje kalení. Dnešním standardem pro oceli pro práci za tepla i oceli ledeburitické a rychlořezné je kalení přetlakem inertního plynu, zpravidla dusíku. Od použití jiných kalících prostředků, například oleje, se v současné době z ekonomických (potřeba praní), ekologických (nutnost recyklace nebo likvidace), vzhledových (čistota povrchu) důvodů a z často vyplývající potřeby post - tepelného zpracování upouští.

Oceli pro práci za tepla vykazují velmi dobrou prokalitelnost. Prokalují se v běžně používaných průřezích prakticky bez problémů. Dokonce je lze zakalit i ponecháním na klidném vzduchu. Při příliš pomalém ochlazování z austenitizační teploty však dochází k vyloučení sekundárních karbidů z austenitu. K tomuto jevu jsou náchylné jak oceli pro práci za tepla, tak i rychlořezné a ledeburitické oceli. Zatímco u rychlořezných ocelí se tato skutečnost projeví zejména v poklesu sekundární vytvrzovací schopnosti, u ocelí pro práci za tepla dojde k poměrně značnému poklesu houževnatosti, který může dosáhnout až několika desítek procent [6].

3.3.4. Rychlořezné a ledeburitické oceli

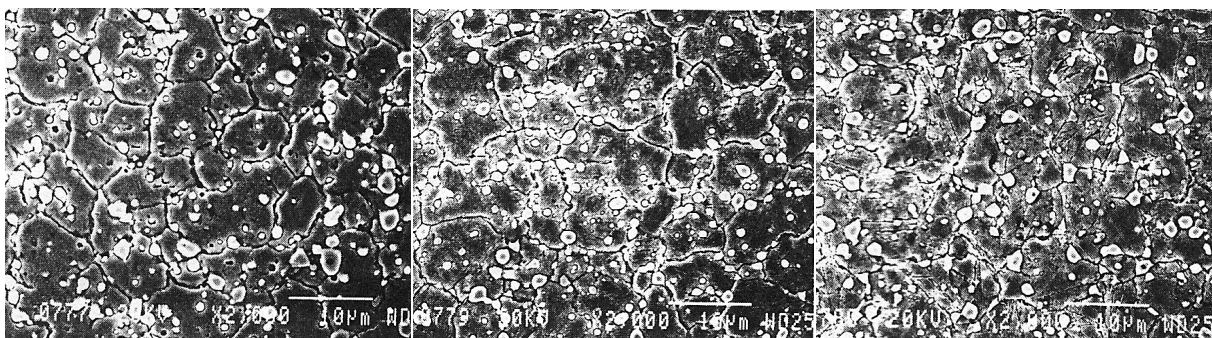
Vzhledem k vysokému stupni legování jsou oceli ledeburitického typu velmi dobře prokalitelné, takže do průměru cca 100 mm je lze zakalit i na klidném vzduchu. Při pomalém ochlazování z kalicí teploty však může dojít k vyloučení proeutektoidních karbidů podle přerušované čáry v ARA diagramu na obr. 5 po hranicích zrn austenitu, čímž se jednak snižuje sekundární vytvrzovací schopnost materiálu (absence příspěvku křivky 3, obr. 11, kap. 3.4.4), jednak může klesnout houževnatost (viz kap. 3.3.3), je – li těchto karbidů více a vytvoří spojitě obálky [7]. Snímky na obr. 6 – 8 [8], ukazují na posloupnost strukturních změn v závislosti na rychlosti ochlazování v teplotním intervalu 800 - 500 °C pro ocel typu M2

(ČSN 41 9830). Z uvedených důvodů je nutno tyto materiály i přes jejich výbornou prokalitelnost ochladit dostatečně rychle.



Obr. 5 – ARA diagram rychlořezné oceli M2. Teplota austenitizace 1080 °C. Čas 30 min.

V kaleném stavu je struktura ocelí ledeburitického typu tvořena martenzitem, nerozpuštěnými karbidy a 20-30 obj.% zbytkového austenitu [9]. Se zvyšující se kalicí teplotou množství zbytkového austenitu vzrůstá v důsledku většího nasycení austenitu uhlíkem a legurami, snižujícími teplotu M_s . Podobně roste množství zbytkového austenitu i s časem výdrže na austenitizační teplotě, i když méně výrazně. Na druhé straně ovšem například odolnost vůči popouštění a tvrdost po kalení podle očekávání mírně rostou.



Obr. 6 – 8 – Vliv rychlosti ochlazování na mikrostrukturu ledeburitické oceli typu M2. (zleva 6 - $t_{8/5} = 20$ s, 7 - $t_{8/5} = 172$ s, 8 - $t_{8/5} = 1295$ s)

Pro dosažení vyššího stupně martenzitické přeměny (snížení podílu zbytkového austenitu) je nezbytné použít kryogenní zpracování, např. v tekutém dusíku. Kulmburg et al. [2] uvádí, že zpracování ledeburitické oceli S 6 – 5 – 2 (ČSN 41 9830) při teplotě -196°C po

dobu 1 hod. vede ke snížení objemového podílu zbytkového austenitu po kalení z 28 % na méně než 2%. Na druhé straně se ovšem zvyšuje riziko vzniku trhlin, zejména u větších průřezů [10 - 12].

3.4. Popouštění

3.4.1. Uhlíkové oceli

Pro popouštění uhlíkových nástrojových ocelí platí stejná pravidla, jako pro popouštění ocelí konstrukčních. S rostoucí popouštěcí teplotou klesá u těchto materiálů tvrdost monotónně a poměrně výrazně. Z kvalitativního hlediska přitom na obsahu uhlíku příliš nezáleží. I u ocelí s nadeutektoidním složením, např. ČSN 41 9191 je pokles tvrdosti nad teplotou 200 °C velmi výrazný, takže jejich použití při vyšších teplotách prakticky není možné.

Uhlíkové nástrojové oceli se po kalení popouštějí nízkoteplotně. Obvykle stačí popouštění po dobu 2 hod. Pro délku prodlevy však platí, že materiál nebo dílec musí být na teplotě skutečně 2 hodiny, a že tedy čas popouštění se v žádném případě nesmí počítat od okamžiku vložení nástrojů (vsázky) do pece, ale teprve od doby, kdy je celý nástroj dostatečně prohřátý. Přitom je důležité uvědomit si, že ohřev na nízké teploty probíhá podstatně déle, než na teploty vysoké – rozdíl je několikanásobný.

3.4.2. Popouštění (nízkolegované oceli)

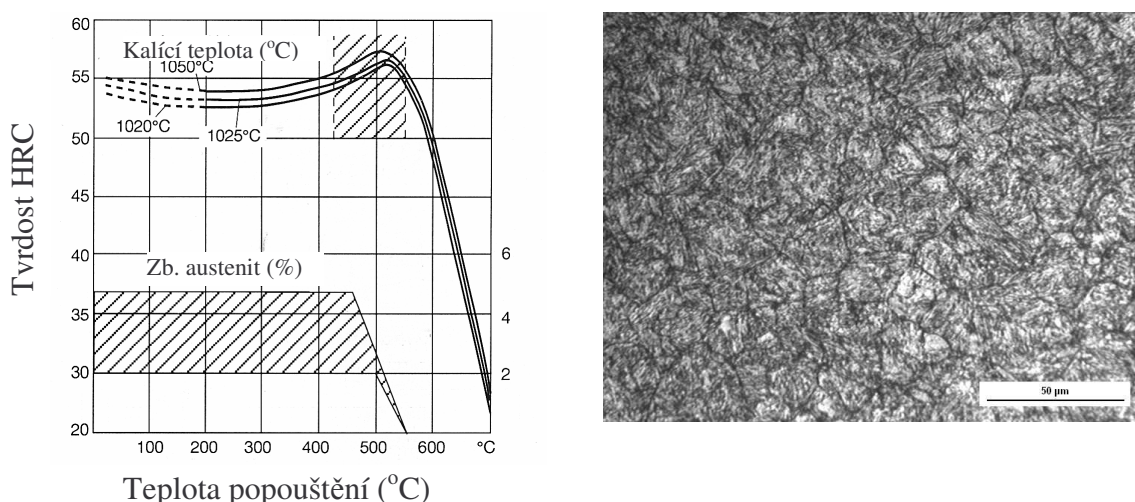
Podobně, jako u uhlíkových ocelí, platí pro popouštění nástrojových nízkolegovaných ocelí podobná pravidla, jako u konstrukčních ocelí. Dokonce ani mezi mechanismem popouštění uhlíkových a nízkolegovaných ocelí není podstatný rozdíl. I u těchto typů materiálů například platí, že tvrdost klesá s rostoucí popouštěcí teplotou monotónně. Nicméně, u většiny těchto nízkolegovaných ocelí není pokles tak rychlý, jako u uhlíkových ocelí se stejným obsahem uhlíku. Proto se nízkolegované oceli mohou popouštět a tím pádem i používat při přece jenom o něco vyšších teplotách - do 300 °C.

3.4.3. Oceli pro práci za tepla

Po kalení je struktura tvořená martenzitem, zbytkovým austenitem a velmi malým objemovým podílem nerozpuštěných karbidů. Zbytkový austenit vykazuje v důsledku vysokého stupně legování značnou termickou stabilitu a proto by nástroje měly být popouštěny ihned po kalení.

Vysokolegované oceli pro práci za tepla se popouští zásadně třikrát. Během 1. popouštěcího cyklu se většina zbytkového austenitu přemění na martenzit a z martenzitu se vyloučí karbidické precipitáty. Výsledkem je struktura, tvořená popouštěným martenzitem,

nepopuštěným martenzitem a ještě stále jistým množstvím zbytkového austenitu. Tvrdost nástroje se ve srovnání s kaleným stavem příliš nemění – oceli proprání za tepla vykazují tzv. podružné maximum sekundární tvrdosti, jehož hodnota přibližně odpovídá tvrdosti primární, obr. 9. Během druhého popouštění se pak zbývající zbytkový austenit přemění na martenzit a nepopuštěný martenzit z prvního popouštění se popustí. Třetí popouštěcí cyklus je, jak vidět, nevyhnutný pro popuštění nepopuštěného martenzitu z druhého popouštění. V případě nerealizace 3. popouštěcího cyklu zůstane ve struktuře martenzit jako křehká fáze což, jak bylo prokázáno, vede k mírnému poklesu houževnatosti oceli.



Obr. 9, 10 – Popouštěcí diagram oceli pro práci za tepla a typická mikrostruktura oceli po kalení a popouštění

3.4.4. Ledeburitické a rychlořezné oceli

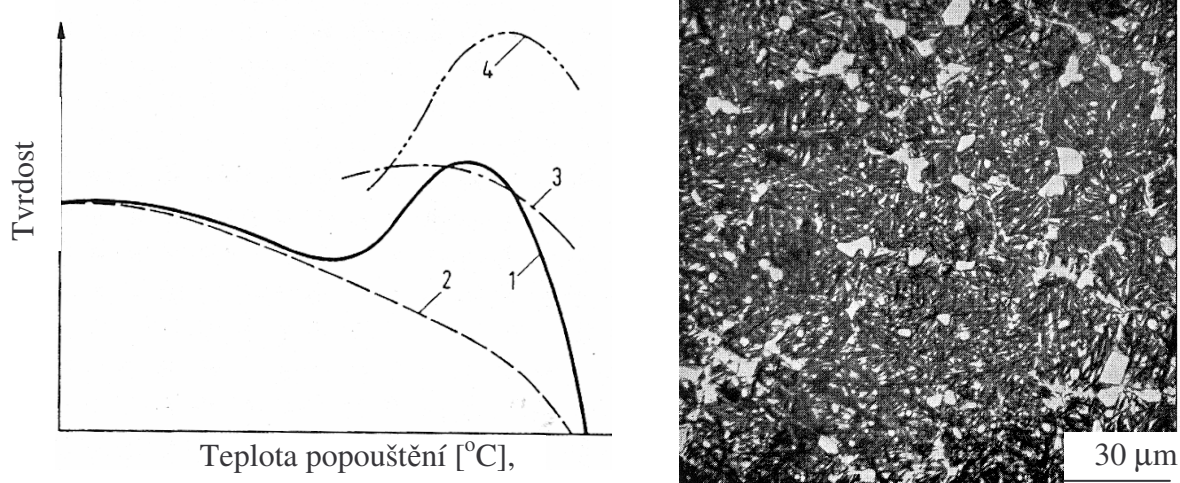
Zbytkový austenit těchto typů ocelí vykazuje v důsledku vysokého stupně legování značnou termickou stabilitu. Proto je nutné, podobně jako nástroje pro práci za tepla, i tyto materiály ihned po kalení popouštět. Pro dosažení úplné přeměny zbytkového austenitu na martenzit je zapotřebí několikanásobného popouštění.

Během izotermické výdrže na popouštěcí teplotě se austenit difuzně ochuzuje o legury a při ochlazování se mění na martenzit - dochází k efektu sekundární martenzitické transformace. V důsledku postupného snižování obsahu legur ve zbytkovém austenitu s počtem popouštění rostou teploty M_s a M_f [13], čehož se někdy využívá při racionalizaci popouštění rychlořezných ocelí [14].

Většina ocelí ledeburitického typu má schopnost tzv. sekundárního vytvrzování. Příčinou tohoto efektu je transformačně-precipitační proces, spočívající v sekundární martenzitické transformaci a precipitaci jemných karbidů během izotermické výdrže na popouštěcí teplotě. Pro ilustraci vlivu jednotlivých podprocesů na výsledný efekt vytvrzování

lze použít rozdělení popouštěcí křivky na příspěvky od dílčích podprocesů podle Kulmburga - obr. 11.

Při popouštění v oblasti nižších teplot (do 350 °C) se objevuje pokles tvrdosti při současném zvýšení houževnatosti. V případech, kdy dochází k precipitaci karbidu typu M_3C (tuto možnost připouští např. [15,16]) se martenzit ochuzuje o uhlík se současným poklesem jeho tvrdosti. Vznik těchto karbidických precipitátů nestačí totiž vykompenzovat úbytek tvrdosti, způsobený ochuzením martenzitu o uhlík. Zvýšení teploty popouštění na 400 °C – 525 °C má za následek precipitaci karbidů na bázi chromu a růst tvrdosti, především u chromových ocelí. U rychlořezných ocelí je maximum sekundární tvrdosti v závislosti na chemickém složení a teplotě austenitizace při teplotách 540 °C – 580 °C, kdy dochází k precipitaci karbidů na bázi wolframu, molybdenu a vanadu [17-19].



Obr. 11, 12 - Příspěvek dílčích dějů na tvrdost oceli ledeburitického typu při popouštění. (1 – výsledná křivka, 2 – vliv popouštění martenzitu, 3 - vliv precipitace karbidů, 4 – vliv transformace zbytkového austenitu), typická struktura kalené a popuštěné oceli ČSN 41 9830.

Při překročení optimální teploty popouštění nastává úplný rozpad martenzitu, sferoidizace a posléze růst karbidických precipitátů. Současně klesá jejich počet, což způsobuje snižování tvrdosti ocelí a zvýšení houževnatosti [20,21].

Pro zabezpečení úplné transformace zbytkového austenitu na martenzit a popouštění tohoto martenzitu se ledeburitické a rychlořezné oceli bez obsahu kobaltu musí popouštět nejméně třikrát. Rychlořezné oceli, obsahující kobalt, se musí popouštět nejméně čtyřikrát, a to většinou též při vyšší teplotě, nežli oceli bezkobaltové. Důvodem je skutečnost, že kobalt působí jako legura, zpevňující substitučně tuhý roztok (nevytváří karbidy), čímž zpomaluje difuzi.

Po kalení a popouštění může tvrdost dosahovat v závislosti na chemickém složení a účelu použití až přes 900 HV (řezné aplikace – obrábění kovů). Pro nástroje pro práci za studena se tak vysoké tvrdosti nepoužívají, obvykle stačí 700 HV (cca 60 HRC). Každopádně,

tepelným zpracováním se dosahuje prakticky konečných vlastností nástroje, které se následně již nemění, alespoň co se týče jádra materiálu.

4. POST – TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

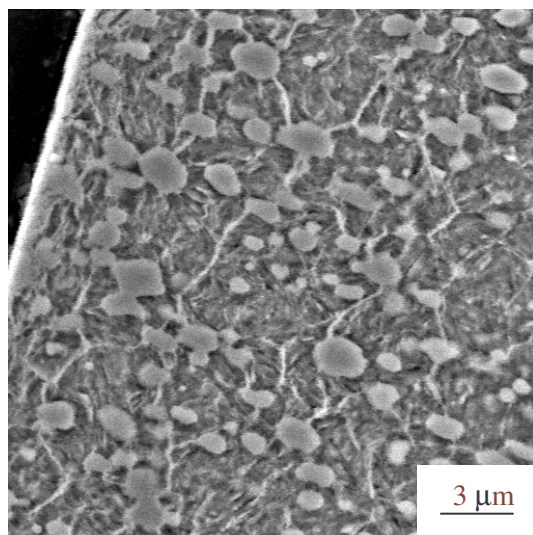
4.1. Difuzní procesy

Současný vývoj v oblasti nástrojových ocelí směřuje k úpravě vlastností povrchu materiálu, resp. nástroje. Jedná se zejména o hledání cest pro zvýšení otěruvzdornosti, resp. odolnosti vůči opotřebení. K tomuto účelu se používají různé druhy post – tepelného zpracování, jako povlakování různými způsoby PVD, nitridace, zejména plasmová, popřípadě jejich kombinace, známá pod pojmem duplexní povlakování [22], nebo tzv. hybridní proces. Aplikace těchto postupů, ať již jednotlivě, nebo v kombinaci, může přinést nezanedbatelný přínos z hlediska vlastností samotného povrchu, ale může ovlivnit rovněž mechanické vlastnosti materiálů a nástrojů jako celku a to jak v pozitivním, tak v negativním směru.

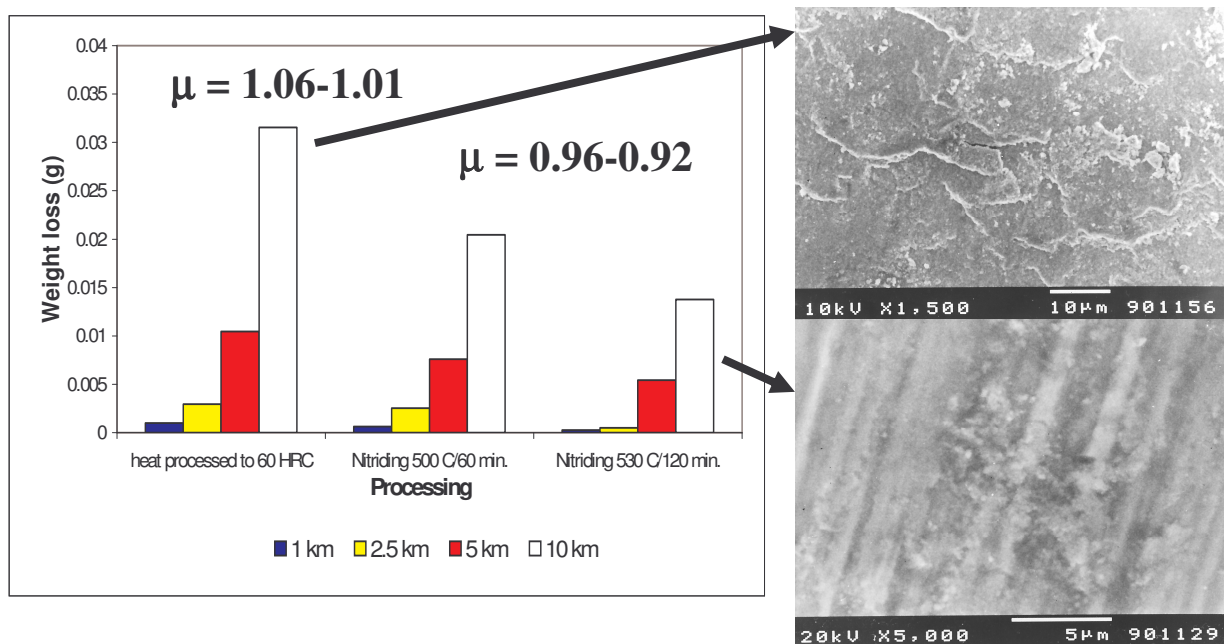
Protože zpravidla se povrchově zpracovávají nástroje, vyrobené z ocelí vysokolegovaných, pro vytváření difuzních vrstev se používají fyzikální postupy jejich přípravy. Nejčastěji se jedná o plasmovou (iontovou) nitridaci. Nitridace v plynu, přesněji v atmosféře částečně disociovaného čpavku, je sice doposud nejběžněji používaným typem procesu, sloužícím k sycení povrchu ocelí dusíkem, pro nástrojové vysokolegované oceli se však nehodí. Některé z četně užívaných legur nástrojových ocelí totiž tvoří tenké, kompaktní kysličnickové vrstvy na povrchu, které při nitridaci v plynu efektivně brání přestupu adsorbovaného dusíku do oceli. Problém je o to závažnější, že v případě nástrojových ocelí se jedná o nitridované vrstvy, jejichž tloušťka se pohybuje v řádu setin až desetiny mm. Každá, i méně významná odchylka v kinetice přestupu dusíku se projeví ve výrazné změně vlastností nitridované vrstvy. Naproti tomu plasmová nitridace umožňuje snadným způsobem narušit vrstvu kysličníků na povrchu, aktivovat povrch a zabezpečit rychlejší a stejnoměrnější transport atomů dusíku do povrchu materiálu.

Mezi další výhody plasmové nitridace patří snadná regulovatelnost procesu, takže lze velmi dobře stanovit parametry nitridace (teplota, čas, složení atmosféry), potřebné pro dosažení vrstvy o požadované tloušťce, tvrdosti, fázovém složení, popř. dalších vlastnostech. Příklad struktury plasmově nitridované vrstvy na materiálu VANADIS 6 je na obr. 13.

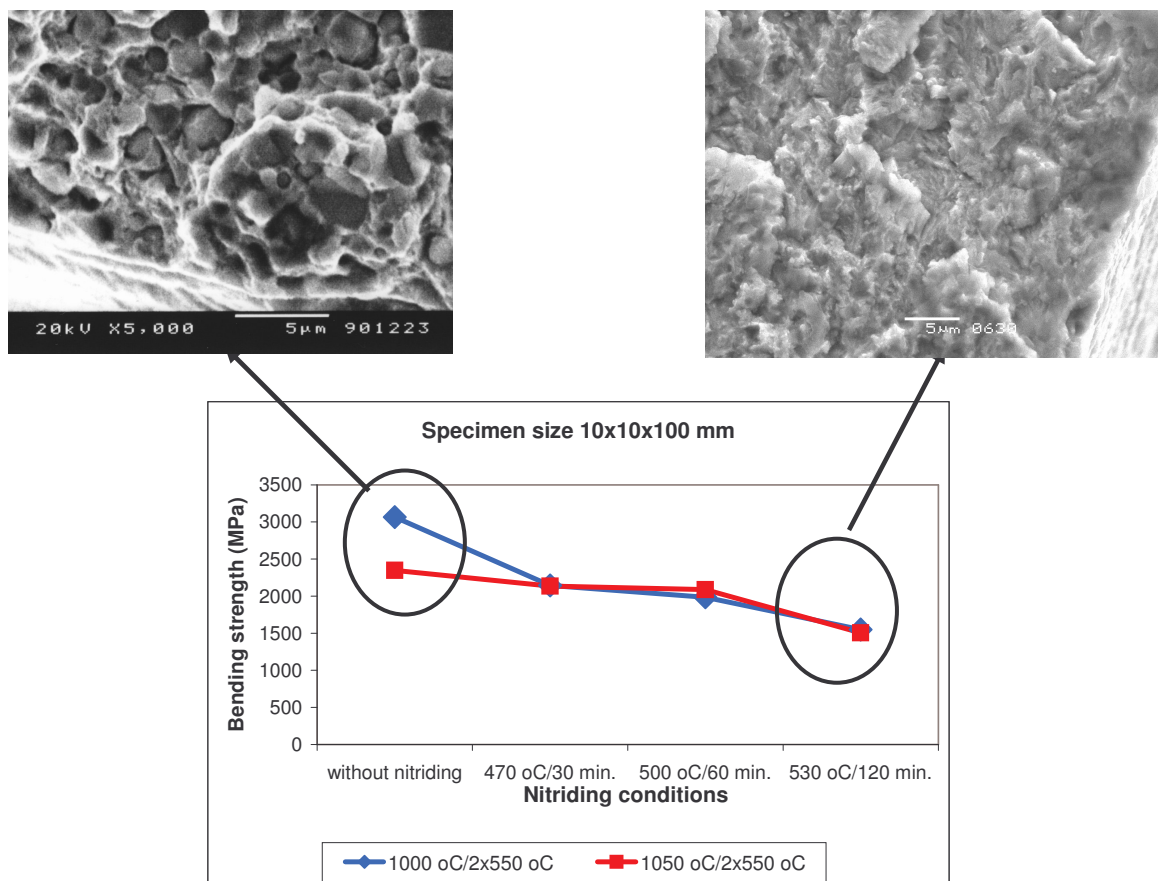
Plasmová nitridace zvyšuje povrchovou tvrdost, otěruvzdornost (obr. 14,15), únavovou pevnost, avšak snižuje houževnatost (obr. 16), protože nitridovaná vrstva na povrchu je křehká a její odolnost vůči iniciaci a šíření štěpného lomu velmi omezená.



Obr. 13 – Mikrostruktura plasmově nitrídané vrstvy na oceli VANADIS 6



Obr. 14,15 – Zvýšení otěruvzdornosti oceli VANADIS 6, způsobené plasmovou nitrídací povrchu



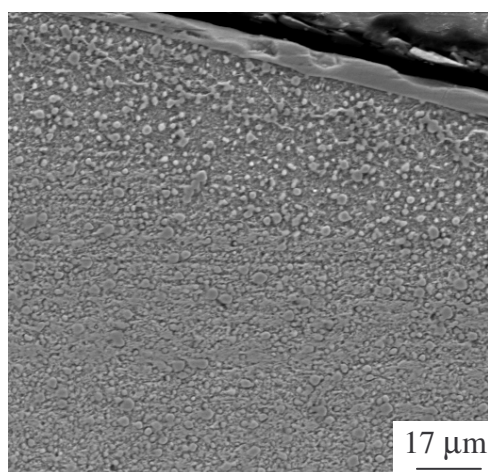
Obr. 16 – Snížení houževnatosti, vyvolané plasmovou nitridací

4.2. Vytváření tenkých otěruvzdorných vrstev

Povlaky mají odlišné chemické složení i strukturu než substrát. Přitom vzniká rozhraní s výraznou (skokovou) změnou fyzikálních, mechanických a chemických vlastností. Otěruvzdorné povlaky lze vytvářet různými procesy, jako jsou plátování, plasmové nástřiky, navařování, procesy PVD, elektrochemické procesy a procesy CVD. Z těchto skupin se pro nástrojové oceli typu ukázaly být nejvýhodnější nízkoteplotní fyzikální procesy nanášení povlaků (PVD), protože nejlépe respektují předešlou tepelnou historii materiálu a umožňují produkovat široké spektrum povlaků o různé tloušťce, složení a vlastnostech.

Problémem při nanášení tenkých a tvrdých povlaků na povrch nástrojových materiálů nástrojů z nich vyrobených je skutečnost, že povlaky se liší od podkladového materiálu (oceli) podstatně v mechanických a fyzikálních vlastnostech (tvrdost, houževnatost, modul pružnosti v tahu, dilatace) a v případě namáhání velkými silami, působícími ve směru kolmém na povrch nástroje, mohou snadno podléhat destrukci. Pro zlepšení adheze povlaků se ukázalo být výhodné „vypodložit tvrdou PVD – vrstvou mezivrstvou, která má vyšší tvrdost, než základní materiál. Pro tento účel se nejlépe osvědčila plasmová nitridace.

Mezivrstva, vytvořená plasmovou nitridací, zabezpečuje podkladovému materiálu vyšší tvrdost a menší sklon k plastické deformaci. Výsledky analýz ukázaly, že adheze povlaku CrN na povrch oceli VANADIS 6 se využitím plasmové nitridace několikanásobně zvýšila. Podobně i průmyslové zkoušky potvrdily, že duplexně povlakované nástroje pro práci za studena vykazují výrazně delší a stabilnější životnost, než nástroje povlakované bez mezivrstvy či nepovlakované vůbec. Je to v důsledku synergického efektu působení PVD – vrstvy a mezivrstvy, kde nitridovaná vrstva zlepšuje odolnost vůči únavě a zpevňuje povrch, zatímco PVD – vrstva snižuje koeficient tření na rozhraní nástroj/zpracovávaný materiál, zlepšuje výrazně otěruvzdornost a chrání nitridovanou vrstvu i celý nástroj proti opotřebení. Na obr. 17 je příklad duplexní vrstvy na oceli VANADIS 6.



Obr. 17 – Duplexní vrstva CrN + plasmová nitridace na ledeburitické oceli VANADIS 6

5. ZÁVĚR

V tomto vydání habilitační práce pochopitelně nemohou být detailně rozebrány všechny aspekty tepelného zpracování nástrojových materiálů. Je tomu tak zejména proto, že materiálů je velké množství, počínaje nízkouhlíkovými oceli a konče nejvíce legovanými materiály, obsahujícími více legujících prvků, nežli samotného železa. Každý z těchto materiálů se pak vyznačuje jistými specifiky, a to nejenom co se týče chemického složení, ale rovněž kvality, a od těchto dvou základních parametrů se pak odvíjí samotné tepelné zpracování a jeho výsledek. V tomto krátkém přehledu jsou však pojmenovány a vysvětleny základní principy tepelného zpracování nástrojových ocelí, vliv jednotlivých etap tepelného zpracování na výsledek procesu i s poukázáním na některé chyby, často se vyskytující a opakující v technické praxi.

6. LITERATURA

- [1]: Nykiel, T., Hryniewicz, T.: In.: Proceedings of the 11th Int. Federation for Heat Treatment and Surf. Engineering, Florence, Italy, Vol. 1., s. 87
- [2]: Kulmburg, A. et al.: HTM 47 (1992) 5, s. 318
- [3]: Autorský kolektiv POLDI: Nástrojové oceli POLDI a jejich použití, 1. vyd., Kladno, 1986
- [4]: Grgáč, P.: Vysokolegované nástrojové materiály připravené využitím práškové metalurgie rychle ztuhnutých částic [Habilitační práce], Trnava, 1991
- [5]: Kulmburg, A. et al.: Härterei-Tech. Mitt., 45, 1990, 4, s. 200
- [6]: Jurči, P.: Interní zpráva o zakázce technické pomoci pro firmu Polak s.r.o., Ecosond, 2003.
- [7]: Pockl, G. et al.: In.: Proceedings of the 11th Int. Federation for Heat Treatment and Surf. Engineering, Florence, Italy, Vol. 1., s. 63
- [8]: Orlich, J., Rose, A., Wiest, P.: Atlas zur Wärmebehandlung der Stähle, Band 3, 1973, Verlag Stahleisen, Dusseldorf
- [9]: Popandopulo, A.N., Ko Men Čchor, Cvetova, N.B.: Izv.VUZ, Černaja metallurgija 1988, 1, s. 101
- [10]: Berns, H.: HTM 29 (1974) 4, s. 236
- [11]: Gippert, L.E., Butler, G.M.: Trans. of ASM 39 (1947), s. 549
- [12]: Lehment, B. S.: Distortion in Tool Steels, Publ. ASM, MetalPark, Ohio, 1959
- [13]: Geller, J.A.: Instrumental'nyje stali, 5. vyd., Metallurgija, Moskva, 1983
- [14]: Kulmburg, A., Kaiser, E., Wilmes, S.: Härterei-Tech. Mitt., 42, 1987, 3, s. 133
- [15]: Mukherjee, T.: Materials for Metal Cutting, s. 80, ISI Publ., No 126 London, 1970
- [16]: Leveque, R., Condylis, A.: Mém. Scientifique Revue Metall., 68 1971, s. 87
- [17]: Haberling, E.: Härterei-Tech. Mitt., 43, 1988, 4, s. 219
- [18]: Fischmeister, H.F., Karagoz, F., Andrén, H.O.: Acta metall., 36, 4, 1988, s. 817.
- [19]: Pippel, E. et al.: Mater. Characterization, 43, (1999) s. 41
- [20]: Spies, H.-J., Riese, A., Hoffmann, W.: Neue Hütte, 3, 1990, 3, s. 96
- [21]: Karagoz, S. et al.: Metall.Trans., 23A, 1992, 6, s. 1631
- [22]: Bergmann, E.: Traitement Thermique, 5, 1996, s. 41