České vysoké učení technické v Praze
Fakulta strojní

Czech Technical University in Prague
Faculty of Mechanical Engineering

Doc. Dr. Ing. Peter Jurči

Chrom-vanadové nástrojové oceli ledeburitického typu
Chromium-vanadium Ledeburitic Type Tool Steels

SUMMARY

The history of chromium-vanadium ledeburitic tool steels for cold work tooling goes back almost 100 years. From the basic type with 2%Cr and 12%Cr, other materials have been developed with respect to their use. Contemporary, also the metallurgy of the materials underwent a substantial progress. The most important milestone into the development of Cr-V ledeburitic steels introduced the use of rapid solidification effect in the standard manufacturing line. As a result, a wide range of these materials with various contents of carbon, chromium and vanadium is available nowadays on the market.

The microstructure of Cr-V ledeburitic steels consists of the matrix and carbides, mostly of the MC and M_7C_3. The application of conventional ingot metallurgy for the steel manufacturing process leads to typical carbide banding, resulting in the anisotropy of physical and mechanical properties. On the other hand, the use of powder metallurgy of rapidly solidified particles allows to produce materials with fine and uniformly distributed carbides throughout the matrix, which results in higher values of mechanical properties and their isotropy. In addition, this manufacturing way enables to make the ledeburitic steels with unusual chemical and phase composition.

The heat treatment of Cr-V ledeburitic steels involves the heating up to desired austenitizing temperature, hold on that, quenching and several times tempering. In some cases, the sub-zero processing is put into the heat treatment after quenching to minimize the amount of retained austenite. It is necessary to perform any of the steps of heat treatment carefully. Otherwise, the risks of heat treatment mistakes, like too high amount of retained austenite, lowered hardness, distortion or cracking of tools can occur. If special requirements on the surface properties have to be met then a post-heat treatment processed should be carried out. In most cases, this involves plasma nitriding or PVD-coating or their combination, known as a duplex processing. Using these techniques, the surface hardness increase, the lowering of the friction coefficient and the increase of the wear resistance can be achieved. However, it is necessary to avoid a mishandling of the materials since otherwise a risk of embrittlement of tools or too low coating adhesion can occur.

From the point of view of the service reliability, the most important characteristics are the resistance against initiation and the propagation of brittle fracture. These properties depend on many factors. The dominant factor influencing the resistance against initiation of fracture is the manufacturing route of the material. The finer the structure the higher is the resistance against brittle fracture. The further parameters that influence the resistance against crack initiation is the material situation (as-cast, wrought), heat treatment (hardness, grain size), surface finishing and heat processing. The fracture toughness (resistance against crack propagation) depends mainly on the matrix hardness. The harder the matrix the lower is the fracture toughness. With decreasing of matrix hardness, also other parameters, like finer microstructure (PM steels) and material situation (as-cast, wrought) in the case of classical materials become importance.

The Cr-V ledeburitic steels, although their history goes back long time, are nowadays the most progressive tool materials owing to new techniques used for their manufacturing and processing. They meet also an important criterion for the sustainable growth since the methods for their manufacturing and heat treatment are ecologically clean and waste-less. In this lecture, all the important aspects connected with the production and processing of these tool steels are mentioned, including the author´s contributions to the current state of knowledge regarding the development of the structure and properties after various stages of manufacturing, heat- and post-heat treatment.

SOUHRN

Chrom-vanadové ledeburitické oceli mají téměř stoletou historii ve výrobě nástrojů pro práci za studena. Od základního typu s 2%Cr a 12%Cr byly postupně odvozovány další materiály s ohledem na předpokládané použití. Současně se zdokonalovala primární a sekundární metalurgie. Skutečný průlom do vývoje těchto ocelí pak přineslo zavedení efektu rychlého tuhnutí do standardní výroby ocelí. Výsledkem je dnes široký sortiment těchto materiálů s různým obsahem uhlíku, chromu a vanadu.

Mikrostruktura chrom-vanadových ledeburitických ocelí je tvořena matricí a karbidickými fázemi, zejména typy MC a M_7C_3. Aplikace konvenční ingotové metalurgie při výrobě těchto ocelí vede k typickému uspořádání těchto karbidů do řádků, což má za následek anizotropii fyzikálních a mechanických vlastností materiálů. Naproti tomu využití práškové metalurgie rychle ztuhlých částic umožňuje vyrábět materiály s jemnými, rovnoměrně rozmístěnými karbidy v matrici, což se příznivě projevuje ve vyšších mechanických vlastnostech ocelí a jejich izotropii. Navíc tento způsob umožňuje vyrábět ledeburitické oceli s chemickým složením, klasickým způsoben nevyrobitelným.

Tepelné zpracování chrom-vanadových ledeburitických ocelí zahrnuje ohřev na austenitizační teplotu, výdrž na této teplotě, kalení a několikanásobné popouštění. Pro snížení obsahu zbytkového austenitu se po kalení v některých případech zařazuje ještě zmrazování. Jednotlivým etapám tepelného zpracování je nutné věnovat značnou pozornost. V opačném případě se můžou vyskytnout chyby tepelného zpracování, jako je příliš vysoký obsah zbytkového austenitu, snížená tvrdost ocelí, vysoké deformace nástrojů a jejich praskání. Je-li zapotřebí dosáhnout speciálních vlastností povrchu nástrojů, používají se různé způsoby post-tepelného zpracování. Nejčastěji to bývá plasmová nitridace, nízkoteplotní povlakování fyzikálními procesy z plynné fáze anebo jejich kombinace, známá jako duplexní povlakování. Uvedenými procesy lze zvýšit povrchovou tvrdost nástrojů, snížit koeficient tření mezi nástrojem a opracovávaným materiálem a zlepšit odolnost proti vybraným druhům opotřebení. Přitom je ale nutné vyvarovat se nedostatků ve zpracování, vedoucích například k příliš velkému zkřehnutí nástrojů, anebo nevyhovující adhezi povlaků na základní materiál.

Z hlediska provozní spolehlivosti Cr-V ledeburitických ocelí jsou nejdůležitějšími vlastnostmi odolnost proti iniciaci křehké trhliny a jejímu šíření. Tyto vlastnosti závisí na mnoha faktorech. Odolnost proti iniciaci křehkého porušení je nejvíce závislá na způsobu výroby materiálu. Čím je jemnější struktura oceli, tím je odolnost proti iniciaci porušení vyšší. Dále je tato vlastnost závislá na stavu materiálu (litý, tvářený), jeho tepelném zpracování (tvrdost, velikost zrna) a povrchovém mechanickém a chemicko-tepelném zpracování. Odolnost proti šíření křehké trhliny závisí v první řadě na tvrdosti matrice. Čím je matrice tvrdší, tím je lomová houževnatost nižší. Teprve s klesající tvrdostí nabývají na významu další faktory, jako je jemnější struktura (PM oceli) a u klasicky vyráběných ocelí stav materiálu (litý, tvářený).

Chrom-vanadové ledeburitické oceli, přes jejich dlouholetou historii, se v současnosti díky novým technologiím výroby a zpracování řadí mezi nejprogresivnější kovové materiály. Navíc splňují i velmi důležitou podmínku trvale udržitelného rozvoje společnosti, protože moderní výrobní a zpracovatelské způsoby patří mezi ekologicky čisté procesy. V přednášce jsou prezentovány veškeré důležité aspekty uplatňující se ve výrobě a zpracování těchto nástrojových ocelí, včetně příspěvků autora k současnému stavu poznání zákonitostí vývoje jejich struktury a vlastností po jednotlivých stadiích výroby, tepelného a post-tepelného zpracování.

KLÍČOVÁ SLOVA

Chrom-vanadové ledeburitické oceli, efekt rychlého tuhnutí, mikrostruktura, matrice, karbidy, konvenční ingotová metalurgie, prášková metalurgie rychle ztuhlých částic, tepelné zpracování, austenitizace, kalení, popouštění, zmrazování, plasmová nitridace, povlakování fyzikálními procesy z plynné fáze, duplexní povlakování, odolnost proti iniciaci křehkého porušení, odolnost proti šíření křehké trhliny

KEYWORDS

Chromium-vanadium ledeburitic tool steels, rapid solidification effect, microstructure, matrix, carbides, conventional ingot metallurgy, powder metallurgy of rapidly solidified particles, heat treatment, austenitizing, quenching, tempering, sub-zero processing, plasma nitriding, PVD-coating, duplex processing, resistance against initiation of brittle fracture, resistance against crack propagation

OBSAH

1. ÚVOD ……. 6
2. SLOŽENÍ …… 6
2.1. Legování ……... 6
2.2. Strukturní složky a fázové složení …… 7
2.2.1. Matrice …….. 7
2.2.2. Karbidické fáze …….. 8
3. VÝROBA KONVENČNÍM METALURGICKÝM POSTUPEM ……. 8
3.1. Tuhnutí ……. 9
3.2. Tváření za tepla …… 10
4. PRÁŠKOVÁ METALURGIE RYCHLE ZTUHLÝCH ČÁSTIC ……. 11
5. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ …… 16
5.1. Žíhání na měkko ……... 16
5.2. Austenitizace …… 16
5.3. Kalení …… 17
5.4. Popouštění …… 19
6. POST – TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ ……... 20
7. KŘEHKOLOMOVÉ VLASTNOSTI ……..…… 23
8. ZÁVĚR …… 26
LITERATURA …… 28

1. ÚVOD

Historie chromových a chrom-vanadových ledeburitických ocelí sahá do období 1. světové války. Francie v té době trpěla nedostatkem legujících prvků pro výrobu rychlořezných ocelí. Proto byla snaha o jejich nahrazení ocelemi, obsahujícími jako leguru pouze uhlík a chrom. Použití chromových ledeburitických ocelí na řezné aplikace se však z důvodu nízké trvanlivosti ostří neosvědčilo. Na druhé straně se záhy zjistilo, že tyto materiály mají velkou odolnost vůči opotřebení, což je společně s vysokou pevností v tlaku předurčovalo pro aplikace pro práci za studena.

Základním materiálem této skupiny je dnes již klasická ocel D3 (19 436, Poldi 2002) s 2%C a 12%Cr. Od této oceli byly postupně odvozeny další varianty. Prvním směrem vývoje byla snaha o zlepšení houževnatosti, čehož se docílilo snížením obsahu C na hodnoty kolem 1.5%. Typickým představitelem tohoto směru je značka D2 (19 573). Druhým vývojovým trendem byly snahy o zvýšení odolnosti proti opotřebení. Tohoto cíle se dosahovalo buď zvýšením obsahu uhlíku až téměř k 3% při zachování 12% obsahu chromu (materiál X290Cr12), anebo legováním vanadem. Druhý způsob se ukázal být výhodnější, protože vanad je lehce dostupný a v ocelích snadno vytváří tvrdé karbidy. Klasickým představitelem této skupiny je značka 19 581, známá rovněž pod názvem Poldi super diamant. V průběhu dalšího vývoje se zjistilo, že limitujícím faktorem v dalším zvyšování kvality ocelí a stupně jejich legování vanadem jsou rozsáhlé segregační jevy, doprovázející pomalé tuhnutí v průmyslových ingotech. Tento nedostatek vyřešil objev efektu rychlého tuhnutí v roce 1960, a jeho pozdější zavedení do standardní výrobní praxe. Společně se zdokonalením technologie tavení a sekundární metalurgie, které vedlo k radikálnímu snížení obsahu nečistot, umožnily technologie rychlého tuhnutí významné rozšíření sortimentu Cr-V ledeburitických ocelí a zvýšení jejich provozní spolehlivosti. Výsledkem jsou dnes již komerčně běžně dostupné oceli s odstupňovaným obsahem uhlíku, chromu a vanadu. Přehled některých typických značek, včetně některých vývojových typů udává tab. 1.

V současnosti se tyto materiály používají v řadě technicky důležitých aplikací, jako jsou lisování a tvarování tvrdých hmot, řezání, přesné stříhání a tváření plechů v automobilovém průmyslu a jiných.

Tab. 1 – Typické značky Cr-V ledeburitických ocelí.

Značka	Ekvivalent			Obsah legujících prvků [hm.%]			
	W.Nr	AISI	EN	C	Cr	V	další
19 436	1.2080	D3	X210Cr12	1.95	12	-	-
19 573	1.2379	D2	X155CrVMo12.1	1.5	12	1.1	1.2%Mo
19 581	-	-	-	2.25	5.3	4.4	0.4%Mo, 1.2%W
Vanadis 6	-	-	-	2.1	7	6	1.5%Mo
1256	-	-	-	2.58	5.05	7.64	-
-	-	-	X290Cr12	2.9	12	-	-

2. SLOŽENÍ

2.1. Legování

Chromové a chrom-vanadové ledeburitické oceli mají obecně vysoký obsah uhlíku, který dosahuje obvykle více než 1.5%.

Základní legurou Cr-V ledeburitických ocelí je chrom. Jeho obsah se pohybuje většinou mezi 11 až 13%. V ocelích chrom-vanadových ho může být i méně, protože užitné vlastnosti materiálů jsou dány rovněž obsahem vanadu. Chrom vytváří karbidy, zejména typu M_7C_3, které se do značné míry rozpouštějí v austenitu. Tím se dosahuje vysoká prokalitelnost chrom-vanadiových ledeburitických ocelí, která dosahuje běžně více než 100 mm. Část karbidů, která se v austenitu nerozpouští, zvyšuje odolnost proti opotřebení abrazivnímu a částečně též adhezivnímu opotřebení..

Druhou základní legurou je vanad. Vanad má velmi vysokou afinitu k uhlíku a tvoří stabilní karbidy typu MC. Při navrhování chemického složení je nezbytné počítat s tím, že 1% vanadu na sebe váže přibližně 0.17 %C. Vanad zhoršuje obrobitelnost (v důsledku vzniku velmi tvrdých karbidů) a brousitelnost ocelí. Horní hranice obsahu vanadu je pro konvenčně vyráběné oceli 4%. V ocelích vyráběných práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic může být obsah vanadu výrazně vyšší. Karbidy vanadu výrazně zvyšují odolnost proti abrazivnímu a částečně též proti adhezivnímu opotřebení.

Do chrom-vanadových ledeburitických ocelí se často v omezeném množství, zpravidla do 1.5%, přidávají další prvky. Jsou to zejména wolfram a molybden. Oba prvky mírně zvyšují tepelnou stabilitu, částečně houževnatost a molybden zejména prokalitelnost.

Typické doprovodné prvky jsou mangan a křemík. U konvenčně vyráběných ocelí by jejich obsah neměl být vyšší než 0.5%. V ocelích vyráběných práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic (PM oceli) by pak obsah Mn a Si neměl přesahovat 1%. Vyšší obsah manganu může vyvolat sklon ke stabilizaci zbytkového austenitu [1]. Nepříznivý obsah vyššího obsahu křemíku se může projevit ve stabilizaci δ-feritu, avšak u chrom-vanadových ledeburitických ocelí není tento negativní vliv znám.

Nečistoty v Cr-V ledeburitických ocelích jsou zejména síra a fosfor, ale také měď a nikl. Síra a fosfor tvoří chemické sloučeniny FeS, MnS, resp. Fe_3P, působící jako vměstky, snižující houževnatost a únavovou pevnost materiálu. Moderní metalurgické postupy umožňují redukovat obsah síry pod 0.001%. Měď při obsahu vyšším než 0.3 % způsobuje nadměrný růst zrna austenitu [2] a rovněž jeho stabilizaci. Nikl je prvek, který rovněž zvyšuje sklon ocelí ke stabilizaci zbytkového austenitu. Pro souhrnný obsah mědi a niklu platí obecné pravidlo, že by neměl být vyšší než 0.7 %. V opačném případě dochází ke změnám kalících a zejména popouštěcích charakteristik materiálů.

2.2. Strukturní složky a fázové složení

Základní strukturní složky ledeburitických ocelí jsou matrice (základní kovová hmota), v níž jsou rozmístěny karbidické fáze. Úlohy těchto složek jsou v procesu výroby, zpracování a používání nástrojů specificky dány. Na druhé straně představují tyto základní strukturní součásti ledeburitických ocelí synergicky fungující celek, bez jejichž správného stavu materiál nemůže plnit požadovanou funkci.

2.2.1. Matrice

Ve stavu po odlití a vychladnutí je matrice Cr-V ledeburitických ocelí tvořená feritem. V průběhu následujícího tváření za tepla dochází k austenitizaci materiálu. Austenit působí na strukturu jednak pasivně – umožňuje vlastní tvářecí proces, jednak aktivně, protože spolupůsobí při různých reakcích, např. mezi karbidy [3]. Po pomalém ochlazení z tvářecí teploty, a stejně tak z teploty následného žíhání na měkko, je matrice opět tvořená feritem, v níž jsou různým způsobem rozmístěny karbidické fáze.

Proces finálního tepelného zpracování vede k zásadním změnám v charakteru matrice. Po ochlazení v kalícím médiu je matrice tvořená martenzitem, případně směsí martenzitu a bainitu a zbytkovým austenitem. Poměr těchto strukturních složek závisí na výši austenitizační teploty, délce prodlevy na této teplotě, rychlosti ochlazování a samozřejmě při

stejném režimu tepelného zpracování na chemickém složení oceli. Martenzit může být dvojího typu – dislokační a dvojčatový, jak jsme prokázali v pracích [4, 5]. Po popouštění je matrice tvořená většinou převážně popuštěným martenzitem.

2.2.2. Karbidické fáze

Typickými karbidy Cr-V ledeburitických ocelí jsou fáze typu MC (na bázi vanadu) a M_7C_3 (na bázi chromu). Ostatní karbidy, např. cementitická fáze anebo fáze $M_{23}C_6$ se v těchto materiálech vyskytuje jenom výjimečně a pouze jako přechodné fáze, například během raných stadií rozpadu přesycených tuhých roztoků, jak naznačuje moje práce [6].

Komplexní karbid typu M_7C_3 s obsahem uhlíku přibližně 9% a tvrdostí 1600 – 1800 HV se v Cr-V ledeburitických ocelích vyskytuje převážně v hexagonální modifikaci [7]. Tento karbid bývá hlavně jako sekundární a eutektický. Zpravidla tuhne jako součást binárního eutektika s austenitem v interdendritických prostorách [8, 9]. Velikost, tvar a rozmístění jeho částic jsou závislé na chemickém složení materiálu a podmínkách solidifikace. Chrom může být v mřížce karbidu nahrazován zejména železem (až do 40 – 50 %, poměr Cr:Fe může dosáhnout až 1:1), dále manganem, ale částečně též prvky s vysokou afinitou k uhlíku wolframem (do 15%) a vanadem (do cca 10%) [10].

Karbid MC s krychlovou krystalickou mřížkou se v ledeburitických ocelích vyskytuje již při malých obsazích vanadu a uhlíku vzhledem ke vzájemné vysoké afinitě. Většinou bývá tzv. deficitní, tj. obsahuje méně uhlíku než je určeno stechiometrií fáze (cca 19%). Typický poměr počtu atomů uhlíku a vanadu se pohybuje v rozmezí 0.66 – 0.9 [11, 12]. Tyto astechiometrické karbidy se pak v literatuře označují jako M_6C_5, M_8C_7, případně M_4C_3 [11 - 13]. Karbidy MC mají tvrdost 2000 - 2800 HV [14]. Ve fázi MC se rozpouští chrom (do cca 11%), rozpustnost železa je nižší a nepřesahuje 4% [3, 13, 15].

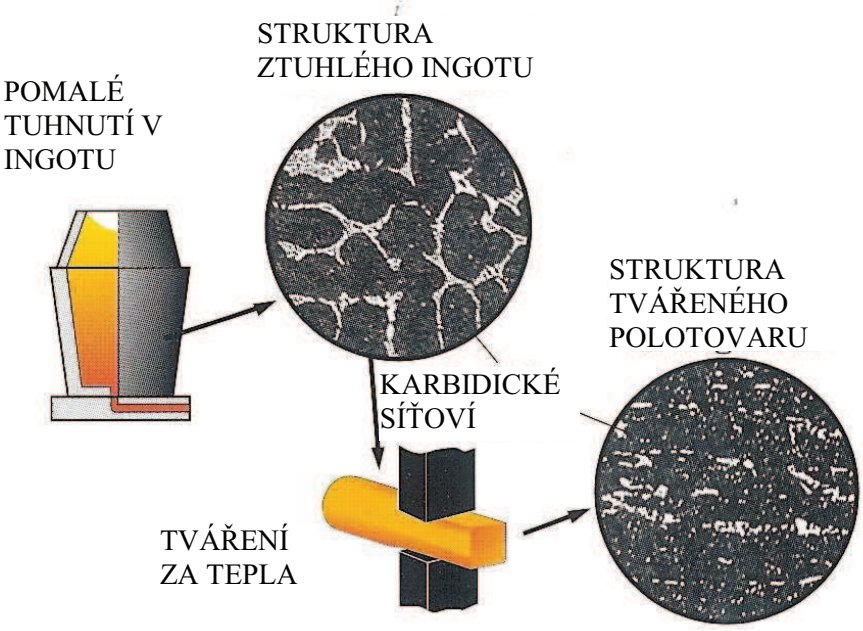
Podle původu a úlohy v procesu výroby a zpracování Cr-V ledeburitických ocelí lze karbidy rozdělit na primární, které se vylučují přímo z taveniny během tuhnutí (zejména typu MC), eutektické, kterých krystalizace je svázána s eutektickou přeměnou (u Cr-V ledeburitických ocelí jsou eutektickými jak karbidy MC, tak i M_7C_3), sekundární, které se vylučují z austenitu mezi teplotami solidu a A_1 v důsledku klesající rozpustnosti uhlíku a legur v austenitu (zejména M_7C_3, ale někdy i MC), eutektoidní, vznikající eutektoidní transformací austenitu na legovaný perlit a terciární, které se vylučují v důsledku změny rozpustnosti uhlíku ve feritu s klesající teplotou pod A_1.

3. VÝROBA KONVENČNÍM METALURGICKÝM POSTUPEM

Konvenční výroba Cr-V ledeburitických ocelí spočívá v následujících krocích: příprava taveniny, odlití do stabilní formy, ztuhnutí a vychladnutí ingotu, válcování za tepla a tepelné zpracování (homogenizace, žíhání na měkko) ocelových polotovarů. V moderních postupech se vsázka pro přípravu taveniny připravuje z velké části z tříděného kovového odpadu. Tavení probíhá v elektrických obloukových pecích. Takto připravená tavenina je rafinována ve vakuu, aby se odstranily přebytečné plyny. Oceli jsou následně elektrostruskově přetavovány, čímž se snižuje obsah síry na hodnoty nižší než 0.001%. Přetavený a ztuhlý materiál se tváří za tepla, žíhá na měkko na tvrdost, umožňující třískové opracování. V podobě tyčí, plechů, pásů a jiných hutních polotovarů jsou oceli po předepsané kontrole distribuovány zákazníkům. Výrobní proces je schematicky znázorněn na obr. 1. Příprava taveniny pro práškovou metalurgii rychle ztuhlých částic je zpravidla velmi podobná.

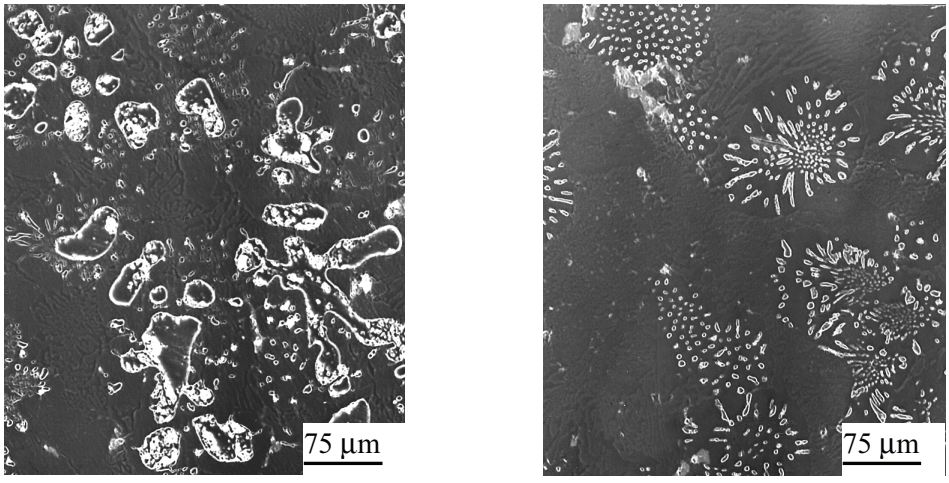
3.1. Tuhnutí

Pro strukturu a vlastnosti ledeburitických ocelí je rozhodující stadium primární krystalizace taveniny. Následné procesy, jako jsou tváření za tepla a tepelné zpracování již nemohou nedostatky materiálu, vzniklé během primární krystalizace odstranit, ale pouze kosmeticky upravit.



Obr. 1 – Výroba ledeburitických ocelí klasickou metalurgií

Chromové ledeburitické oceli začínají krystalizovat vylučováním austenitu z taveniny. Při dalším snížení teploty se začnou z austenitu vylučovat karbidy typu M_7C_3, protože rozpustnost uhlíku v austenitu je výrazně nižší, než je jeho obsah v materiálu dle chemického složení. Následuje eutektická přeměna, při níž se zbývající tavenina mění na eutektikum austenit + karbid M_7C_3.



Obr. 2 – Mikrostruktura slitiny Fe – 4 %C – 12 %Cr – 13 %V ve stavu po pomalém tuhnutí (vlevo – horní část vzorku, vpravo – spodní část vzorku) [16].

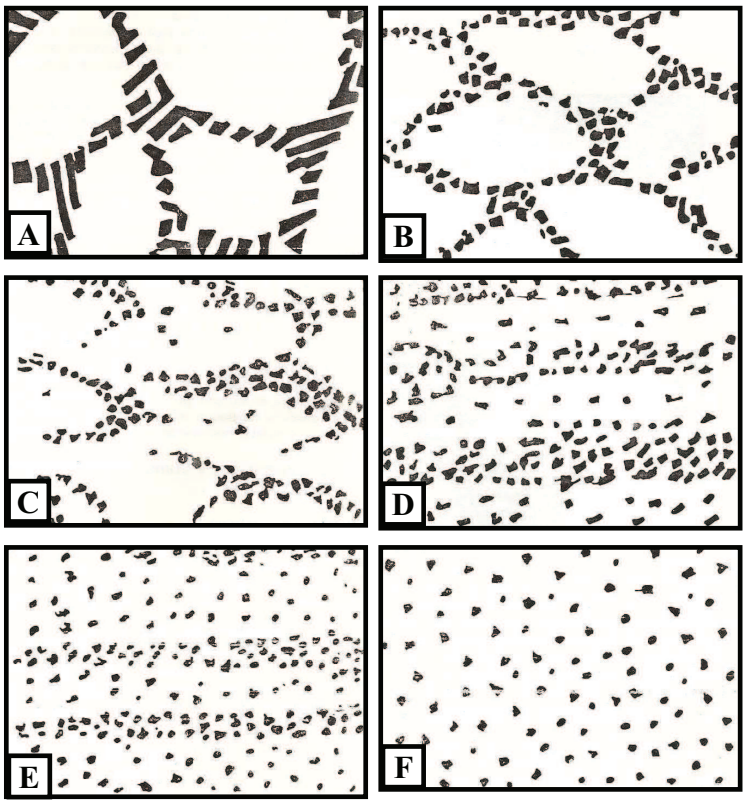
V případě Cr-V ledeburitických ocelí jsou poměry složitější. Experimentálně jsem ve své dřívější práci prokázal, že před vznikem eutektika na bázi fáze M_7C_3 vzniká eutektická

strukturní složka s jehlicovitými karbidy typu MC [16]. Navíc se ukázalo, že morfologie eutektické směsi γ(Fe) + M_7C_3 je závislá na obsahu vanadu v oceli. Vanad mění morfologii tohoto eutektika na skeletní formu [17], což je vedle obtížné tvařitelnosti způsobené samotnými karbidy MC příčinou nevyrobitelnosti materiálů s obsahem více než 4%V konvenčními postupy.

Vysoký obsah chromu a vanadu v Cr-V ledeburitických ocelích a tím podmíněná vícestupňová primární krystalizace má v podmínkách pomalého tuhnutí průmyslových ingotů za následek vznik a rozvoj rozsáhlých segregací. Intenzita segregace je závislá zejména na velikosti odlitku. Čím je větší tuhnoucí objem kovu, tím jsou segregační jevy výraznější. V daném ingotu se pak úroveň segregace liší místně – nejmenší je na okraji odlitku, největší pak v jeho centrální části. Krystalizuje-li primárně z taveniny karbidická fáze MC, dochází navíc i k jejímu odmíšení vlivem nižší specifické hmotnosti ve srovnání s tuhnoucí taveninou, jak jsem prokázal ve své práci [16]. Tento jev je zdokumentován na obr. 2.

3.2. Tváření za tepla

Po ztuhnutí je struktura chromových a chrom-vanadových ledeburitických ocelí tvořena dendrity tuhého roztoku. V mezidendritických prostorách se nachází kontinuální útvary eutektického původu, obsahující karbidy, obr. 4a. V důsledku toho mají oceli ve stavu po odlití velmi nízkou houževnatost a pro přímé použití se nehodí. Musí se proto tvářet za tepla.



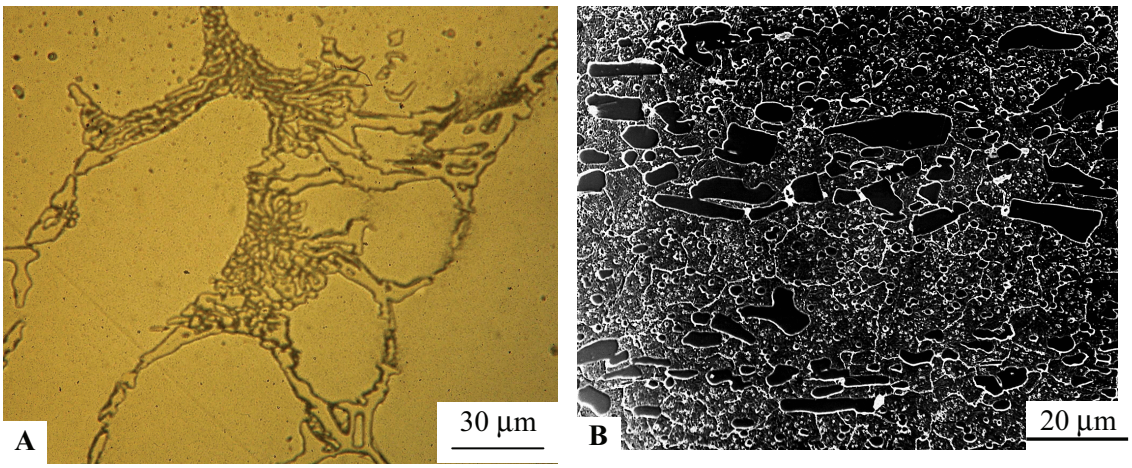
Obr. 3 – Schematický vývoj struktury ledeburitické oceli od litého stavu (a) po stavy po různém stupni deformace (b-f) podle Levequeho [18].

Tvářením dochází k fragmentaci eutektického síťoví a ke vzniku izolovaných karbidů. Schematický vývoj struktury při tváření ledeburitické oceli je na obr. 3 [18]. Litý stav je na obr. 3a. S rostoucím stupněm protváření se struktura mění postupně na varianty „b“, „c“ atd. Obvyklá struktura, dosahovaná v běžných tvářených polotovarech je charakteru stupně „d“.

Je-li polotovar dostatečně malého průřezu, lze dosáhnout i stupně „e“. Stupeň „f“ je spíše ideální než reálně dosažitelný klasickými metalurgickými postupy.

Pro chromové i chrom-vanadové ledeburitické oceli platí, že jejich tvařitelnost je i za vysokých teplot obtížná. Příčinou jsou právě tvrdé a křehké karbidy, které tvařitelnost znesnadňují. Ve tvářených polotovarech se proto často vyskytují zbytky původních licích struktur, což má zásadně negativní vliv na křehkolomové chování nástrojů. Tuto skutečnost jsem analyzoval v případě velkých závitořezných nástrojů v expertize [19]. Karbidy na bázi vanadu znesnadňují tvářecí procesy ještě výrazněji a nad 4% V se Cr-V ledeburitické oceli klasickou cestou stávají nevyrobitelnými.

Proces tváření vykazuje zpravidla preferenční směr. V jeho důsledku vzniká pro tyto oceli charakteristická karbidická řádkovitost - obr. 4b. Tvářením se podstatně zvyšuje houževnatost ledeburitických ocelí. Naopak, klesá otěruvzdornost, zejména při výskytu velkých shluků karbidů. Kromě etalonové stupnice podobné, jako je na obr. 5, která hodnotí stupeň protváření ocelí ledeburitického typu šesti stupni, lze tento parametr hodnotit i např. pomocí velikosti eutektických karbidů.



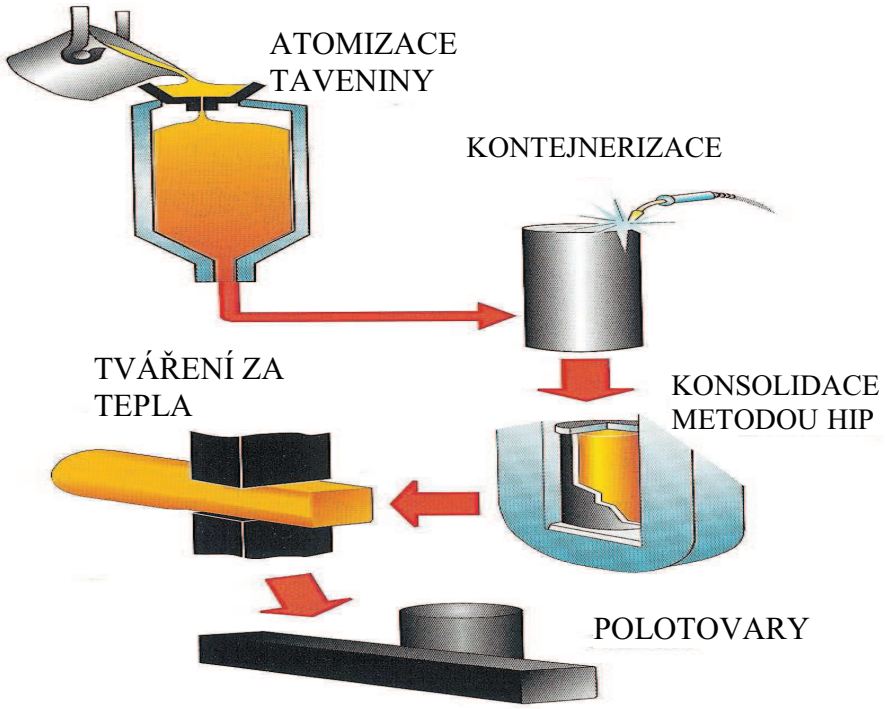
Obr. 4 – Litá struktura (a) a struktura po tváření (b) oceli 19 436.

4. PRÁŠKOVÁ METALURGIE RYCHLE ZTUHLÝCH ČÁSTIC

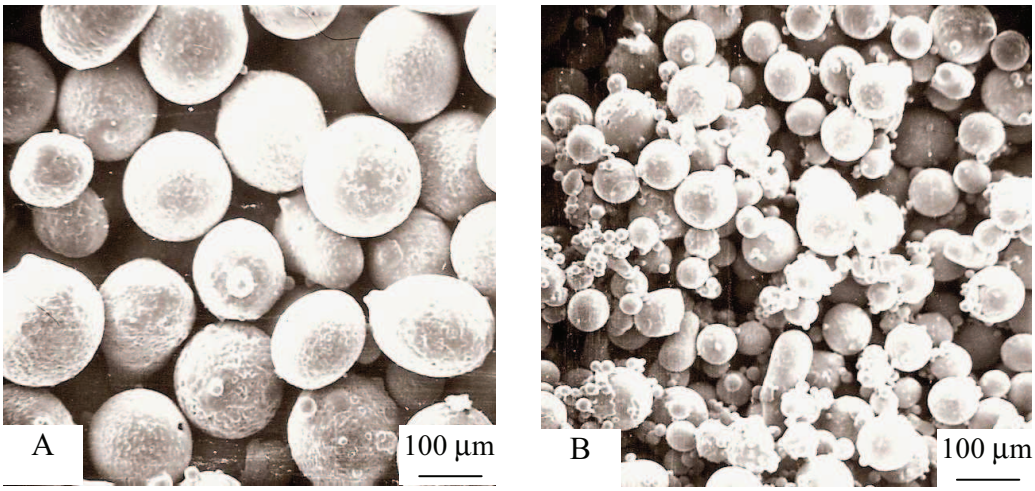
Prášková metalurgie rychle ztuhlých částic je moderní a dynamicky se rozvíjející technologický směr. Spočívá ve výrobě rychle ztuhlého polotovaru ve formě prášku a jeho konsolidaci do kompaktního produktu izostatickým lisováním za tepla, obr. 5. Technologie umožňuje vyrábět materiály s unikátní kombinací struktury a vlastností a rovněž materiály, konvenčními způsoby nevyrobitelné. PM ledeburitické oceli jsou sice dražší, než jejich klasickými způsoby vyráběné protějšky, jejich použití však vede k nezanedbatelným úsporám, zejména v hromadné výrobě v automobilovém průmyslu.

K výrobě prášků z ledeburitických ocelí se v současnosti používají výhradně způsoby atomizační, tj. tavenina o chemickém složení odpovídajícím výslednému ocelovému produktu se rozpráší tlakovým médiem (voda, dusík, argon) na drobné kapičky, které velmi rychle tuhnou a vzniká rychle ztuhlý (RZ) prášek. Po roztřídění práškových částic, odseparování nečistot a nevhodných velikostí prášku následuje konsolidace do kompaktního tělesa. Proces izostatického lisování je téměř bezztrátový a tudíž vysoce ekologický. Po vychladnutí se pouze odstraní materiál kontejneru soustružením. Následuje obvykle tváření za tepla, které sice není nutné z hlediska dalšího zlepšení struktury či mechanických vlastností, ale kvůli výrobě hutních polotovarů o žádaném průřezu.

Získaný prášek má většinou sférický tvar, obr. 6. V některých případech mají větší práškové částice na sobě ulpěné tzv. satelity, anebo skořepiny. Oba případy jsou důsledkem mechanické interakce částic prášku, přičemž nejméně jedna z interagujících částic není ještě zcela ztuhlá [20].



Obr. 5 – Výroba ledeburitických ocelí práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic.

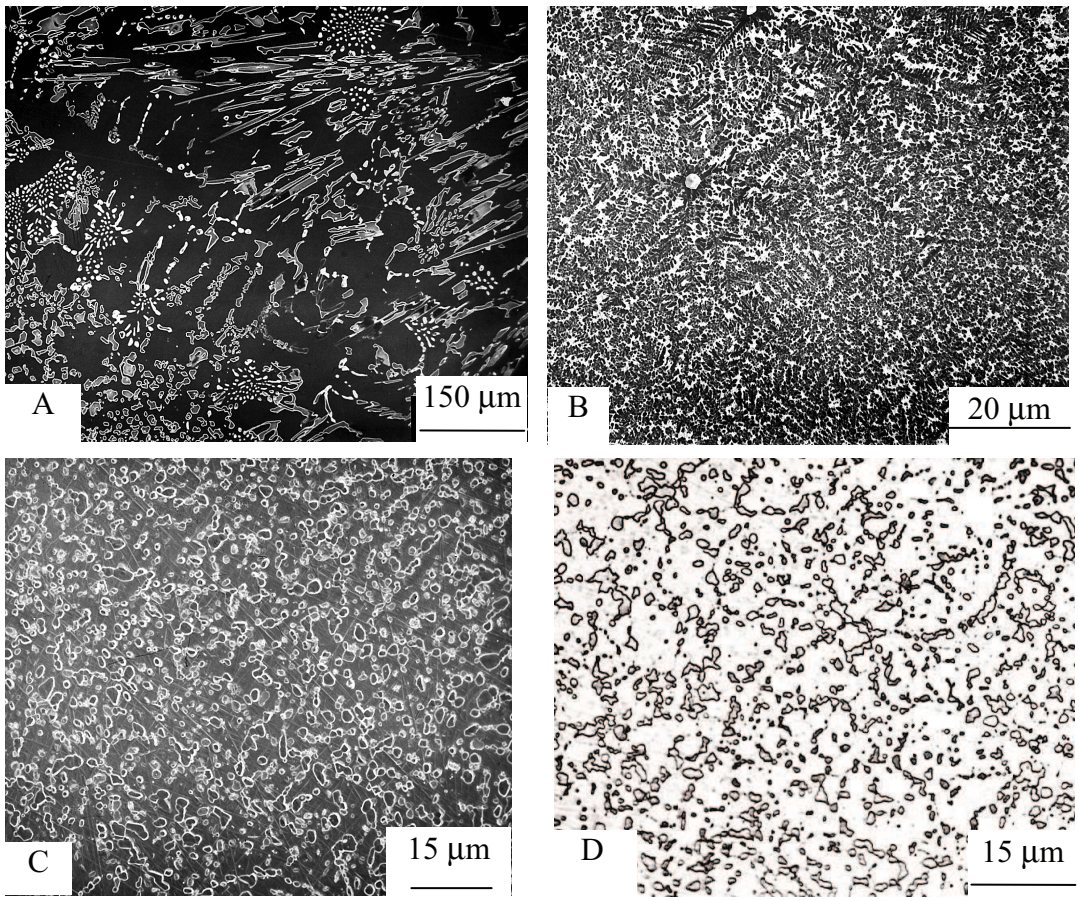


Obr. 6 - RZ prášek ledeburitické oceli s 3%C, 3%Cr a 12%V, připravený atomizací taveniny tlakovým dusíkem. A – granulometrická frakce 160 – 250 µm, B – granulometrická frakce do 40 µm [20].

Při výrobě prášku se uplatňuje efekt rychlého tuhnutí. V případě ledeburitických ocelí se tento efekt projevuje nejvíce řádovým zjemněním mikrostruktury ve srovnání s průmyslovými odlitky. Zjemnění strukturních součástí se připisuje prostorovému a časovému omezení segregace. Prostorová limitace segregačních jevů je dána samotnou velikostí částic prášku, která se nejčastěji pohybuje v desítkách µm. Časové omezení se

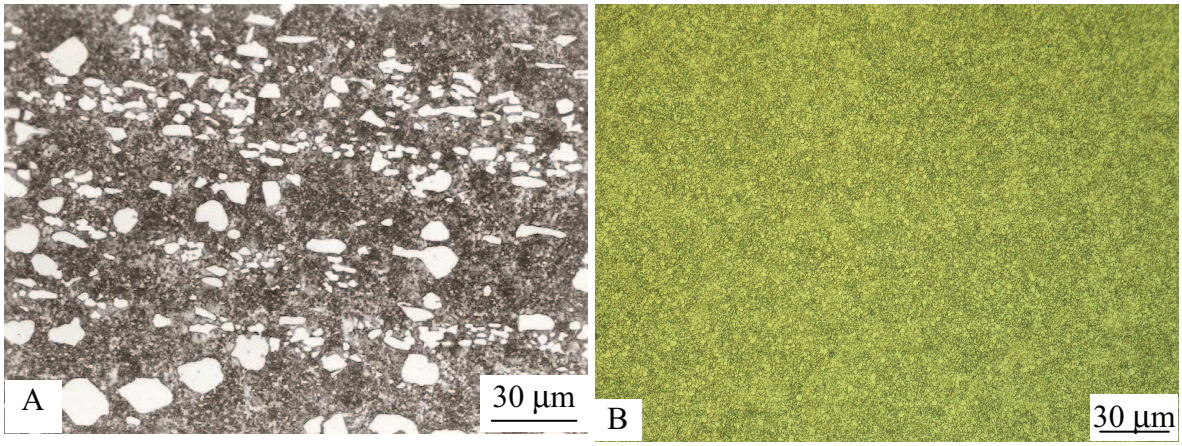
vztahuje zejména na skutečnost, že rozprášené kapky tekutého kovu tuhnou velmi rychle – v řádu milisekund. Při zjemňování struktury se uplatňují různé více- či méně ověřené modely vývoje struktury, jako jsou např. Karmův model fragmentace dendritů [21] anebo teorie Herlacha et al. [22]. Z hlediska praktické použitelnosti chrom-vanadových ledeburitických ocelí vyráběných PM postupy je velmi důležité, že toto zjemnění struktury se do značné míry zachovává i po tepelné expozici, která je součástí konsolidačního procesu RZ prášků.

V rámci své disertační práce [23] jsem se problematikou rychlého tuhnutí zabýval na příkladu ledeburitické oceli s chemickým složením 2.12 %C, 19.48 %Cr, 7.2 %V, zbytek Fe (materiál ACV). Série snímků na obr. 7 dokumentuje významné zjemnění mikrostruktury materiálu v důsledku využití práškové metalurgie rychle ztuhlých částic oproti stavu litému. Na obr. 7a je struktura oceli ve stavu po tuhnutí rychlostí 10 $K.min^{-1}$. Ve feritické matrici s dendritickou morfologií se nacházejí 2 typy karbidů. Karbidy typu M_7C_3 jsou větší a mají jehlicovitý tvar s maximální délkou jehlic kolem 150 μm. Tmavé bodové útvary v koloniích jsou karbidy na bázi vanadu typu MC. Mikrostruktura RZ prášku o velikosti 200 – 250 μm je na obr. 7b. Ve srovnání s obr. 7a je patrné, že velikost dendritů se značně zmenšila a velikost složek eutektika je již pod hranicí rozlišitelnosti světelným mikroskopem. Termickým ovlivněním dochází ke změně původních kontinuálních útvarů dendritů a eutektika. Výsledkem postupného vývoje, jehož hnací silou je zejména minimalizace povrchové energie karbidických částic, je struktura tvořená matricí, v níž jsou homogenně rozmístěny sferoidizované karbidy o velikosti několika málo mikrometrů, obr. 7c. Velmi podobná struktura vzniká i za působení tlaku v podmínkách izostatického lisování za tepla, obr. 7d.

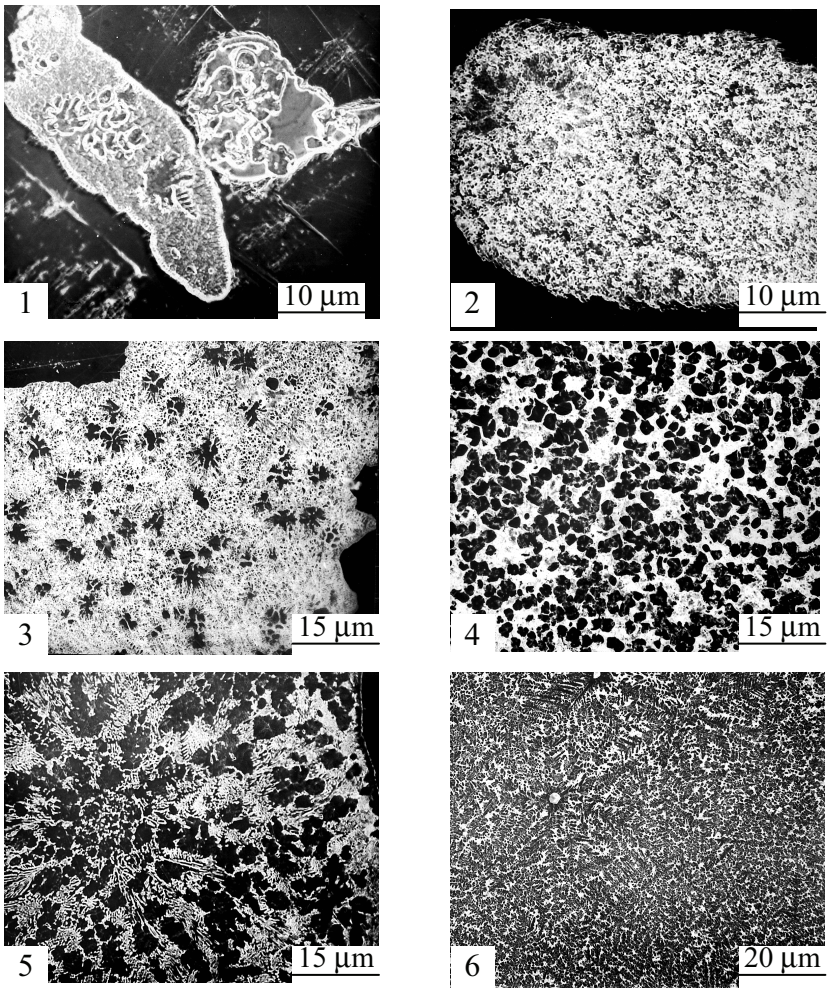


Obr. 7 - Mikrostruktura slitiny ACV v různých stadiích výroby. A - po tuhnutí rychlostí 10 $K.min^{-1}$, B - RZ prášek o velikosti 200 – 250 μm, C - RZ prášek o velikosti 200 – 250 μm po žíhání při 1100 ^{o}C/1 hod., D – kompaktní materiál po izostatickém lisování za tepla [23].

Podobné srovnání nabízí i další snímky na obr. 8, kde jsou typické ukázky Cr-V ledeburitických ocelí s podobným chemickým složením, avšak jedna je vyrobená klasickou metalurgií a druhá práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic.

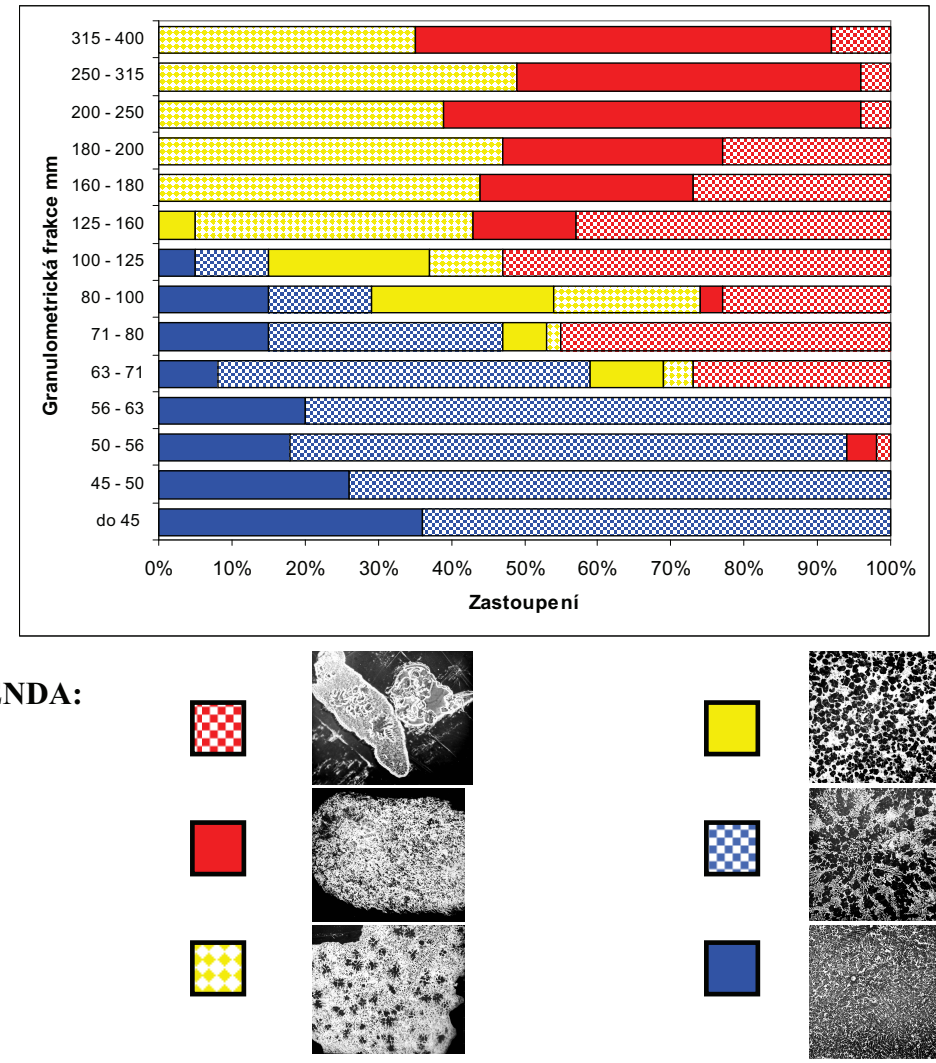


Obr. 8 – Srovnání struktury Cr-V ledeburitických ocelí vyrobené klasickým metalurgickým způsobem – materiál 1256 (A) a práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic - Vanadis 6 (B). Stav žíhaný na měkko.



Obr. 9 – Základní strukturní varianty (1 až 6) ledeburitické oceli ACV pro hodnocení rychle ztuhlého prášku slitiny ACV [23].

Parametry izostatického lisování RZ prášku je nutné volit s ohledem na převládající strukturu práškového polotovaru. Kontinuální karbidické útvary, které jsou ve struktuře prášků často obsaženy, mají totiž i za vysoké teploty omezenou plasticitu a při nevhodně zvolené teplotě, čase anebo tlaku procesu mohou vést k neúplné konsolidaci. Problémem je však již samotný atomizační proces kovové taveniny, protože výslednou strukturu RZ prášku nelze vztáhnout pouze k velikosti práškových částic, ale důležitou roli hrají tzv. „místní podmínky tuhnutí“. Pod tímto pojmem se rozumí součet faktorů, jako je lokalizace tuhnoucí kapky kovu v proudu atomizačního média, nárazy na chladnou stěnu věže atomizéru, interakce mezi částicemi atd. Problematikou charakterizace RZ prášku jsem se zabýval v rámci své disertační práce [23] a výsledky byly prezentovány v rámci mého studijního a přednáškového pobytu ve švédské ocelárně Uddeholm [24]. Princip hodnocení spočívá v následujících krocích: výběr vzorku RZ prášku o hmotnosti 500 g, jeho roztřídění na granulometrické frakce, příprava metalografických vzorků z jednotlivých frakcí a určení základních strukturních typů RZ prášku, které pak představují tzv. etalony, obr. 9. Následně je z každé granulometrické frakce náhodně vybráno 100 práškových částic, jejichž mikrostruktura se vizuálně srovnává s etalony. Tímto postupem vznikne histogram zastoupení jednotlivých charakteristických struktur v granulometrických frakcích RZ prášku, obr. 10.



Obr. 10 - Diagram zastoupení typických mikrostrukturních variant v jednotlivých granulometrických frakcích RZ prášku oceli ACV.

Praktický význam tohoto postupu je v tom, že umožňuje odseparovat velikostní třídy RZ prášku s převládajícími nevhodnými strukturami ještě před vlastní konsolidací a tím optimalizovat jednak konsolidaci prášku, jednak vytvořit zpětnou vazbu pro proces atomizace tak, aby její parametry umožňovaly výrobu co největšího množství práškových částic s vyhovující strukturou a minimalizovaly se tak technologické ztráty materiálu.

5. TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

5.1. Žíhání na měkko

Účelem žíhání na měkko je snížit tvrdost ledeburitických ocelí před výrobou nástrojů. Většinou se provádí již v hutích jako poslední stadium výroby materiálů (tyčí, kulatin, pásů). K zákazníkům se tak dostávají materiály již ve stavu žíhaném na měkko, obr. 8. Jiný důvod provedení tohoto žíhání je u nástrojů, které je z různých důvodů nutné překalit. Je to např. z důvodu nevhodně (nebo chybně) provedeného tepelného zpracování, ale i tehdy, kdy je nutné drahý nástroj obrobit před jeho opětovným nasazením.

Celkový čas žíhání na měkko bývá pro různé oceli velmi rozdílný. Pro chromové ledeburitické oceli stačí výdrž na teplotě mírně nad A_1 po dobu 2 - 3 hod. s pomalým ochlazováním přes transformační teplotu a celý proces netrvá déle než 12 hodin. Naproti tomu u ocelí s vysokým obsahem vanadu je nutné nechat materiály na jednotlivých teplotách déle a žíhání tak může trvat i 3 dny. Konečným výsledkem žíhání na měkko Cr-V ledeburitických ocelí je struktura složená z legovaného perlitu s nízkým obsahem uhlíku a legur a karbidů sekundárního, eutektického, případně primárního původu.

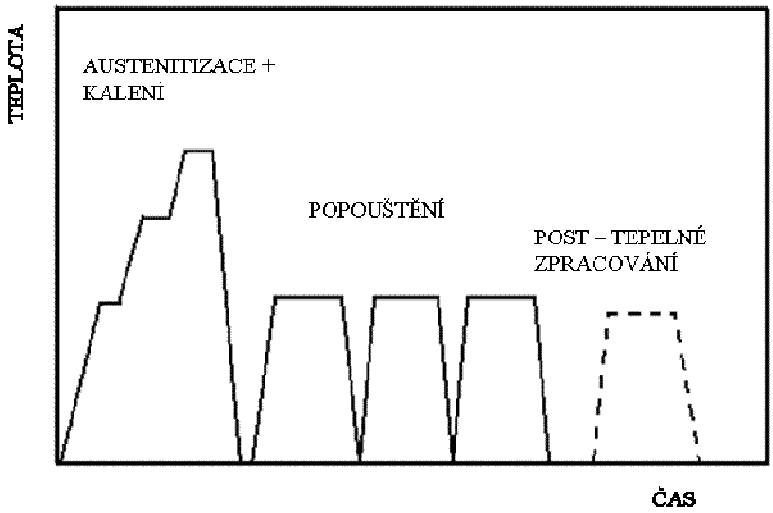
5.2. Austenitizace

Nástroje z ledeburitických ocelí se používají výhradně v tepelně zpracovaném stavu. Tepelné zpracování zahrnuje ohřev na austenitizační teplotu, výdrž na teplotě, kalení a několikanásobné popouštění, obr. 11. V některých případech se po kalení zařazuje zmrazování (kryogenní zpracování). Jindy se zase vyžadují modifikované vlastnosti povrchu a tehdy je nutné po posledním popouštění nástroje nitridovat, povlakovat, anebo tzv. duplexně povlakovat (post – tepelné zpracování). Tepelným zpracováním získávají materiály tvrdost, otěruvzdornost, pevnost, řezivost, případně další nezbytné vlastnosti pro exploataci.

Z důvodu nízké tepelné vodivosti Cr-V ledeburitických oceli se ohřev na austenitizační teplotu musí provádět v několika stupních. Účelem prodlev na jednotlivých teplotách je vyrovnání teploty mezi povrchem a jádrem nástrojů tak, aby součet napětí v důsledku tepelné roztažnosti materiálu a fázových transformací byl co nejnižší a zabránilo se tak nadměrným deformacím. Přesto se s deformacemi rozměru a tvaru musí u nástrojů počítat. Tvarové a rozměrové změny souvisí s objemovými změnami v důsledku tepelné roztažnosti materiálu a s fázovými transformacemi. Chrom-vanadové ledeburitické oceli jsou navíc v průběhu celého cyklu tepelného zpracování heterofázové, tj. obsahují tuhý roztok a karbidy rozdílného typu, velikosti a uspořádání. K deformačním vlivům způsobeným tepelnou roztažností a fázovými transformacemi tak přibývá ještě faktor rozdílných fyzikálních vlastností matrice a karbidů. Tento faktor je zvlášť významný u konvenčně vyráběných ocelí, protože obsahují karbidické řádky, takže i jejich deformační chování je anizotropní. Naproti tomu PM oceli mají rovnoměrně a izotropně rozmístěné karbidy a jejich deformační chování je rovněž izotropní.

Jelikož jsou obsahy uhlíku a legur v perlitu nízké, jeho přeměna na austenit nevede k dostatečnému nasycení tuhého roztoku. Pokud by byla ocel zakalená z teploty těsně nad A_1, nedosahovala by její tvrdost dostatečných hodnot. K významnému nasycování austenitu dochází teprve při vyšších teplotách, kdy se rozpouštějí sekundární karbidy. Pro chromové ledeburitické oceli jsou obvyklé kalící teploty 950 až 1050 ^{o}C, kdy se v austenitu rozpouštějí

karbidy M_7C_3. V případě Cr-V ledeburitických ocelí dochází i k částečnému rozpouštění karbidů MC. Většinu karbidů MC však tvoří útvary eutektického původu, které jsou v austenitu nerozpustné. Tyto částice efektivně brání růstu zrna, takže oceli s vysokým obsahem vanadu lze kalit i z teplot vyšších než 1100 °C. Na obr. 12 jsou mikrostruktury PM ledeburitické oceli Vanadis 6 po kalení z různých austenitizačních teplot.



Obr. 11 – Teplotně – časový režim tepelného zpracování ocelí ledeburitického typu.

Kromě rozpuštění dostatečného množství karbidů v austenitu je důležitá také jeho homogenizace. Pro dostatečnou homogenizaci austenitu je nezbytné dodržet nejenom výši austenitizační teploty, ale také délku výdrže na ní. Pro chromové ledeburitické oceli, vyrobené klasickou metalurgií se doby výdrže při vakuovém ohřevu pohybují řádově kolem 10 min. Naproti tomu Cr-V ledeburitické oceli vyrobené práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic vyžadují delší dobu výdrže, v některých případech až 1 hodinu. Druhým významným faktorem pro určení doby výdrže je velikost nástroje. Větší nástroje vyžadují delší dobu prohřevu než nástroje menší. Třetím faktorem ovlivňujícím dobu výdrže je prostředí, v němž se ohřev realizuje. U starších postupů, kdy se ohřev realizoval v soustavě solných lázní o odstupňované teplotě, byly doby výdrže na austenitizační teplotě poměrně krátké a počítaly se v desítkách sekund. Ve vakuových pecích jsou doby prodlev výrazně delší.

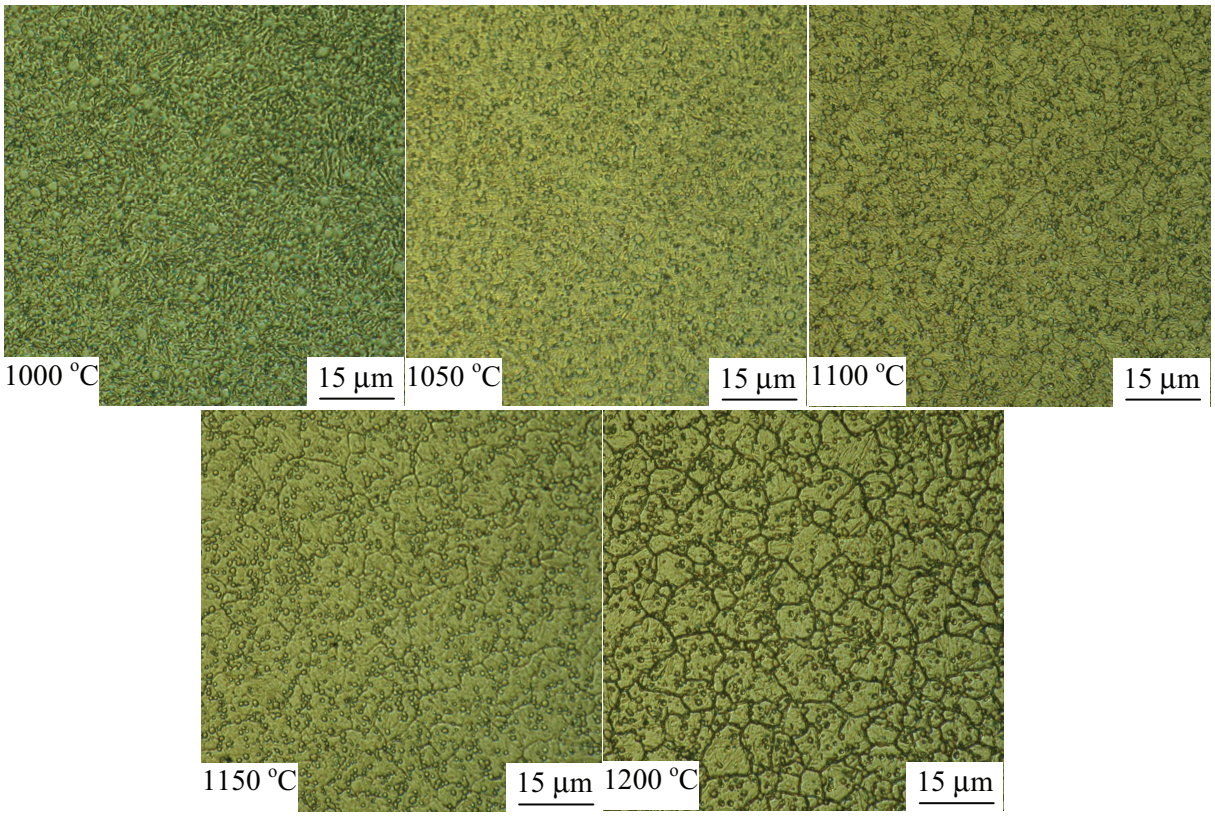
Při překročení optimální výše nebo délky prodlevy na austenitizační teplotě dochází k hrubnutí austenitického zrna. V důsledku toho klesá houževnatost a rovněž tvrdost po kalení, protože se zvyšuje obsah zbytkového austenitu v oceli. O něco vyšší odolnost vůči přehřátí mají PM ledeburitické oceli, protože obsahují jemné a stejnoměrně rozmístěné karbidy, zejména MC, které se v austenitu rozpouštějí pouze v malé míře, jsou stabilní do vysokých teplot a růstu zrna efektivně brání.

Na podmínkách austenitizace závisí tvrdost po kalení a též po následujícím popouštění. U většiny těchto materiálů dosahuje tvrdost po správně provedeném kalení hodnot 62 - 65 HRC.

5.3. Kalení

Do zavedení vakuového tepelného zpracování jako standardního postupu se používaly solné lázně nejenom k austenitizaci ledeburitických ocelí, ale také k jejich kalení. Tento postup je nazýván termální kalení. Spočívá v ochlazení oceli na teplotu kolem 550 °C a výdrži tak dlouhé, až se dosáhne začátku bainitické transformace B_s. Následně se ocel dochladí na vzduchu. Tento způsob se však v moderních provozech již nepoužívá.

Výhodou vakuových pecí je skutečnost, že nástroje mají po zakalení kovově čistý povrch. Ke kalení se totiž v moderních zařízeních, na rozdíl od nedávné minulosti, kdy se ještě využívalo také minerálních olejů, používají výhradně stlačené inertní plyny (dusík, argon, hélium). Použití kalících plynů rovněž vede ke snížení deformací nástrojů, protože se netvoří parní polštáře, jako je tomu u olejů a ochlazování je stejnoměrnější.



Obr. 12 – Struktura PM ledeburitické oceli Vanadis 6 zakalené z různých teplot.

V důsledku nasycení austenitu uhlíkem a legurami výrazně klesají teploty začátku a konce martenzitické přeměny. Při běžných kalících teplotách se teplota M_f chromových ledeburitických ocelí nachází poměrně hluboko pod bodem mrazu. Při překročení optimálních kalících teplot se ale i teplota M_s těchto ocelí nachází v oblasti záporných teplot, až do -100 °C [25]. Pro chrom-vanadové oceli je situace o něco příznivější. Část chromu bývá totiž vázána v karbidech MC, které se během austenitizace rozpouštějí pouze nepatrně. Pokles teplot M_s a M_f je ve srovnání s chromovými ocelemi je proto méně výrazný.

Vzhledem k vysokému stupni legování jsou ledeburitické oceli velmi dobře prokalitelné. V dostatečně malých průřezech je lze zakalit i na klidném vzduchu. Tento způsob se však nedoporučuje, protože při pomalém ochlazování se vylučují proeutektoidní karbidy, zpravidla po hranicích zrn, a jejich vyloučení snižuje sekundární vytvrzovací schopnost ocelí.

Po správném zakalení je struktura chromových a chrom-vanadových ledeburitických ocelí tvořena martenzitem, případně směsí martenzitu a bainitu, nerozpuštěnými karbidy a do 30% zbytkového austenitu. S rostoucí kalící teplotou, resp. dobou výdrže množství zbytkového austenitu roste v důsledku většího nasycení austenitu uhlíkem a legurami, snižujícími teploty M_s a M_f. U chromových ledeburitických ocelí dosahuje nárůst množství zbytkového austenitu někdy až extrémních hodnot kolem 90% [25, 26]. Takto vysoký obsah zbytkového austenitu je velmi nepříznivý, protože jeho důsledkem je výrazný pokles tvrdosti

při překročení pásma optimálních kalících teplot. Nízkou tvrdost po kalení nelze odstranit ani následujícím popouštěním v oblasti maxima sekundární tvrdosti.

Pro dosažení vyššího stupně martenzitické přeměny (snížení podílu zbytkového austenitu) je nezbytné použít kryogenní zpracování, např. v tekutém dusíku. Názory na vliv kryogenního zpracování na vlastnosti ledeburitických ocelí však nejsou jednotné. Autoři prací [27, 28] uvádějí, že v důsledku tohoto zpracování tvrdost mírně roste, avšak houževnatost se nepatrně snižuje. Berns [25] uvádí pro chromové ledeburitické oceli mnohem optimističtější data. Zjistil totiž, že okamžitým zmrazením po kalení lze u chromových ledeburitických ocelí podstatně zvýšit tvrdost – uvádí, že po okamžitém zmrazení po kalení z obvyklých teplot a následným popouštěním lze dosáhnout u oceli s nižším obsahem uhlíku X155CrVMo 12 1 tvrdosti kolem 67 HRC a u supertvrdé ledeburitické oceli X290Cr12 až 69 HRC. Kvůli úplnosti je však nutné dodat, že podstata jevů, doprovázejících zmrazování ledeburitických ocelí nebyla dosud objasněna. Naše nejnovější výsledky týkající se výzkumu vlivu kryogenního zpracování na mechanické vlastnosti Cr-V ledeburitické oceli Vanadis 6, realizované v rámci projektu MPO TIP a dvoustranné mezinárodní česko-slovinské spolupráce ukazují na opačnou tendenci. Ocel byla tepelně zpracována následujícími režimy: Austenitizace ve vakuové peci při teplotách 1000, 1025, 1050 a 1075 ^{o}C/30 min., kalení tlakovým dusíkem o přetlaku 5-6 bar, zmrazování při teplotách -90 a -196 ^{o}C po dobu 4 a 24 hod. a popouštění 2 x 530 a 550 ^{o}C/1 hod. Ve všech případech bylo zjištěno, že tvrdost vzorků, které byly kryogenně zpracovány, byla o 1-3 HRC nižší, než tvrdost vzorků bez kryogenního zpracování [29, 30]. Příčinu toho poněkud překvapivého jevu bude zapotřebí podrobit dalšímu detailnímu studiu.

5.4. Popouštění

Po kalení je struktura chrom-vanadových ledeburitických ocelí tvořena martenzitem, případně směsí martenzitu a bainitu, zbytkovým austenitem a nerozpuštěnými karbidy. V některých novějších pracích se uvádí, že martenzit obsahuje částice cementitického karbidu typu M_3C [31] o velikosti několika nm. Tyto částice vznikají během samopopouštění martenzitu, jak bylo objeveno Collinsem [32]. Během prvních stadií popouštění však tyto útvary rychle rostou a rozpouštějí se [33], a zřejmě se tedy dalšího precipitačního děje aktivně neúčastní.

Zbytkový austenit vykazuje v důsledku vysokého stupně legování značnou termickou stabilitu. Stabilita zbytkového austenitu se zvyšuje s růstem teploty austenitizačního ohřevu, delším setrváním materiálu po kalení na pokojové teplotě a efekty samopopouštění při ochlazování z popouštěcí teploty v okolí teploty M_s [26]. Proto je nutné tyto materiály ihned po kalení popouštět. Pro dosažení vyššího stupně 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.

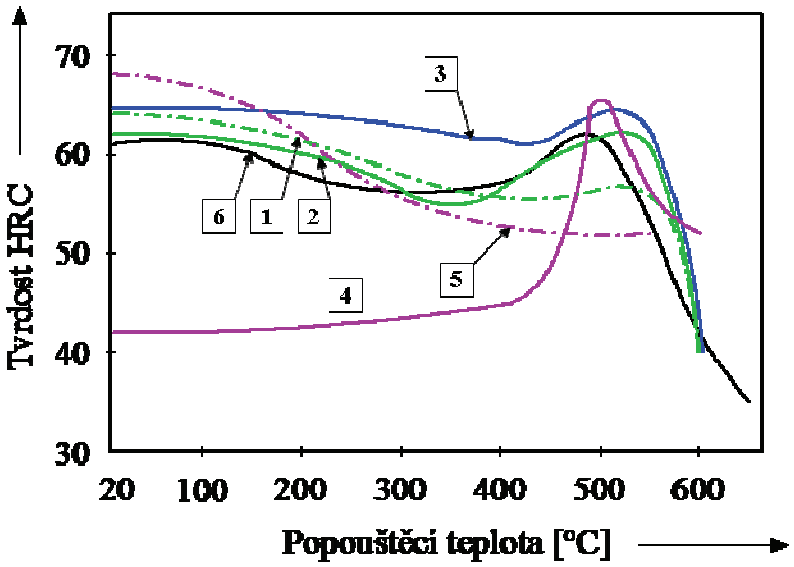
Chrom-vanadové ledeburitické oceli mají schopnost tzv. sekundárního vytvrzování. Příčinou tohoto efektu je transformačně-precipitační proces, spočívající v sekundární martenzitické transformaci a precipitaci jemných karbidů z austenitu i z martenzitu během izotermické výdrže na popouštěcí teplotě.

Popouštění při teplotách do 350 ^{o}C vede k mírnému poklesu tvrdosti. Martenzit se totiž ochuzuje o uhlík a legury za vzniku precipitátů různých přechodných typů karbidů. Vznik těchto karbidických precipitátů však nestačí vykompenzovat snížení tvrdosti, způsobený ochuzením martenzitu o uhlík. Zvýšení teploty popouštění na 400 ^{o}C – 525 ^{o}C má za následek další ochuzení martenzitu o uhlík a legury vlivem precipitace karbidů na bázi chromu M_7C_3, a

to buď přímo, anebo přeměnou z přechodných precipitátů M_3C a $M_{23}C_6$ a růst tvrdosti. Po popouštění při takto vysoké teplotě rovněž transformuje zbytkový austenit, což se na vzrůstu tvrdosti projevuje velmi výrazně. 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. Typické popouštěcí křivky chromových a chrom-vanadových ledeburitických ocelí jsou na obr. 13.

V některých případech, zejména u Cr-ledeburitických ocelí se provádí zpracování na tzv. primární tvrdost. V tomto případě se používají nižší kalící teploty, pouze kolem 950 °C. Popouštěcí teplota nepřesahuje 200 °C tak, aby tvrdost neklesla pod 59 – 60 HRC. Velkou nevýhodou tohoto způsobu zpracování je skutečnost, že v praxi se málokdy dbá na důležité zákonitosti platné pro nízkoteplotní popouštění, tj. špatný přenos tepla při nízkých teplotách spojený s nízkou tepelnou vodivostí ledeburitických ocelí. Výsledkem je, že jádro velkých nástrojů bývá nepopuštěno, což vede velmi často k haváriím.

Po kalení a popouštění může tvrdost Cr-V ledeburitických ocelí dosahovat v závislosti na chemickém složení a účelu použití až přes 800 HV (aplikace pro zpracování tvrdých hmot). 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.



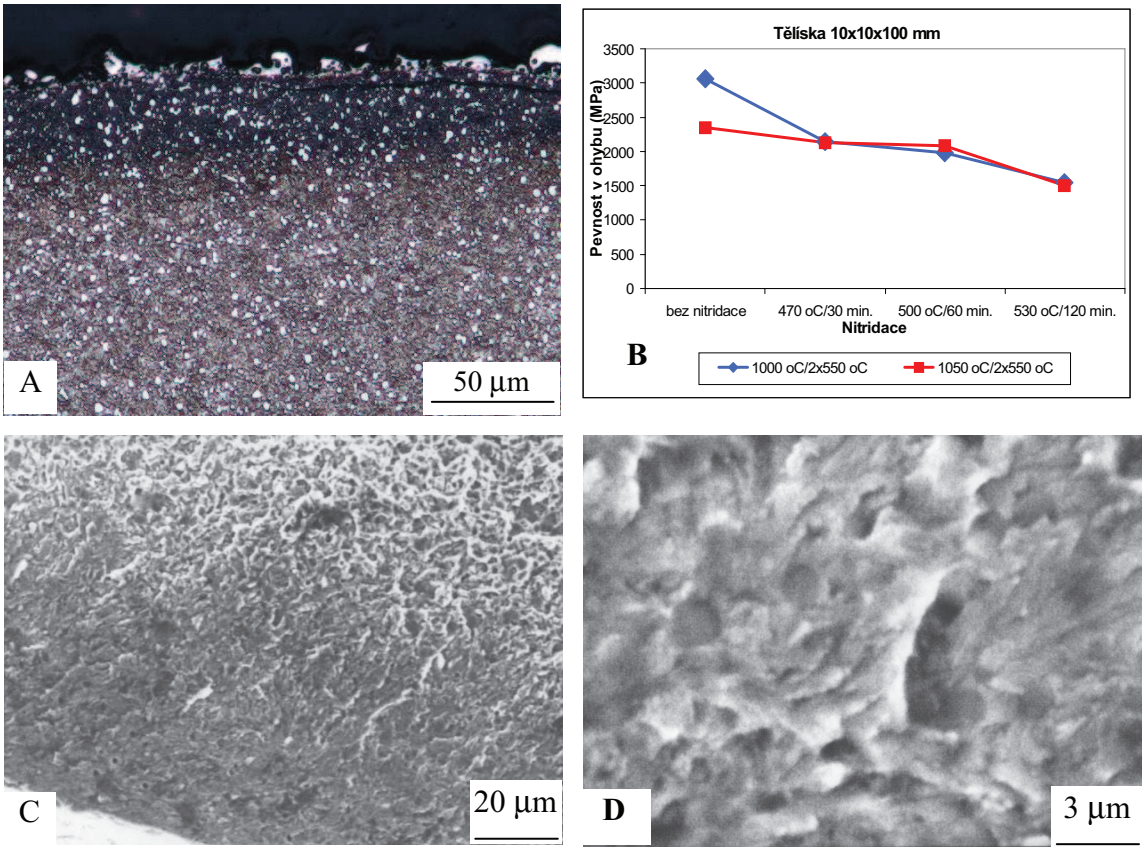
Obr. 13 – Popouštěcí křivky Cr- a Cr-V ledeburitických ocelí. 1 – ocel 1.2379 (D2), kaleno z 1030 °C, 2 - 1.2379 (D2), kaleno z 1070 °C, 3 – Vanadis 6, kaleno z 1050 °C, 4 – X290Cr12, kaleno z 1150 °C, 5 - X290Cr12, kaleno z 940 °C, 6 - 19 436, kaleno z 1060 °C.

6. POST – TEPELNÉ ZPRACOVÁNÍ

Post-tepelné zpracování bývá používáno v případech, kdy se vyžadují speciální vlastnosti povrchových vrstev Cr-V ledeburitických ocelí. Zařazuje se na konec výrobního cyklu nástrojů, tedy po kalení, popouštění a broušení. Nejčastější postupy úprav povrchu jsou plasmová nitridace, povlakování fyzikálními metodami depozice z plynné fáze (PVD) a jejich kombinace, známá jako duplexní povlakování.

Nitridace ledeburitických ocelí se v praxi realizuje téměř výlučně procesem v anomálním doutnavém výboji. Nitridace těchto materiálů v plynu je sice rovněž možná,

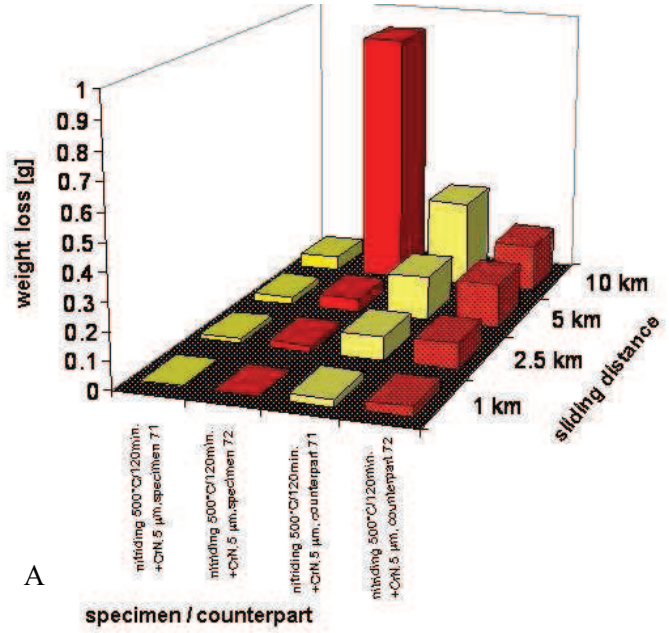
praktická aplikace je však obtížná v důsledku výskytu pasivačních vrstev na povrchu ocelí, bránících přestupu dusíku. Hlavními parametry procesu jsou teplota, čas a složení nitridační atmosféry. Teplota nitridace musí být vždy nižší, než je teplota popouštění, aby se předešlo nežádoucímu ovlivnění vlastností jádra nástroje. Doba nitridace se u Cr-V ledeburitických ocelí volí krátká, max. 2 hodiny, aby pokud možno nevznikla sloučeninová vrstvy nitridů na povrchu a nedošlo tak k příliš velkému zkřehnutí materiálu. Složení atmosféry se většinou volí tak, aby rovněž nedošlo ke tvorbě sloučeninové vrstvy. Znamená to, že poměr dusíku a vodíku bývá 1:3 anebo nižší. Nitridací Cr-V ledeburitických ocelí se zvyšuje povrchová tvrdost na hodnoty, přesahující 1000 HV, odolnost proti opotřebení a únavová pevnost materiálů. Rovněž se výrazně zlepšuje adheze tenkých PVD-povlaků, jsou-li na povrchu po nitridaci vytvářeny. Naopak klesá houževnatost, protože nitridovaná vrstva vytváří na povrchu ledeburitických ocelí strukturní vrub. V nitridované vrstvě, jak jsem zjistil se svými spolupracovníky pro řadu ledeburitických ocelí, probíhá lom transkrystalickým štěpným mechanismem s minimem spotřebované energie na jeho šíření. Již velmi tenká nitridovaná vrstva tedy způsobuje poměrně značný pokles pevnosti ve tříbodovém ohybu. Pro Cr-V ledeburitickou ocel Vanadis 6 je tato situace dokumentována na obr. 14 [34 - 36].



Obr. 14 – Důsledky plasmové nitridace na houževnatost ledeburitické oceli Vanadis 6. A – vrstva vytvořená při 530 °C/120 min., B – závislost pevnosti v ohybu na parametrech plasmové nitridace, C – lomová plocha vzorku s nitridovanou vrstvou, D – detail z lomové plochy [34 - 36].

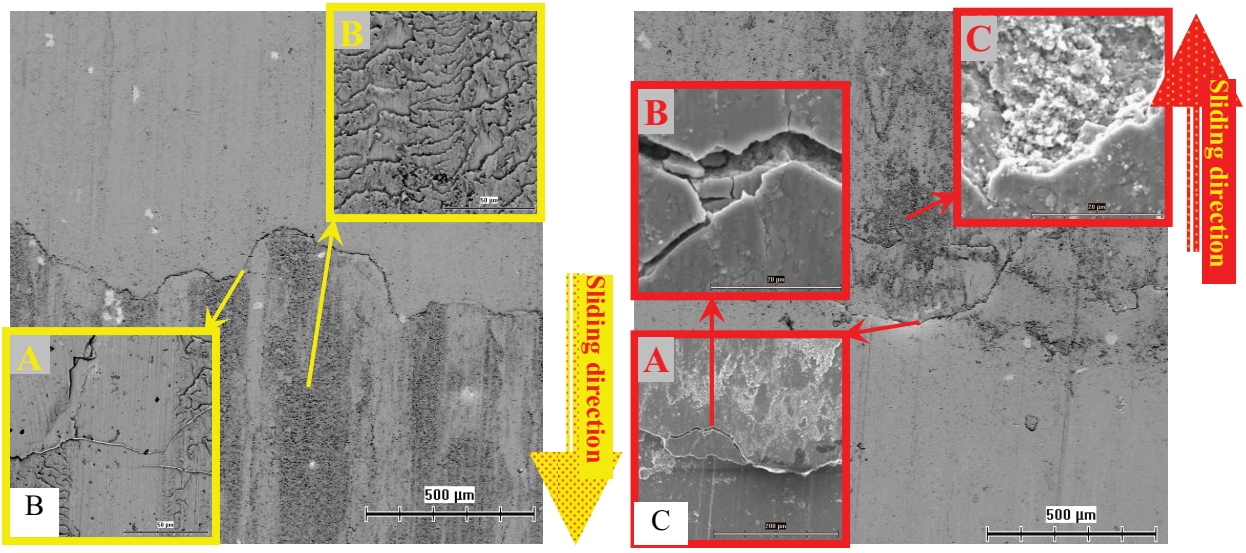
Pro povlakování Cr-V ledeburitických ocelí se využívá různých způsobů depozice z plynné fáze. Nejčastěji se tyto materiály povlakují postupem tzv. nízkoteplotního magnetronového naprašování. Na ledeburitické oceli lze nanášet v podstatě libovolnou kombinaci tvrdých povlaků. Nejčastěji se doposud používají povlaky TiN a CrN. Ve stadiu

intenzivního výzkumu a vývoje jsou však i povlaky na bázi TiAlN, TiSiN, CrAlN, resp. vrstvené povlaky s různou periodicitou jednotlivých dílčích povlaků a kompozitní povlaky, u nichž se do základní sloučeniny, např. CrN přidávají nerozpustné prvky, jako stříbro či měď. Velkým problémem při povlakování ledeburitických ocelí zůstává adheze povlaků na základní materiál. Povlaky se od Cr-V ledeburitických ocelí liší tvrdostí, modulem pružnosti a dalšími fyzikálními vlastnostmi. Po depozici mají povlaky často velmi vysoká napětí, přesahující 3000 MPa. Na rozhraní substrát/povlak vzniká napjatostní diskontinuita, která společně s napětím, vneseným do materiálu a povlaku během užívání nástroje vede často k destrukci povlaku. Odén et al. [37] navrhli postup pro snížení napjatostní diskontinuity, spočívající v žíhání materiálů po povlakování. Po žíhání došlo k významnému snížení napětí v povlaku, ale i tak přesahovalo 1000 MPa.



A

Obr. 15 – Výsledky zkoušek adhezivně/abrazivního opotřebení duplexně povlakované ledeburitické oceli Vanadis 6 (nitridace + CrN). a - opotřebení vzorků v závislosti na kluzné dráze (žlutě je vyznačeno opotřebení při dobré adhezi (148 N) povlaku CrN na substrát, červeně při horší adhezi (55 N), b - opotřebený povrch vzorku s dobrou adhezí povlaku na substrát, c – opotřebený povrch vzorku s horší adhezí povlaku CrN na substrát [41].



Významným pokrokem v řešení problému adheze povlaků na substráty z Cr-V ledeburitických ocelí byl vynález duplexního povlakování [38]. Základní ideou tohoto postupu je zvýšit tvrdost substrátu tak, aby se co nejvíce blížila tvrdosti povlaku. K tomuto účelu se nejčastěji používá plasmové nitridace. Problematikou duplexního povlakování

chrom-vanadových ledeburitických ocelí jsem se zabýval v různých projektech mezinárodní spolupráce řadu let. Postupně jsem se svými spolupracovníky dospěl ke stavu, že např. pro chrom-vanadovou ledeburitickou ocel Vanadis 6 jsem duplexním procesem, pozůstávajícím z plasmové nitridace a povlakováním CrN dosáhnul adheze tohoto povlaku v některých případech až 150 N (měřeno scratch-testem za standardních podmínek) [39, 40]. Doposud ale nelze říci, že problematika nanášení duplexních povlaků na nástroje z ledeburitických ocelí je stoprocentně zvládnuta. V některých případech se totiž stávalo, že i vzorky zpracované za stejných podmínek a ve stejných zařízeních vykazovaly zcela rozdílnou adhezi povlaků, obr. 15. Příčiny této skutečnosti jsou diskutovány např. v pracích [39, 41], exaktně prokazatelné ale zřejmě budou pouze obtížně. Podle mého názoru ale řešení nabízí technologie duplexního povlakování v jednom flexibilním zařízení, čímž se odstraní nutnost převozu materiálu mezi pracovišti, popř. zařízeními, resp. skladovací časy, během nichž vždy hrozí submikroskopická kontaminace povrchu součástí, která může být příčinou zhoršené adheze v některých případech. Každopádně, dosažené výsledky naznačují velký potenciál této technologie v povrchovém zpracování nástrojů vyrobených z Cr-V ledeburitických ocelí.

7. KŘEHKOLOMOVÉ VLASTNOSTI

Z hlediska užitných vlastností a provozní spolehlivosti jsou křehkolomové vlastnosti Cr-V ledeburitických ocelí rozhodujícím parametrem. Charakterizují totiž odolnost materiálu proti vyštipování na funkčních částech, resp. proti kompletní destrukci nástroje, což fenomény zcela podmiňující funkční spolehlivost zejména v hromadné výrobě a automobilovém průmyslu.

Stěžejními vlastnostmi Cr-V ledeburitických ocelí, charakterizujícími odolnost proti porušení, jsou pevnost ve statickém ohybu (odolnost proti iniciaci trhliny) a lomová houževnatost (odolnost proti šíření křehké trhliny).

Pevnost ve statickém tříbodovém ohybu je standardním měřítkem odolnosti proti iniciaci křehké trhliny u ledeburitických ocelí. Pevnost v ohybu je závislá na následujících parametrech: způsob výroby, tvrdost, u konvenčních ocelí stupeň protváření a směr odběru vzorku vzhledem ke směru tváření. Hodnotí se nejčastěji na vzorcích o rozměrech 10 x 10 x 100 mm při rychlosti zatěžování 1 mm/min. a vzdálenosti podpěr 80 mm. Vzorky jsou zatěžovány uprostřed, zpravidla do lomu.

Pro charakterizaci odolnosti ledeburitických ocelí proti iniciaci křehkého porušení v dynamických podmínkách se používá rovněž zkouška rázové houževnatosti podle Charpyho. Provádí se na vzorcích o rozměrech 10 x 10 x 55 mm bez vrubu.

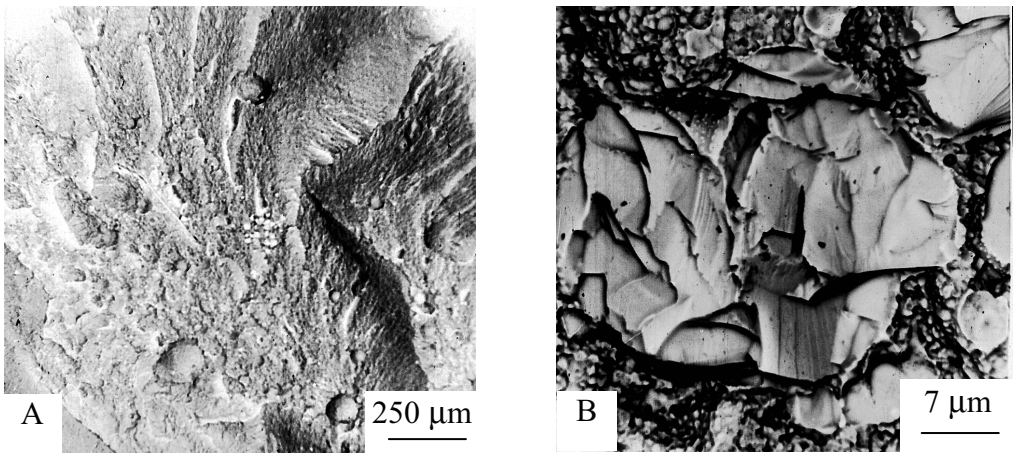
Pro tvrdé materiály, jako jsou kalené a popuštěné oceli ledeburitického typu, platí lineární lomová mechanika. Z Griffithova vztahu

$$K_{IC} = \sigma \, (\pi \, . \, c_{KR})^{1/2}$$

kde K_{IC} je lomová houževnatost [MPa.m$^{1/2}$], σ je působící napětí [MPa] a c_{KR} je poloviční kritická velikost trhliny, vyplývá, že kritická velikost zárodku trhliny (nebo též necelistvosti struktury) se nachází v řádu μm. Ve většině ledeburitických ocelí se, alespoň na povrchu, odkud se trhliny šíří, tak velké nehomogenity ve formě např. karbidů apod. nenacházejí. Proto se při zkoušce tříbodovým ohybem trhlina šíří stabilně, zejména po nehomogenitách, jako jsou fázová rozhraní, karbidické řádky atd. Při nárazu čela trhliny na karbidický řádek nebo částici navíc musí trhlina tento útvar obejít, což se děje za současné mikroplastické deformace matrice. Vzniklé lomové plochy jsou proto poměrně členité, a to i přes vysokou tvrdost ledeburitických ocelí. Lom se nazývá „nízkoenergetický tvárný“.

Protože šířící se trhlina musí defekty (ale např. i karbidy) obcházet, je zkouška statickým tříbodovým ohybem citlivá na výskyt slabých míst ve struktuře, jako jsou vměstky, karbidické síťoví, shluky karbidů apod. V litém stavu tvoří karbidy kontinuální síťoví a proto je pevnost v ohybu velmi nízká. Její hodnoty se pro Cr-V ledeburitické oceli pohybují v rozmezí 1200 – 1500 MPa. Vyšších hodnot se dosahuje při menším objemu ztuhlého kovu, protože nižší hmotnost ingotu obvykle vede k rychlejšímu ochlazování a menším segregacím. Ve stavu tvářeném za tepla pak dosahuje přibližně dvojnásobných hodnot, přičemž vyšší pevnost v ohybu mají oceli s nižším obsahem uhlíku a při stejném chemickém složení mají vyšší pevnost v ohybu oceli s vyšším stupněm protváření. Tvářením za tepla vzniká již dříve zmiňovaná karbidická řádkovitost, která se projevuje uspořádáním struktury ve směru deformace. V důsledku orientace struktury vzniká anizotropie mechanických vlastností materiálu, včetně pevnosti v ohybu. Proto se pevnost v ohybu u litých a tvářených ocelí musí hodnotit v závislosti na orientaci zkušebního vzorku a zatěžování vzhledem ke karbidickým řádkům. Oceli vyráběné práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic mají většinou pevnost v ohybu směrově nezávislou. Navíc je u těchto ocelí pevnost v ohybu obecně vyšší, protože obsahují jemnější a stejnoměrně rozmístěné karbidy. Pravděpodobnost iniciace porušení na strukturních nehomogenitách je proto menší a trhlina musí při šíření obejít více překážek, vždy za přítomnosti mikroplastické deformace. Přímé srovnání pevnosti v ohybu pro 2 základní způsoby výroby Cr-V ledeburitických ocelí však chybí, protože v praxi neexistuje v této skupině ocelí materiál, který by byl vyráběn oběma způsoby.

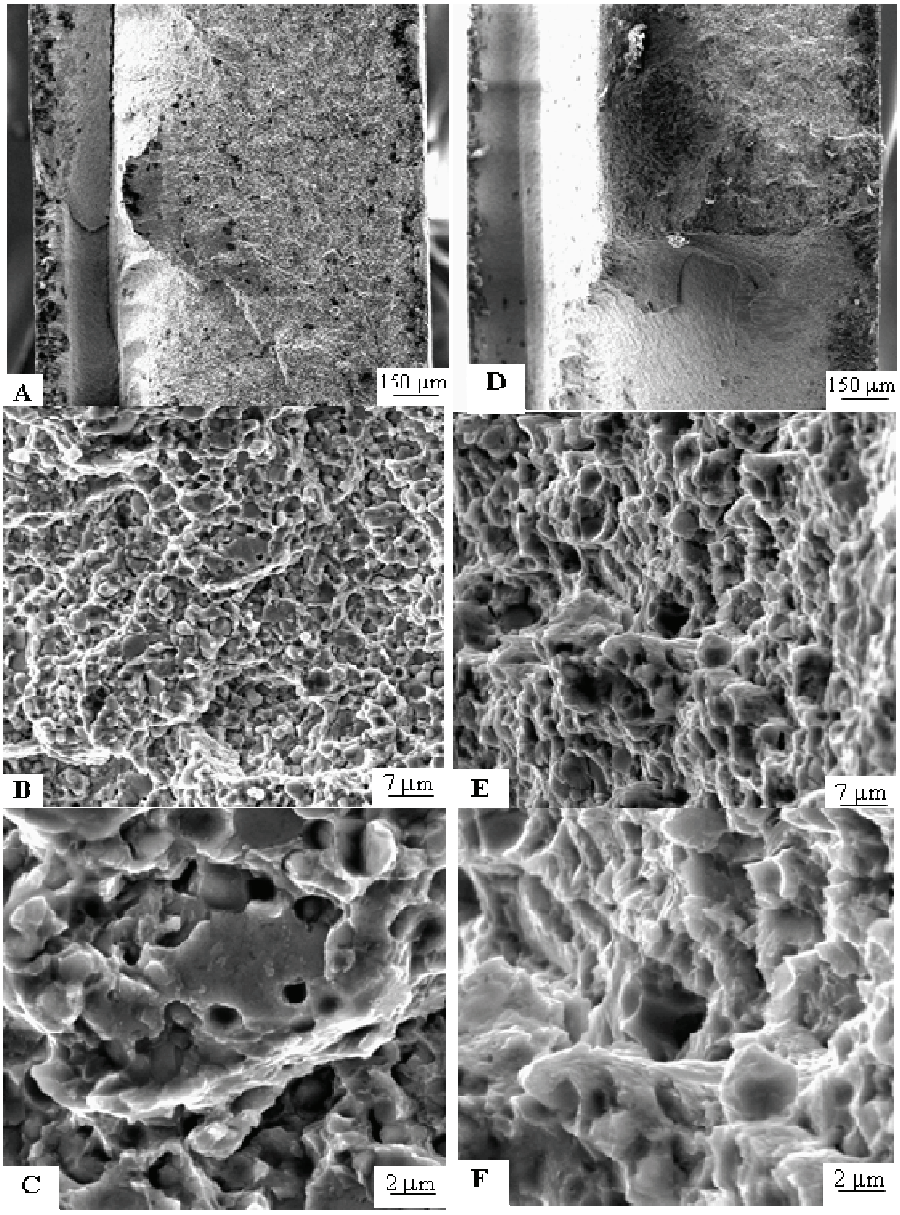
Vlivem shluků karbidů na pevnost v ohybu PM ledeburitické oceli s 3%Cr a 12%V jsem se zabýval ve své práci [20]. Snímky takového shluku karbidů jsou na obr. 16. Zjistil jsem, že v případě obsahoval-li zkušební vzorek shluky karbidů, jako jsou na uvedených snímcích, byla pevnost v ohybu velmi nízká, kolem 700 MPa. Naproti tomu zkušební vzorky bez těchto shluků měly pevnost v ohybu 3x vyšší.



Obr. 16 - Shluky velkých karbidů jako iniciátory křehkého porušení u vysokolegované Cr-V ledeburitické oceli, A - přehledný snímek, B - detail [20].

Při tepelném zpracování pevnost v ohybu klesá s rostoucí teplotou austenitizace, protože roste austenitické zrno. Během popouštění pevnost v ohybu spíše mírně roste až do teploty popouštění přibližně 350 ^{o}C, následně mírně klesá až do teploty maxima sekundární tvrdosti a následně opět roste. Zkušební metodika též citlivě reaguje na kvalitu povrchu – drsnost, rýhy apod. mohou působit jako zárodky trhlin. Problematikou vlivu povrchové drsnosti na pevnost v ohybu Cr-V ledeburitických ocelí se zabývám v rámci spolupráce s Ústavem fyziky materiálů AVČR. První výsledky výzkumu na PM ledeburitické oceli Vanadis 6 jsou publikovány v konferenčním příspěvku [42]. Byl analyzován povrch

frézovaný (R_a = 6.3), broušený (R_a = 0.1) a povrch po leštění do zrcadlového lesku. Výsledky zkoušky pevnosti v ohybu, analýzy záznamů zkoušek a fraktografie ukázaly, že zejména ve stavu frézovaném dochází k výraznému poklesu pevnosti v ohybu, což se projevuje snížením plastické složky lomové práce. Na lomových plochách se tyto skutečnosti projevují plochým reliéfem a občasným výskytem štěpných faset, zatímco v případě leštěných vzorků byl lom nízkoenergetický tvárný, obr. 17. Výsledky výzkumu byly využity i při optimalizaci povrchového zpracování trnů na tažení trubek z nerezavějících ocelí ve společnosti Sandvik Chomutov, kde se zlepšením kvality povrchu podařilo významně zvýšit životnost trnů.



Obr. 17 – Lomové plochy vzorků oceli Vanadis 6 po zkoušce tříbodovým ohybem. A, B, C – frézovaný povrch, D, E, F – leštěný povrch.

Nakonec je pevnost v ohybu, v důsledku citlivosti na defekty struktury, statisticky závislá i na velikosti vzorku. Tato skutečnost je dokumentována v naší publikaci [35]. Na základě našich zjištění je proto pro posuzování a porovnávání houževnatosti různých ledeburitických ocelí nutné dodržet jednotnou velikost vzorků.

Lomovou houževnatostí chromových ledeburitických ocelí se ve svých pracích zabývali zejména Berns et al. [43, 44]. Pro své výzkumy použili chromovou ledeburitickou ocel X210Cr12 (D3, 19 436) v různém výchozím stavu (litý, litý + tvářený) a po různém tepelném zpracování (žíhaný na měkko, kalený, kalený a popuštěný na různou hodnotu tvrdosti).

Ukazuje se, že lomová houževnatost chromových ledeburitických ocelí závisí zejména na stavu matrice. Vliv morfologie karbidů (síťoví, řádky) a efekt orientace karbidických řádků vzhledem k šíření trhliny je významný pouze v měkkém stavu materiálu. V tomto případě je důležitá zejména skutečnost, že tvářený materiál má významně vyšší lomovou houževnatost než materiál litý, který obsahuje kontinuální karbidické útvary, po nichž se trhlina může snadno šířit. S rostoucí tvrdostí však klesá plasticita matrice a její schopnost absorbovat energii šířící se trhliny. Proto se při vyšší tvrdosti matrice vliv uspořádání karbidů na lomovou houževnatost výrazně snižuje. Nejvyšší lomovou houževnatost měly vzorky tvářené a žíhané na měkko a pohybovala se mezi 31 - 50 MPa.m$^{1/2}$. Vzorky lité a žíhané na měkko měly K_{IC} 28.8 MPa.m$^{1/2}$. Na druhou stranu tvářené vzorky po kalení měly K_{IC} pouze v rozmezí 14 - 22 MPa.m$^{1/2}$ a po následujícím popouštění při 250 ^{o}C/1 hod. 21 – 29 MPa.m$^{1/2}$. U vzorků, popuštěných při teplotě 600 ^{o}C byla lomová houževnatost litého a tvářeného materiálu prakticky stejná a osahovala 28 – 29 MPa.m$^{1/2}$. Zajímavé výsledky byly dosaženy, co se týče vlivu velikosti karbidů na lomovou houževnatost. Očekávalo by se, vzhledem ke zkouškám houževnatosti tříbodovým ohybem, že větší karbidy budou s sebou nést logicky snížení lomové houževnatosti. Výsledky ale nenaznačují jednoznačnou tendenci. Vysvětlení tohoto neočekávaného chování nabízí úvaha, že negativní vliv velkých karbidů jako koncentrátorů napětí je vyvážen větší vzdáleností karbidických řádků od sebe, čímž se zvětšuje objem matrice jako strukturní složky vyšší plasticitou a lepší schopností absorpce energie na čele šířící se trhliny. U vzorků, popuštěných při teplotě 380 ^{o}C nastal dokonce opačný jev – litý materiál měl lepší lomovou houževnatost – 25.8 MPa.m$^{1/2}$ než materiál tvářený – 21.6-24.7 MPa.m$^{1/2}$. Svoji roli tu zřejmě sehrává směr šíření trhliny – u tvářených vzorků se může šířit přímočařeji po karbidických řádcích, zatímco u litých vzorků je její šíření ztíženo existencí zakřivené karbidické síťky, po níž se trhlina přednostně šíří.

Pro lomovou houževnatost Cr-V ledeburitických ocelí, vyrobených práškovou metalurgií rychle ztuhlých částic, takřka absentují v dostupné vědecké literatuře relevantní prameny. S cílem částečně doplnit tuto mezeru jsme se v práci [29] zabývali vlivem kryogenního zpracování na lomovou houževnatost Cr-V ledeburitické oceli Vanadis 6. Poněkud překvapivě, alespoň na první pohled jsme zjistili, že kryogenně zpracované vzorky měly mírně vyšší lomovou houževnatost, než vzorky bez zmrazování. Na druhou stranu, bere-li se v úvahu jejich nižší tvrdost (v průměru o 1-3 HRC), je toto zjištění konzistentní s poznatky, získanými Bernsem et al. u Cr-ledeburitické oceli X210Cr12 [43, 44]. Pro další upřesnění bude důležité ověřit teorii o tzv. mechanickém žíhání. Tato teorie by mohla být pro Cr-V ledeburitické oceli platná uvážíme-li skutečnost, že zmrazováním proběhne martenzitická transformace do podstatně vyššího stupně než u materiálu mez zmrazování. Vyšší obsah martenzitu zřejmě vede k vyšším vnitřním napětím v kalené oceli, což zřejmě ovlivňuje dislokační strukturu martenzitu, resp. zbytkového austenitu po zmrazování. Změny v substruktuře martenzitu mají pak zřejmě vliv i na popouštěcí charakteristiky, což se v makroskopickém měřítku projevuje mírně sníženou tvrdostí. Tuto teorie bude každopádně nutné ověřit dalším, podrobnějším studiem.

8. ZÁVĚR

Chrom-vanadové ledeburitické oceli mají téměř stoletou historii. Za tu dobu se vyvinul rozsáhlý sortiment značek těchto materiálů a podstatnou měrou se zvýšila jejich kvalita

výroby a zpracování. Za přelomové body ve vývoji chrom-vanadových ledeburitických ocelí lze považovat zejména implementaci efektu rychlého tuhnutí do standardní výrobní praxe, zavedení vakuového tepelného zpracování do výroby nástrojů a v poslední době vynález duplexního povlakování pro konečné zpracování nástrojů a součástí, vyrobených z těchto materiálů. Na jednu stranu se tedy sice jedná o materiály s dlouhou historií, na druhou stranu v současnosti prožívají dynamický vývoj, což je řadí mezi nejprogresivnější typy nástrojových ocelí, zejména pro práci za studena.

K současnému stavu poznání jsem přispěl zejména následujícími pracemi:

1) Objasnění některých zákonitostí tuhnutí Cr-V ledeburitických ocelí v rovnovážných a nerovnovážných podmínkách.

2) Zavedení metodiky klasifikace rychle ztuhlých prášků těchto ocelí.

3) V expertizní činnosti jsem objevil zákonitosti porušování nástrojů v důsledku nevhodné struktury výchozích ocelových polotovarů, nevhodně zvoleného tepelného zpracování, resp. kombinace obou těchto faktorů.

4) Se svými spolupracovníky jsem stanovil základní vlivy kryogenního zpracování na tvrdost a křehkolomové vlastnosti Cr-V ledeburitických ocelí.

5) Objasnil jsem vliv difuzního sycení povrchu Cr-V ledeburitických ocelí dusíkem na mikrostrukturu a křehkolomové vlastnosti materiálu.

6) Objasnil jsem vliv stavu povrchu po mechanickém opracování, reprezentovaný drsností, na odolnost proti iniciaci křehkého porušení – výsledky jsou součástí zavedené technologie.

7) Vyvinul a významně jsem zdokonalil technologii duplexního povlakování Cr-V ledeburitických ocelí, zejména co se týče rozhodující vlastnosti, kterou je adheze povlaku na nitridovaný základní materiál.

V další vědecké a odborné práci hodlám pokračovat následujícími třemi směry:

1) Stanovit fyzikálně-metalurgickou podstatu změn vlastností Cr-V ledeburitických ocelí v důsledku kryogenního zpracování ve srovnání se stavem bez tohoto zpracování

2) Stanovit postup sycení fází a strukturních složek dusíkem při nitridaci Cr-V ledeburitických ocelí

3) Vyvíjet nové duplexní povlaky na bázi kombinace plasmové nitridace a nízkoteplotního magnetronového naprašování sloučenin nitridů chromu, resp. nitridů chromu s přídavkem dalších prvků na modifikaci vlastností povlaků

Výsledky své vědecké a odborné činnosti budu rovněž zavádět do pedagogické praxe, zejména v navazujícím magisterském a doktorandském studiu. Pro úspěšnou realizaci těchto cílů se postupně buduje tým, v němž je jedena absolventka doktorandského studia s velmi dobrou perspektivou brzké habilitace, 3 doktorandi a několik studentů magisterského a bakalářského studia

LITERATURA

[1]: Brandis, H., Haberling, E.: Stahl und Eisen 98 (1978), 1171.
[2]: Degťarev,V.N.: MiTOM 5 (1990), 38.
[3]: Fredriksson, H., Hillert, M., Nica, M.: Scand. J. Metall. 8 (1979), 115.
[4]: Jurči, P. et al.: Materiali in Tehnologije, 38 (2004), 13.
[5]: Jurči, P., Stolař, P., Hnilica, F.: Proceedings of the 9th International Seminar of the IFHTSE, Warsaw, Poland, September 22 – 25, 2003, 333.
[6]: Jurči, P., Hnilica, F., Stolař, P.: Kovové materiály 38 (2000), 416.
[7]: Samsonov, G.V., Upadchaja, G.S., Nešpor, V.S.: Fizičeskoje materialovedenije karbidov, 1.vyd., Kijev, Naukovaja Dumka 1974.
[8]: Hwang, K. Ch., Lee, S., Lee, H. Ch.: Mater. Sci. Engng. A 254 (1998), 295.
[9]: Carpenter, S.D., Carpenter, D.: Mater. Lett. 57 (2003), 4456.
[10]: Hamar-Thibault, T.S., Adnane, L., Kesri, R.: J. Alloys and Compounds 317-318 (2001), 311.
[11]: Billingham, J., Bell, P.S., Lewis, M.H.: Acta Cryst. A28 (1972), 602.
[12]: Froidevaux, D., Roster, D.: J. Phys. Chem. Solids 28 (1967), 1197.
[13]: Stiller, K., Svensson, L.E., Howell, P.R.: Acta Metall. 32 (1984), 1457.
[14]: Hackl, G., Jeglitsch, F., Hribernik, B.: Neue Hütte 3 (1990), 100.
[15]: Versaci, R.A.: J. Mater. Sci. Letters, 7 (1988), 273.
[16]: Jurči, P., Vojtěch, D., Stolař, P.: Z. Metallkunde 88 (1997), 733.
[17]: Geller, J.A., Mojsejev,V.F., Aranovič, A.O.: MiTOM 3 (1971), 15.
[18]: Leveque, R., Jolly, P.: Traitement Thermique, 137 (1979), 29.
[19]: Jurči, P.: Metalografický rozbor poškozeného nástroje na válcování závitů, interní výzkumná zpráva zakázky technické pomoci, Ecosond, 2001.
[20]: Jurči, P., Cejp, J., Suchánek, J.: In: Proc. of the Int. Conference on Powder Metallurgy, Piešťany, Slovak Republic, September 19 - 22, 1999, 206.
[21]: Karma, A.: Int. J. of Non-Eq. Processing. 11 (1998), 201.
[22]: Herlach, D. et al.: Mater. Sci. Engng. A 304 – 306 (2001), 20.
[23]: Jurči, P.: Příprava a studium vlastností rychle ztuhlých prášků a kompaktů systému Fe-C-Cr-V, Dizertační práce, MtF STU Trnava, červenec 1996.
[24]: Jurči, P.: Nepublikovaná přednáška v rámci studijního a přednáškového pobytu u firmy Uddeholm AB, Hagfors, Sweden, 2000.
[25]: Berns, H.: Härterei - Tech.Mitt. 29 (1974), 236
[26]: Schwendemann, H. et al.: Härterei-Tech. Mitt. 41 (1986), 66.
[27]: Collins, D.N.: Heat Treatment of Metals 23 (1996), 2.
[28]: Kulmburg, A., Kaiser, E., Wilmes, S.: Härterei-Tech. Mitt., 42 (1987), 133.
[29]: Jurči, P., Šuštaršič, B., Leskovšek, V.: In: Proceedings of the 17th Int. Conf. on Materials and Technologies, Portorož, 2009, (book of abstracts)
[30]: Krum, S., Sobotová, J., Jurči, P.: In: Proceedings of the 17th Int. Conf. on Materials and Technologies, Portorož, 2009, (book of abstracts)
[31]: Rong, W., Dunlop, G.L.: Acta Metall. 32 (1984), 1591.
[32]: Collins, D.N., Dormer, J.: Heat Treatment of Metals 24 (1997), 71.
[33]: Leitner, H. et al.: Mater. Sci. Engng. A 398 (2005), 323.
[34]: Jurči, P. et al.: Materiali in Tehnologije, 38 (2004), 13.
[35]: Hnilica, F., Čmakal, J., Jurči, P.: Materiali in Tehnologije, 38 (2004), 263.
[36]: Jurči, P., Panjan, P.: Metal Powder Report 61 (2006), 28.
[37]: Odén, M. et al.: Thin Solid Films 377-378 (2000), 407.
[38]: Bergmann, E.: Traitement Thermique, 5 (1996), 41.
[39]: Jurči, P., Hudáková, M.: Materiali in Tehnologije 42 (2008), 197.

[40]: Jurči, P. et al.: In: Proc. of Int. Conf. Nordtrib 2008, Tampere, Finland, June 10 – 13, 2008, CD – rom + book of abstracts
[41]: Jurči, P., Hudáková, M., Maixner, J.: In: Proc. of the 17th Int. Conf. METAL 2008, Hradec nad Moravicí, May 2008, CD-ROM
[42]: Jurči, P., Dlouhý, I.: In: Proc. of Int. Conf. „Heat treatment of metallic surfaces“, Jihlava, November 24-25, 2009, 31.
[43]: Berns, H., Fischer, A., Hönsch, W.: Härterei-Tech. Mitt., 45 (1990), 217.
[44]: Berns, H., Bröckmann, C., Weichert, D.: Engineering Fracture Mechanics, 58 (1997) 311.

PETER JURČI, Doc. Dr. Ing., narozen 10. května 1968

Vzdělání:

1991	Ing. – magisterské studium na Materiálovotechnologické fakultě STU v Trnavě, specializace: Tepelné zpracování a nekonvenční metalurgie.
1997	Dr. – doktorandské studium v oboru Materiálové inženýrství, Materiálovotechnologická fakulta STU v Trnavě, zakončeno obhajobou disertační práce na téma: Příprava a studium vlastností rychle ztuhlých prášků a kompaktů systému Fe-C-Cr-V.
2005	Doc. - habilitován v oboru Materiálové vědy a inženýrství na ČVUT v Praze, Fakultě strojní, téma habilitační práce: Prášková metalurgie ve výrobě nástrojů – teoretické základy, výroba materiálů a jejich zpracování

Praxe:

1991 – 1993	MtF STU Trnava – vedení cvičení z předmětů „Nauka o materiálu“, Fyzikální metalurgie a mezní stavy materiálu“, „Strojírenské materiály“,
1993 – 1997	Státní výzkumný ústav materiálů (SVÚM), Opletalova 25, Praha 1, výzkumný pracovník, v r. 1995 vedoucí oddělení tepelného zpracování.
1998 – 2007	ECOSOND, s.r.o., vedoucí vývoje, lektor tepelného zpracování kovových materiálů
Od r. 2003	ČVUT v Praze, FS, Ústav materiálového inženýrství

Výsledky odborné činnosti:
Vedoucí a hlavní řešitel projektů: 2 granty GAČR, 4 mezinárodní projekty Eureka, 1 projekt COST, 2 projekty KONTAKT, projekt strukturálních fondů Evropské Unie OPPK „ICDAM“.
Autor cca 130 expertiz pro průmyslové podniky v ČR a zahraničí
Autor 230 článků ve vědeckých a odborných časopisech, na národních a mezinárodních konferencích v ČR a dalších 17 zemích Evropy a USA
Člen Asociace pro tepelné zpracování kovů (ATZK), České společnost pro nové materiály a technologie, European Powder Metalurgy Association

Výsledky pedagogické činnosti:
Člen komisí pro státní závěrečné zkoušky na MtF STU Trnava, Slovensko a na Ústavu strojírenské technologie FS ČVUT v Praze
Člen komise pro doktorandské studium v oboru Materiálové inženýrství
Garant předmětů Kovové materiály, Nauka o materiálu, Tepelné úpravy kovových materiálů
Přednášky z předmětů Nauka o materiálu I a II, Tepelné úpravy kovových materiálů, Kovové materiály, Projekt I.
V současnosti vedení 3 doktorandů

Jazykové znalosti: aktivně anglicky, německy, francouzsky, rusky, pasivně slovinsky, polsky, začátečník dánský

Jiné:
Člen org. výborů konferencí pořádaných ATZK, předseda odborných sekcí na konferencích pořádaných ATZK a konferencích DFPM 2002 a 2005, European Powder Metalurgy Congress 2005 aj., vyzvané přednášky na konferencích METAL 97, Ostrava, 10th Conf. on Materials and Technologies, Portorož, Slovinsko, Thermec 2003, Legaňés, Španělsko, DFPM 2005, Slovensko, Moderné prostriedky a metódy hodnotenia mikroštruktúry v tepelnom spracovaní, Trnava, Slovensko, 2008, a ve firmě Uddeholm Tooling AB, Švédsko, 2000, Člen International Scientific Board konference DFPM, posuzovatel grantových projektů GAČR, projektů VEGA (Slovensko), projektů postdoktorského studia (Slovinsko)