

VYSOKÉ UČENÍ TECHNICKÉ V BRNĚ
BRNO UNIVERSITY OF TECHNOLOGY



FAKULTA STROJNÍHO INŽENÝRSVÍ
ÚSTAV STROJÍRENSKÉ TECHNOLOGIE
FACULTY OF MECHANICAL ENGINEERING
INSTITUTE OF MANUFACTURING TECHNOLOGY

ODOLNOST SLINUTÉHO KARBIDU VŮČI VZNIKU A ŠÍŘENÍ
TEPELNÝCH TRHLIN
RESISTANCE OF SINTERED CARBIDES AGAINST THERMAL CRACK SPREADING

DIPLOMOVÁ PRÁCE
MASTER'S THESIS

AUTOR PRÁCE
AUTHOR

Bc. PETER SMRŽ

VEDOUCÍ PRÁCE
SUPERVISOR

Ing. KAREL KOUŘIL, Ph.D.

Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství

Ústav strojírenské technologie

Akademický rok: 2012/2013

ZADÁNÍ DIPLOMOVÉ PRÁCE

student(ka): Bc. Peter Smrž

který/která studuje v **magisterském navazujícím studijním programu**

obor: **Strojírenská technologie (2303T002)**

Ředitel ústavu Vám v souladu se zákonem č.111/1998 o vysokých školách a se Studijním a zkušebním řádem VUT v Brně určuje následující téma diplomové práce:

Odolnost slinutého karbidu vůči vzniku a šíření tepelných trhlin

v anglickém jazyce:

Resistance of Sintered Carbides against Thermal Crack Spreading

Stručná charakteristika problematiky úkolu:

Slinuté karbidy použité jako řezný materiál jsou při procesu obrábění namáhány mechanickým a teplotním zatížením. V mnoha případech je pak zatížení iniciátorem trhlin na břitu nástroje. Chování slinutých karbidů s jejich chemickým složením, mechanickými vlastnostmi je možné sledovat a vyhodnocovat při konkrétních podmínkách teplotního a mechanického zatížení s cílem zobecnění výsledků.

Cíle diplomové práce:

Cílem práce je porovnat vzájemný vztah základních fyzikálně-mechanických vlastností materiálů ze slinutého karbidu s jejich odolností vůči vzniku a šíření tepelných trhlin.

Seznam odborné literatury:

1. HUMÁR, A.: Materiály pro řezné nástroje. MM publishing s.r.o., Praha, 2008, 235 s., ISBN 978-80-254-2250-2
2. UPADHYAYA, G. S.: Cemented Tungsten Carbides: Production, Properties and Testing. Noyes Publication, New Jersey, 1998, 385 p., ISBN 0-8155-1417-4.
3. LEGERQUIST, M.: A study of the thermal fatigue crack propagation in WC-Co cemented carbide. Powder Metallurgy, 1975, Vol. 18, No. 35, p. 71-87.
4. ISHIHARA, S. et al: Thermal shock induced microcracking of cermets and cemented carbides. Scripta Materialia, 2005, Vol. 52, p. 559-563.
5. MELO, A. C. A. et. al: Some Observations on Wear and Damages in Cemented Carbide Tools. J. of the Braz. Soc. of Mech Sci. & Eng., 2006, vol.18, no. 3, p.269-277.

Vedoucí diplomové práce: Ing. Karel Kouřil, Ph.D.

Termín odevzdání diplomové práce je stanoven časovým plánem akademického roku 2012/2013.

V Brně, dne 4.12.2012

L.S.

prof. Ing. Miroslav Píška, CSc.
Ředitel ústavu

prof. RNDr. Miroslav Doupovec, CSc., dr. h. c.
Děkan fakulty

Abstrakt

Táto diplomová práca je zameraná na porovnanie vzájomného vzťahu fyzikálnych a mechanických vlastností nástrojových materiálov zo spékaných WC-Co karbidov s ich odolnosťou voči vzniku a šíreniu tepelných trhlín. V práci sú prezentované výsledky testovania základných fyzikálno-mechanických vlastností troch vzoriek spékaných karbidov s rôznym percentuálnym podielom Co spojiva. Práca ďalej popisuje priebeh a výsledky experimentov zamáčania vzoriek a reznej skúšky, pomocou, ktorých bola popísaná odolnosť jednotlivých testovaných vzoriek voči tepelným a mechanickým rázom v závislosti na hodnotách fyzikálno-mechanických vlastností.

Klíčová slova

spékané WC-Co karbidy, odolnosť voči tepelným rázom, fyzikálno-mechanické vlastnosti, skúška zamáčania vzoriek, vznik a šírenie tepelných trhlín, rezná skúška opotrebenia

Summary

This thesis aims to compare the relationship of physical-mechanical properties of tool materials made of WC-Co sintered carbides with their resistance to initiation and propagation of thermal cracks. The paper presents the results of testing the basic physical-mechanical properties of the three samples sintered carbides with different percentage of Co binder. Next, this thesis describes the progress and results of quench experiment and cutting tests using, which was described resistance of the tested samples to thermal and mechanical shock, depending on the values of physical-mechanical properties.

Keywords

WC-Co sintered carbides, resistance to thermal shock, physical and mechanical properties, quench test of the specimens, initiation and propagation of thermal cracks, cutting wear test

SMRŽ, P. *Odolnost slinutého karbidu vůči vzniku a šíření tepelných trhlin*. Brno: Vysoké učení technické v Brně, Fakulta strojního inženýrství, 2013. 89 s. Vedoucí Ing. Karel Kouřil, Ph.D.

Prehlasujem, že predkladanú diplomovú prácu som vypracoval samostatne, s využitím uvedenej literatúry a podkladov, na základe konzultácii s vedúcim pracovníkom materiálového oddelenia vo firme Pramet tools s.r.o. a pod vedením vedúceho diplomovej práce.
V Brne dňa 22.5.2013

.....
Podpis

Bc. Peter Smrž

Týmto by som rád poďakoval pánovi Ing. Karlovi Kouřilovi, Ph.D za pomoc so študijnými materiálmi, konzultantovi z firmy Pramet Tools pánovi Ing. Petrovi Flašarovi za jeho vedenie pri vykonávaní jednotlivých testov. Obom ďakujem za cenné rady a pripomienky týkajúce sa spracovania diplomovej práce.

Taktiež by som veľmi rád srdečne poďakoval svojim rodičom za podporu počas môjho celého štúdia.

Bc. Peter Smrž

OBSAH

Úvod	3
1 Spékané karbidy	4
1.1 Výroba spékaných karbidov	5
2 Mechanické vlastnosti spékaných karbidov	6
2.1 Tvrdosť	6
2.1.1 Meranie tvrdosti	9
2.2 Pevnosť v ohybe	11
2.2.1 Ohybové skúšky spékaných karbidov	14
2.2.2 Štatistické vyhodnocovanie pevnosti v ohybe	16
2.2.3 Fraktografia	17
2.3 Lomová húževnatosť	19
2.4 Modul pružnosti v ťahu a šmyku	22
2.4.1 Meranie Youngovho modulu pružnosti	24
2.5 Tečenie (Creep)	25
2.5.1 Zisťovanie miery tečenia materiálu	26
2.6 Únava	27
2.6.1 Meranie odolnosti voči tepelnej únave	28
2.7 Deformácie a lomy WC-Co karbidov	29
3 Odolnosť spékaných karbidov voči tepelným rázom	32
3.1 Spôsoby určovania odolnosti spékaných karbidov voči tepelným rázom	34
3.1.1 Simulácie teplotných rázov	34
3.1.2 Technologické skúšky	37
3.1.3 Experimentálne metódy	41
3.2 Teória vzniku teplotných trhlín	42
4 Technické vyhodnotenie	45
4.1 Charakteristika materiálu vzoriek	45
4.2 Experimentálne skúšky	48
4.2.1 Určovanie priemernej zrnitosti vzoriek	48
4.2.2 Skúška tvrdosti	48
4.2.3 Skúška zamáčania vzoriek	51
4.2.4 Youngov modul pružnosti	53
4.2.5 Skúška pevnosti v ohybe	54
4.2.6 Lomová húževnatosť	55
4.2.7 Rezná skúška	55
4.3 Vyhodnotenie výsledkov experimentov	58
4.3.1 Základné fyzikálno-mechanické vlastnosti	58
4.3.2 Ohybová pevnosť	62
4.3.3 Rezná skúška	69
Diskusia	73

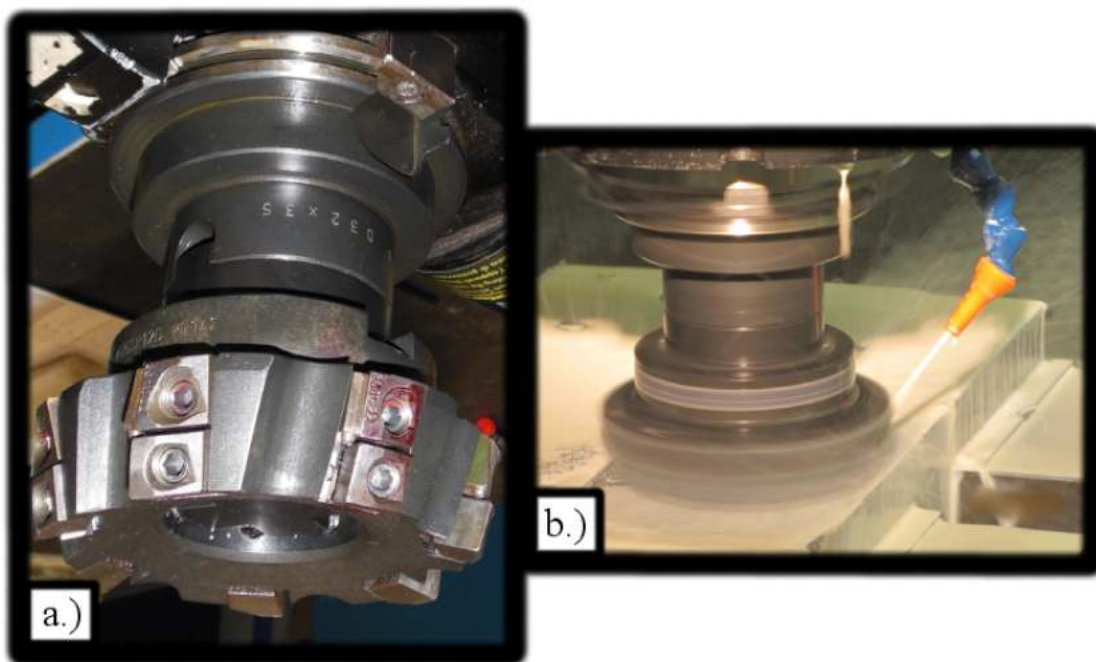
Závery	76
Zoznam použitej literatúry	77
Zoznam použitých skratiek a symbolov	79
Zoznam príloh	82

ÚVOD

Trieskové obrábanie patrí medzi jednu z najdôležitejších operácií pri vzniku novej súčasti. Tento proces v súčasnosti musí splňovať nie len rozmerové a geometrické požiadavky, ale aj dodržiavať nároky na celistvosť povrchu. Obrábame takmer každý typ materiálu, pomaly v každom odvetví priemyslu, čo sa výraznou mierou prejavuje na výslednej cene daného produktu. Hlavným cieľom vývoja nástrojových materiálov je, čo najväčšou mierou zvýšiť odolnosť proti opotrebeniu a tým zároveň predĺžiť životnosť nástroja [6].

V dnešnej dobe najviac využívaným materiálom na výrobu vymeniteľných rezných doštičiek je práve spékaný karbid. Obrábacie nástroje osadené prave takýmto typom doštičiek sú predurčené k použitiu pri extrémnych podmienkach, ako sú vysoká teplota a veľké mechanické zaťaženie. Kľúčovými faktormi pre vytvorenie materiálu s vylepšenými mechanickými vlastnosťami je dokonalé poznanie mechanizmov zlyhávania a schopnosť predpovedať životnosť nástroja, pri použití daných rezných podmienok. Spékané karbidy podliehajú nie len opotrebeniu za zvýšenej teploty, ale trpia tiež aj poruchami spôsobenými statickým alebo cyklickým termo-mechanickým zaťažovaním. Toto cyklické zaťažovanie vzniká pri náhlom ohrievaní s následným rýchlym ochladením špičky nástroja, ktoré môžeme pozorovať pri frézovaní, kde špička neustále vstupuje, vystupuje z miesta rezu [6].

Príkladom najčastejšieho využitia materiálu zo spékaného karbidu je výroba rezných doštičiek, ktoré sa upínajú napr. na frézovacie hlavy ako je vidieť na obr. 1a. Tepelné a mechanické rázy sa v najväčšej miere vyskytujú pri frézovacích operáciách s aktívnym chladením reznou kvapalinou, obr. 1b.



Obr. 1: a.) fréza s upnutými reznými doštičkami zo spékaného WC-Co karbidu; b.) Príklad frézovania polotovaru s aktívnym chladením reznou kvapalinou.

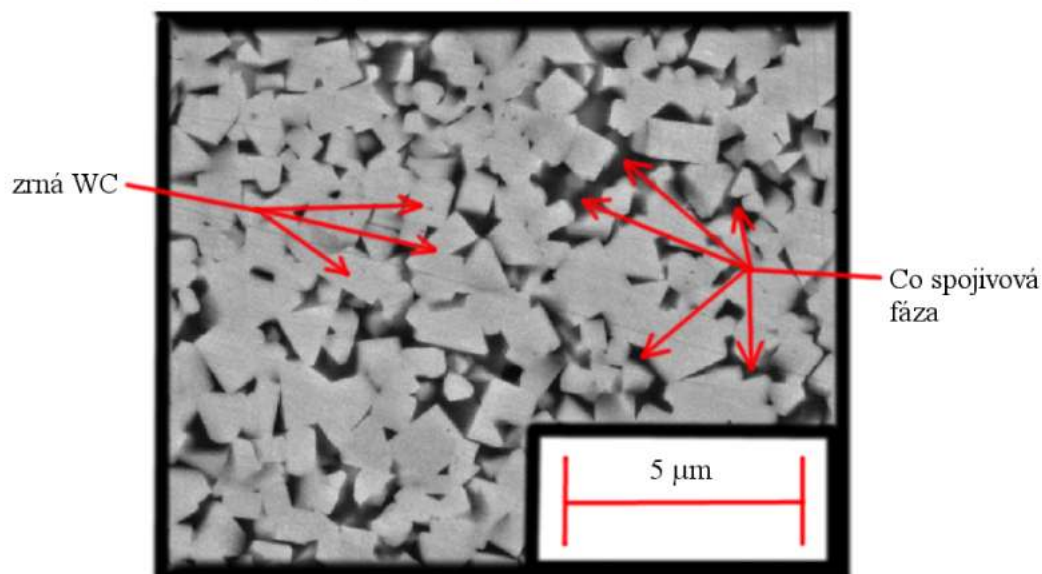
1 SPÉKANÉ KARBIDY

Spékané karbidy sú v súčasnosti najznámejším materiálom na výrobu predovšetkým rezných nástrojov. Tento materiál je produktom práškovej metalurgie, získava sa spékaním karbidových častíc a kovovej spojovacej fáze. Tieto materiály sa vyznačujú vysokou tvrdosťou a odolnosťou voči opotrebeniu [1].

Hlavnú zložku spékaných karbidov karbid wolfrámu po prvýkrát vyrobil H. Moisson, lauréat nobelovej ceny, a to čírou náhodou pri pokusoch vyrobiť umelý diamant. Vzniknutý karbid sa vyznačuje veľmi vysokou tvrdosťou a teplotou tavenia. Odliatky mali veľmi hrubozrnnú štruktúru, veľmi ľahko dochádzalo k porušeniu, a preto neboli vhodné pre rezné ani lisovacie nástroje [1].

Na začiatku 20. storočia sa podarilo po prvý krát vyrobiť žhaviace vlákno z wolfrámoveho prášku, čím začal vývoj tzv. práškovej metalurgie. Neskôr sa prišlo na to, že takýto wolfrámový prášok je možné nauhličiť, a tým získať karbid wolfrámu WC . Pri vývoji materiálu spékaného karbidu sa prišlo na to, že pri dôkladom zmiešaní takéhoto karbidového prášku mikrometrickej zrnitosti s vhodným malým množstvom kovu s podskupiny $Fe-Co-Ni$, vznikne základná zmes na výrobu spékaných karbidov. Táto zmes bola ďalej zlisovaná do požadovaného tvaru. Celok následne ohrievaný na vysokú teplotu (nad $1300\text{ }^{\circ}C$), čím bol získaný produkt s veľmi nízkou pórovitosťou, vysokou tvrdosťou a značnou pevnosťou. Výsledný materiál sa skladá z rovnomerne rozložených tvrdých karbidových zŕn WC , ktoré sú spolu spojené do jedného celku húževnatým kovom, najpoužívanejším a osvedčeným je kobalt Co . Postupným vývojom sa darilo vyrábať čoraz jemnozrnejšie karbidové prášky, ktoré výrazne zvyšovali výslednú pevnosť spékaných karbidov, bez straty tvrdosti [1].

Príklad snímky mikroštruktúry jedmnozrnného spékaného karbidu je vytvorený pomocou elektrónového mikroskopu je na obr. 1.1.



Obr. 1.1: Snímka mikroštruktúry jemnozrnného spékaného karbidu WC-Co.

Spékané karbidy sa v praxi rozdeľujú na dve základné skupiny, ktorými sú [1]:

- nepovlakované spékané karbidy;
- povlakované spékané karbidy.

Nepovlakované spékané karbidy sa používajú najmä pri vysoko-rýchlostných aplikáciách, kedy nie je nástroj vystavovaný vysokému mechanickému zaťaženiu, napr. dokončovacie operácie. Naopak povlakované materiály majú na svojom povrchu nanesenú jednu alebo viac tenkých vrstiev povlaku z veľmi odolného materiálu, ako nitrid titánu TiN, karbid titánu TiC alebo karbonitrid titánu TiCN. Takéto spékané karbidy s ochrannou vrstvou sú vhodné predovšetkým na použitie pri nižších rýchlostiach, no na druhej strane vydržia oveľa vyššie mechanické zaťaženie ako nepovlakované spékané karbidy [1].

1.1 Výroba spékaných karbidov

Priemyselná výroba spékaných karbidov je jedna z najtypickejších metód odboru pod názvom prášková metalurgia. Tento odbor sa zaoberá výrobou zmesí karbidových a spojivových fáz, ich pomerom zmiešavania, následnou výrobou výsledného produktu [1].

Podstatou tohto procesu je lisovanie pripravených zmesí karbidov a spojiva, najčastejšie WC a Co. Po zlisovaní, nasleduje fáza spékania celku pri vysokej teplote, blížiacej sa bodu tavenia spojiva. Takto vzniká kompaktný materiál, ktorého tvrdosť je takmer zhodná s tvrdosťou jednotlivých karbidových častíc. Spékané karbidy vynikajú pomerne vysokou pevnosťou hlavne v tlaku, ale v niektorých prípadoch aj v ohybe. Takéto vlastnosti materiál nadobúda hlavne vďaka tomu, že mikroštruktúra je tvorená pevnou kostrou spojivovej fázy, ktorá obklopuje zrná relatívne krehkých karbidov [1].

Všeobecne je možné postup výroby spékaných karbidov zhrnúť do nasledujúcich základných operácií [1]:

- výroba práškového wolfrámu,
- výroba práškových karbidov(WC, TaC, TaNbC, TiC...),
- príprava zmesí práškov - homogenizácia, miešanie, mletie, poprípade sušenie a granulácia,
- formovanie zmesí - lisovanie alebo vytlačovanie,
- predspékanie sformovaných zmesí($700-800\text{ }^{\circ}\text{C}$),
- v prípade potreby úprava tvaru predspékaného telesa,
- samotné spékanie($1350-1650\text{ }^{\circ}\text{C}$),
- vysokoteplotné izostatické lisovanie - vysokoteplotné spékanie za súčasného pôsobenia tlakového plynu, ktorý zaistí rovnomerný tlak na spékaný výrobok so všetkých strán.

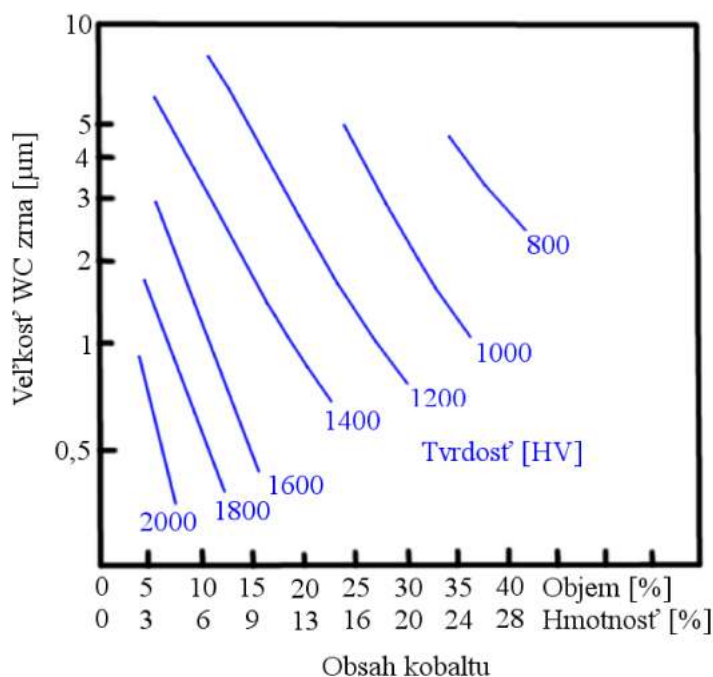
2 MECHANICKÉ VLASTNOSTI SPÉKANÝCH KARBIDOV

Hlavnou zložkou spékaných karbidov sú jemné častice karbidu wolfrámu (WC), ktoré sú veľmi tvrdé a krehké. Ďalšou zložkou je kobaltové spojivo typické svojou mäkkosťou a ťažnosťou, ktoré sa považuje za kontinuálnu fázu. To znamená, že spékané WC-Co karbidy pozostávajú z rozptýlených karbidových častíc obklopených spojitou vrstvou Co spojiva, kde každá častica karbidu je oddelená od susedného zrna tenkou vrstvou tohto spojiva. Pri určovaní mechanických vlastností sa vychádza z predpokladu, že deformáciu takéhoto materiálu najviac závisí práve na kobaltovom spojive. Zmenou množstva kobaltu v spojive je možné ovplyvňovať mechanické vlastnosti spékaných karbidov [2].

2.1 Tvrdosť

Tvrdosť je jedna z najdôležitejších mechanických vlastností spékaných karbidov, a to hlavne kôli ich vyžívaniu za vysokej teploty. Pri vzrastaní teploty tvrdosť karbidov WC-Co relatívne rýchlo klesá, no napriek tomu stále ostáva v oblasti pracovných teplôt omnoho vyšších než pri obrábaní nástrojmi z rýchlo-rezných ocelí. Tvrdosť taktiež hrá nemalú úlohu aj v procese opotrebovávania nástroja [14].

U spékaných karbidov tvrdosť závisí predovšetkým na priemernej veľkosti zŕn karbidov wolfrámu, tzv. zrnitosti a percentuálneho zastúpenia kobaltu v zmesi WC-Co karbidov. Závislosť tvrdosti spékaných karbidov na zrnitosti a množstva Co je vidieť na obr. 2.1 [2].



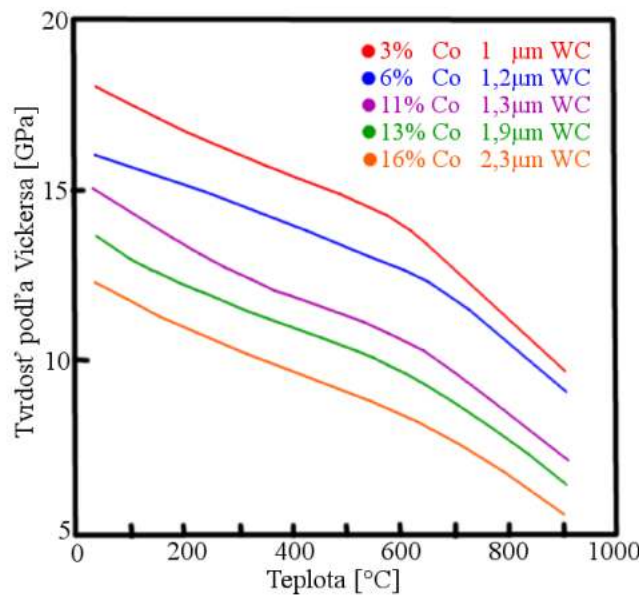
Obr. 2.1: Závislosť tvrdosti spékaných karbidov na ich zrnitosti a množstve Co spojiva [2].

Je známe, že existuje lineárna závislosť medzi tvrdosťou $WC-Co$ karbidov za izbovej teploty a priemernou metalograficky nameranou vzdialenosťou medzi jednotlivými zrnami karbidov. Je to spôsobené hlavne relatívne rovnomerným rozložením kobaltového spojiva medzi zrnami tvrdo kovu. Z toho vyplýva, že čím viac Co spékaný karbid obsahuje, tým sú jednotlivé zrná od seba viac vzdialené a tvrdosť materiálu tým pádom klesá [2].

Bolo zistené, že tvrdosť spékaných karbidov za zvyšovania sa teploty neklesá lineárne za celého rozsahu, ale v intervale $620 - 700 K$ mení priebeh tvrdosti svoj sklon, kedy tvrdosť začína rapidne klesať. Z pozorovaní takýchto experimentov bola ustanovená rovnica (2.1) [2].

$$\ln H_T = \ln A - BT \quad (2.1)$$

Kde H_T je tvrdosť nameraná pri teplote T . A a B sú konštanty. Spomínaný sklon logaritmu závislosti tvrdosti na zmene teploty je úzko spojený so zotavovaním, rekryštalizáciou Co fázy, a taktiež s jej alotropickou zmenou atómovej miežky z hexagonálnej HCP na plošne stredenú FCC . Detailný priebeh kriviek pre rôzne pomery Co a zrnitosti spékaných karbidov je možné pozorovať na obr. 2.2 [2].



Obr. 2.2: Priebeh závislosti tvrdosti na teplote [2].

Z diagramu je zrejmé, ako teplota ovplyvňuje tvrdosť. Podobné účinky na túto vlastnosť majú grafit a veľkosť karbidového zrna. Štúdie tvrdosti spékaných karbidov za vysokých teplôt priniesli niekoľko dôležitých poznatkov. Bolo zistené, že polykryštalický spékaný karbid má za zvýšenej teploty tvrdosť omnoho vyššiu, než samostatný kryštál karbidu wolfrámu v najtvrdšej orientácii. Tvrdosť tohto jediného zrna akokoľvek orientovaného sa relatívne prudko znižuje už pri relatívne nízkych teplotách. Viac, ako 50 percent poklesu tvrdosti sa odohrá do teplôt okolo $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. V porovnaní s polykryštalickým WC, ktorého pokles tvrdosti je do teploty $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ relatívne pomalý. Hrubo-zrné WC-Co materiály sa preto z hľadiska tvrdosti správajú podobne ako monokryštály WC. Tento problém je možné čiastočne vyriešiť pridaním malého množstva zrn iných karbidov. Pre takýto účel sa používajú hlavne karbid titánu TiC , karbid tantalu TaC a karbid nióbu NbC . Tieto prímiesy pomáhajú zvyšovať odolnosť materiálu voči plastickým deformáciám, a taktiež znižujú veľkosť poklesu tvrdosti s narastajúcou teplotou. Toto všetko vedie hlavne k schopnosti kompozitných spékaných karbidov odolávať deformáciám ostria nástroja [2].

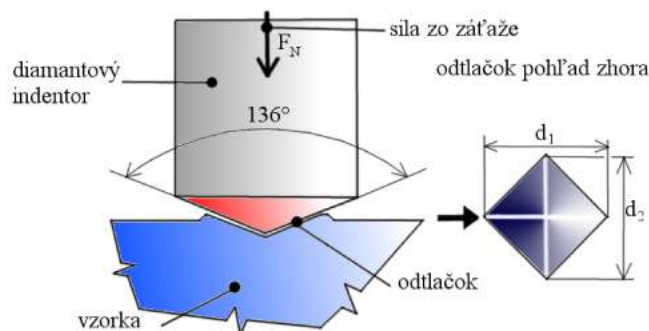
Vďaka významným rozdielom vo vlastnostiach oboch základných fáz tvoriacich spékané karbidy, má veľmi výrazný vplyv na tvrdosť výsledného karbidu hlavne presný charakter ich mikroštruktúry. Myšlienka, že WC-Co karbidy tvoria prevažne kontinuálne kostry navzájom sa dotýkajúcich karbidov, nemá dostatok dôkazov, aby mohla byť potvrdená. Protikladná myšlienka, ktorá pripúšťa možnosť, že medzi každým zrnom karbidu sa nachádza aspoň nejaká vrstva spojiva Co, je podporovaná najmenej dvomi pozorovaniami [5]:

- uhol zmáčania tekutého Co na zrnách WC bol určený na nula stupňov. Tak dokonalejšie zmáčavosti zodpovedajú len veľmi malé povrchové energie, čo výrazne podporuje pokrytie všetkých povrchov WC;
- pri pozorovaní mikroštruktúry mikroskopom s vysokým rozlíšením sú viditeľné tenké vrstvy Co medzi zrnami WC.

Pri pôsobení diamantového indentoru, používaného na meranie tvrdosti, sa väčšia časť deformácie odohráva vo fáze spojiva skôr ako v karbidovej kostre. V prípade extrémne tenkých vrstiev spojiva medzi jednotlivými zrnami bude značná časť deformácie prenesená aj na spomínanú karbidovú kostre. Pre dosiahnutie plastickej deformácie takýchto veľmi tenkých vrstiev spojiva je potrebné použiť napätia oveľa vyššie, ako indikuje tvrdosť spojivovej fázy. Znižovaním hrúbky tejto vrstvy na niekoľko atómových vrstiev vedie k tomu, že spojivo nadobúda odolnosť proti deformácii susedných karbidových zrn [5].

2.1.1 Meranie tvrdosti

Tvrdość *WC-Co* karbidov sa najčastejšie určuje normovanou metódou Vickers HV_{30} podľa *ISO 3878*. Princípom testu je vtlačovanie diamantového indentoru v tvare ihlanu, so štvorcovou základňou a s vrcholovým uhlom 136° . Výhodou indentoru je, že diamant sa nedeformuje ani pod vysokým zaťažením pri meraní tvrdosti materiálov s vysokou tvrdosťou. Indentor môže byť zaťažený závažím od 1 do 120 kg , po dobu 10 až 15 sekúnd [16].

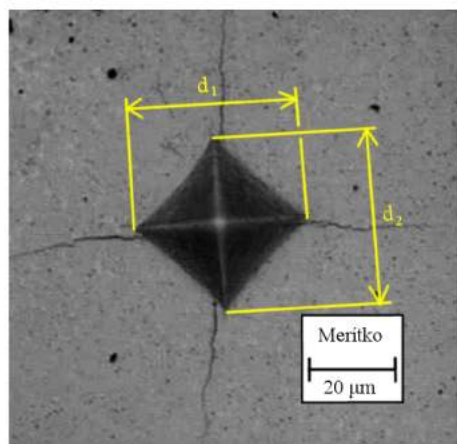


Obr. 2.3: Princíp Vickersovej skúšky tvrdosti a príklad merania diagonál odtlačku po indentore [16].

Princípom testu je vytvorenie odtlačku indentoru v skúšobnej vzorke tým, že diamantový ihlan je zaťažený príslušným závažím. Následne sú merané diagonály d_1 a d_2 vzniknutého odtlačku, ako je možné vidieť na obr. 2.3. Tvrdość vzorku je následne vypočítaná podľa rovnice (2.2) [16].

$$Hv = 0,189 \times \frac{F_N}{\left[\frac{(d_1+d_2)}{2}\right]^2} \quad (2.2)$$

Kde F_N je veľkosť zaťaženia indentoru v Newtonoch a d_1 , d_2 predstavujú dĺžky diagonál odtlačku. Tvrdość podľa Vickersa sa najčastejšie zapisuje vo formáte Hv_{xx} , kde sa za xx hmotnosť záťaže v kilogramoch. Snímok odtlačku po prevedení Vickersoho testu je možné vidieť na obr. 2.4 [16].



Obr. 2.4: Stopy diamantového indentoru vo vzorke *WC-Co* karbidu [10].

Presnosť merania tvrdosti môže byť ovplyvnená mnohými faktormi. Medzi hlavné patria rovinnosť a akosť povrchu. Najdôležitejším zo spomínaných je rovinnosť meraného povrchu, ktorej hodnota $\pm 1^\circ$ sa považuje za prijateľnú. Aby bolo dosiahnutie predpísanej tolerancie rovinnosti a akosti povrchu, je skoro nutnosťou do prípravy vzorky zahrnúť brúsenie a obrábanie. Taktiež je nutné dávať pozor na správne zaťaženie indentoru. Zaťažovací systém prístroja musí byť navrhnutý tak, že pohyb závažia nie je ovplyvňovaný žiadnym trením. Pri zlom nastavení a vysokom trení v zaťažovacej sústave môže nastať prípad, kedy vzniknutý odtlačok indentoru bude menší ako bolo predpokladané. Takémuto problému je možné predchádzať pravidelnou údržbou a kalibráciou skúšobného zariadenia. Stav vtláčovacieho telesa je, taktiež veľmi dôležitý. Napriek tomu, že je nepravdepodobné, aby sa Vickersov diamant poškodil počas používania, stáva sa, že nemotornou manipuláciou sa poškodí alebo čiastočne uvoľní v jeho uchytení. Taktiež rozmery vzorky zohrávajú významnú úlohu v procese merania tvrdosti. Použitím príliš tenkej vzorky nám výsledok merania ovplyvní aj tvrdosť podkladovej dosky. Minimálna hrúbka vzorky by pri Vickersovej skúške mala byť dvakrát tak veľká ako uhlopriečka vzniknutého odtlačku. Umiestnením odtlačku príliš blízko hrane vzorky, spôsobí nameranie menších hodnôt tvrdosti ako v skutočnosti sú. Spravidla odtlačok umiestňujeme vo vzdialenosti asi štvor až päťnásobku veľkosti odtlačku od akéhokoľvek voľného okraju. Pri meraní tvrdosti válcových plôch, napríklad trubiek alebo tyčí, sa polomer zakrivenia prejaví zmenou tvaru vzniknutého odtlačku, čo môže viesť k chybným meraniam. V týchto prípadoch sa používa korekčný faktor, ktorý je zahrnutý v normách ISO, konkrétne ISO 6507 časť 1. V poslednom rade je kľúčové vyhnúť sa akemukkoľvek dynamickému rázovému zaťažovaniu. To môže spôsobiť nežiadúce namáhanie vybavenia a taktiež poškodiť vtláčovacie teliesko [16].

2.2 Pevnosť v ohybe

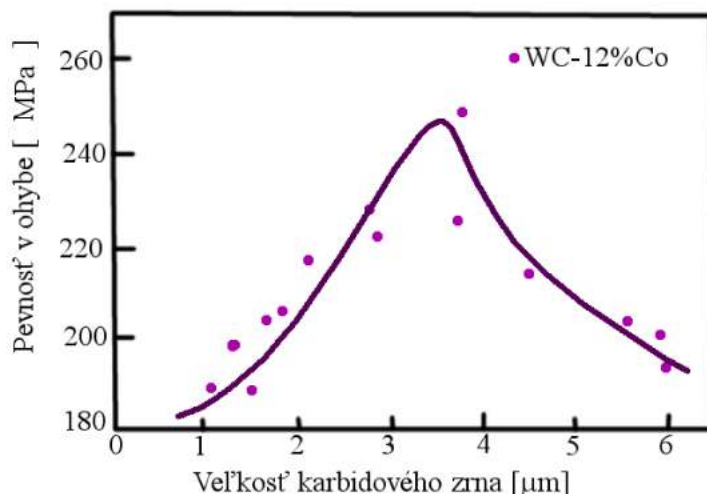
Pevnosť v ohybe je medzou pevnosti materiálu, ktorá je typická vlastnosť určená v sfére karbidových nástrojov. Vyjadruje maximálne ťahové napätie, pri ktorom nastáva porušenie karbidových trámčekov. Tieto trámčeky sú zaťažované v strede medzi dvoma podporami. Pevnosť v ohybe v sebe zohľadňuje pevnosť v šmyku, pevnosť v tlaku a ťahu. Vo všeobecnosti sa táto veličina používa na popisovanie húževnatosti spékaných karbidov. Pevnosť materiálu v ohybe sa určuje prepočtom z ohybového napätia, ktoré sa určuje ohybovou skúškou. Táto skúška je hlavne pre svoju jednoduchosť používaná v širokom spektre kontrol kvality na určovanie lomovej húževnatosti spékaných karbidov. Ovšem, táto metóda má aj svoje nevýhody. Medzi niektoré z nich patrí, napríklad veľký rozptyl experimentálnych výsledkov, ktoré sú citlivé na geometriu skúšobnej vzorky, na úzkom rozmedzí pevnosti [2].

Spékané karbidy sú samy o sebe veľmi pevné. Táto pevnosť sa však neprenáša do praxe, kôli prítomnosti defektov alebo kôli koncentrácii povrchového napätia. Tieto koncentrácie napätia nemôžu byť nahradené lokálnymi plastickými deformácie takým spôsobom, že hodnota koncentrácie napätia dosiahne medze pevnosti zatiaľ, čo priemerná hodnota zaťaženia je hlboko pod touto hranicou. Preto, zaťaženie pri porušení niektorých súčastí vyrobených z krehkých materiálov závisí na povahe a rozložení defektov. Rovnako sa správajú aj spékané karbidy. Napätie potrebné k porušeniu tvrdokovu skúškami troj bodovým ohybom, býva najčastejšie kritické napätie vyvolané buď v niektorom zo štruktúrnych defektov, alebo napätím povrchu skúšobného telesa. Z toho vyplýva, že kritické lomové napätie je funkciou vnútornej pevnosti daného spékaného karbidu a povahou a rozložením defektov v štruktúre. Modernými fraktografickými metódami bolo pozorované, že drvivá väčšina lomov nebola vyvolaná povrchovým napätím testovacej vzorky, ale bola spôsobená vnútornou vadou materiálu. Medzi niektoré štruktúrne defekty spôsobujúce porušenie materiálu patria rôzne dutiny, prímiesy, abnormálne veľké zrná, oddelené oblasti alebo tzv. jazerá spojivovej fázy [2].

V dôsledku kombinovaného účinku konvenčného ohybového testu a vďaka variabilite materiálu, je možné pozorovať veľký rozptyl výsledkov pevnosti. Pomocou ohybovej skúšky s predpripraveným vrubom, je možné merať vnútornú pevnosť, pri ktorej dochádza k lomu iniciovanému skôr mikroštruktúrnymi, ako hrubými materiálovými defektmi. Dá sa povedať, že vrubová pevnosť je obmedzujúcou pevnosťou spékaných karbidov. Pomocou koncepcie tzv. charakteristických dĺžok spojených so zónou deformácie je možné kvantitatívne predpovedať pevnosť testovaných vzoriek či už s vrubom, alebo bez. Táto zóna sa môže nachádzať buď na povrchu materiálu bez defektov, alebo v bezprostrednej blízkosti veľkého defektu, ako napríklad pórov alebo rôznych inklúzií. Porovnaním modelu výpočtu charakteristických dĺžok zóny s experimentálnymi výsledkami *WC-6Co* karbidu, bola dokázaná spojitosť tejto koncepcie s veľkosťou jednotlivých fáz nachádzajúcich sa v mikroštruktúre. Prítomnosťou heterogénnych hrubých *WC* zrn alebo zoskupením takýchto zrn bol zistený pokles pevnosti v ohybe o 5 - 7 %. Degradácia pevnosti v ohybe spôsobený jednotlivými hrubými zrnami je štatisticky nerozoznatelná od tej spôsobenej zhlukom takýchto zrn. Taktiež bol zaznamenaný pokles pevnosti v ohybe pri žíhaní vzoriek vo vákuu alebo v argónovej atmosfére za účelom zmerania zbytkových napätí po brúsení skúšobných vzoriek. Pri tomto žíhaní sú vzorky vystavené teplote približne 900 °C po dobu dvoch hodín. Pevnosť v ohybe takto ošetrovaných vzoriek poklesla asi o 14 %.

Z tohto dôvodu je veľmi dôležité zaradiť spomínané žíhanie ako jednu zo súčastí skúšky pevnosti v ohybe [2].

Pre dosiahnutie rôznej kvality pri výrobe spékaných karbidov je najdôležitejšou veličinou obsah kobaltu. Vzrastaním jeho podielu v štruktúre karbidov, až do maxima $20 \pm 5\%Co$, sa výrazne zlepšuje ich pevnosť v ohybe. Maximálna pevnosť, však, závisí predovšetkým na iných premenných, ako napr. na veľkosti karbidového zrna. Všeobecný prehľad priebehu pevnosti v ohybe v závislosti na veľkosti karbidového zrna je vidieť na obr. 2.5 [2].



Obr. 2.5: Vplyv veľkosti karbidového zrna na pevnosť v ohybe spékaného karbidu s 12%-ným podielom Co spojiva [2].

Obsah uhlíku v karbidových zliatinách, taktiež ovplyvňuje ich pevnostné vlastnosti. Príliš vysoký rovnako, ako príliš nízky podiel uhlíku v objeme, spôsobuje precipitáciu tretej fázy do spékaného karbidu. Podrobným štúdiom vplyvu uhlíka C na tvrdosť a pevnosť v ohybe tvrdokovu s obsahom 16 % Co , bolo zistené, že krivka priebehu pevnosti pretína maximum obsahu uhlíku zodpovedajúci stechiometrický obsah v karbidových molekulách WC . Táto hodnota sa rovná približne 6,13 %. Pokles pevnosti pozdĺž oblastí ochudobnených o uhlík je oveľa výraznejší, než v oblastiach s prebytkom C . Napriek tomu je možný taktiež výskyt oslabených oblastí s prebytkom karbidového uhlíka. Štúdiom vzťahu medzi množstvami jednotlivých fáz v tvrdokove s 8 %-ným obsahom Co , bolo pozorované ustálenie hodnôt pevnosti v ohybe za predpokladu, že spékaný karbid obsahuje asi 0,5 % grafitu a 0,5 % η fázy. Mimo tento rozsah sa hodnota ohybovej pevnosti výrazne znižuje. V takýchto dvojfázových regiónoch sa jej veľkosť zvyšuje s obsahom uhlíka C , ale naopak klesá pri použití karbidového prášku s veľkými zrnami [2].

Zahriatim spékaného karbidu vykazuje materiál vyššiu ohybovú pevnosť a tuhosť za predpokladu, že kobaltové spojivo sa nachádza v stave s vyššou tvárnosťou tzv. $\alpha - Co$ s FCC mriežkou. Táto fáza sa vyskytuje za zvýšených teplôt a môže byť čiastočne stabilizovaná kalením pri izbovej teplote [2].

Extrémne dôležitá bola rola procesu kalenia a temperovania spékaných karbidov na ich výslednú pevnosť. Čím väčší je podiel Co v tvrdokove, tým je účinnejší vplyv kalenia na pevnosť v ohybe. Transformačná teplota náhodne rozloženého Co v $WC-Co$ spékaných karbidoch je definitívne funkciou obsahu kobaltového spojiva. Hodnota tejto teploty sa

zvyšuje spolu s percentom *Co*. V reznom procese existujú samozrejme aj iné faktory ovplyvňujúce transformačnú teplotu. Jemnejšie členenie veľkosti priestoru medzi zrnami vyplného *Co* spojivom výrazne stabilizuje kobalt s mriežkou *FCC*. Spolu so zvyšovaním obsahu spojiva sa znižuje podiel rozpusteného volfrámu *W* v tomto spojive. Avšak, za podmienok kalenia opak je pravdou. Po kalení vzoriek boli pozorované prírastky v pevnosti v ohybe, kedy prírastky boli rovné hodnotám 32, 169 a 287 MPa, nameraných na vzorkách z *WC-Co* karbidov s obsahom 8, 15 a 20 % *Co*. Toto zväčšenie je spojené so zachovaním *FCC* kobaltu v štruktúre spékaných karbidov s vyšším percentuálnym zastúpením spojiva [2].

Podobne bol pozorovaný aj materiál *WC-11Co*, ktorý vykázal po zahrievaní na vysoké teploty a následnom kalení do olejového média výrazné zvýšenie ohybovej pevnosti a vrubovej lomovej húževnatosti. Takéto kalené štruktúry obsahujú iba *FCC* typ *Co* a vykazujú oveľa nižší stupeň vrstvenia defektov ako normálne neošetrené štruktúry spékaných karbidov [2].

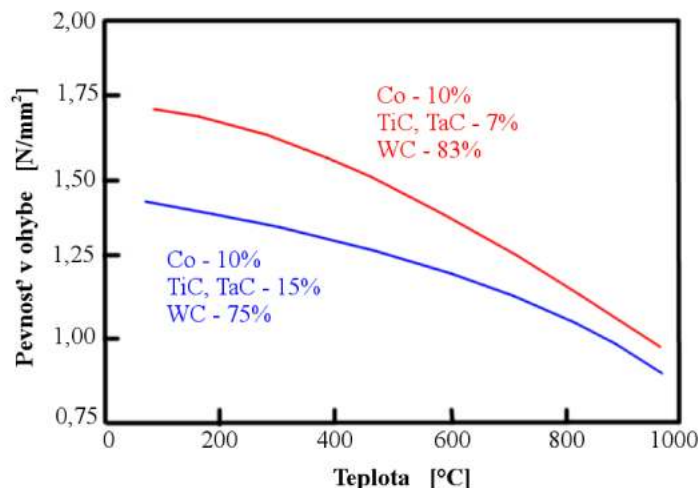
Ošetrovaním materiálu spékaných karbidov kalením na teploty v rozmedzí 600 - 900 °C je možné výrazne ovplyvniť pevnosť v ohybe. Táto vlastnosť je čiastočne stabilná pri zliatinách s vysokým obsahom uhlíku. Nízko uhlíkové tvrdokovy vykazujú zníženie ich pevnosti spolu s dĺžkou doby žihania. Tento pokles je spôsobený precipitačným vytvrdzovaním a znižovaním tváriteľnosti fázy $\alpha - (Co_3W)$, ktorá sa nachádza v spojivovej fáze. Vytvrdzovanie *Co* spojiva pomocou tejto fázy je možné vďaka veľmi silnej závislosti rozpustnosti wolfrámu na teplote. Citelné zlepšenie ohybovej pevnosti bolo napríklad pozorované na vzorkách tepelne spracovaných až na 1350 °C [2].

S predpokladom, že nástroje vyrobené s *WC-Co* karbidov počas obrábania pracujú za zvýšených teplôt, je nutné počítať so zmenami v ich pevnostných vlastnostiach. Materiál s obsahom 6 % *Co* pri teplotách okolo 900 °C vykazuje v 95 % vzoriek testovaných ohybovou skúškou rapidný pokles Youngovho modulu *E* a ohybovej pevnosti. Problém sa objavuje už pro 800 °C, kedy prestáva platiť teória lineárnej lomovej mechaniky, kôli výraznej plasticite [2].

S potrebou zlepšovať mechanické vlastnosti spékaných karbidov sa začalo experimentovať s rôznymi karbidovými prísadami vkladanými do základných matric *WC-Co* spékaných karbidov. Pridávaním napr. karbidu titánu *TiC*, je možné redukovať tendenciu materiálu vytvárať mikro-zvary medzi obrobenou trieskou a nástrojom. Tento karbid má nepríznivý vplyv na ohybovú pevnosť pri izbovej teplote. Tento problém je možné čiastočne vyriešiť pridaním karbidu tantalu *TaC*, ktorý výrazne zvyšuje ohybovú pevnosť *WC-Co-TiC* spékaných karbidov. Podobný účinok je možné dosiahnuť aj pridaním karbidu nióbu *NbC*, ktorý má podobné vlastnosti ako *TaC*. Často sa tieto dva karbidy pridávajú súčasne ako prímiesy *WC-Co* [2].

V praxi je často používaná prísada Cr_3C_2 , nazývaný tiež inhibitor rastu zrn, ktorý napomáha zvýšeniu pevnosti v ohybe pri vysokých teplotách. Cr_3C_2 taktiež predchádza transformácii $\alpha - kobaltu$ na $\epsilon - kobalt$, čím výrazne vylepšuje tváriteľnosť takýchto spékaných karbidov. Hodnota pevnosti v ohybe *WC-15Co* karbidu s obsahom Cr_3C_2 zostáva takmer nezmenená, až do bodu maximálnej rozpustnosti chrómu v spojive [2].

Nadmerným zvyšovaním obsahu kubických karbidov (*TaC*, *TiC*) v *WC-Co* tvrdokovoch dochádza k znižovaniu pevnosti v ohybe. Zvýšením teplôt nad 800 °C sa rozdiel hodnôt pevnosti v ohybe, v porovnaní s pevnosťou pri nižších teplotách, výrazne zužuje, ako je možné pozorovať na obr. 2.6 [2].



Obr. 2.6: Diagram vplyvu množstva karbidových prísad TiC, TaC na pevnosť v ohybe pri zvýšených teplotách na vzorkách z WC-10Co [2].

Pridávaním wolfrámu do spojivovej fázy spékaných karbidov je možné zadržiavať transformáciu kobaltu z $\alpha - Co$ na $\epsilon - Co$ pri vysokých teplotách. Z toho vyplýva zvyšovanie pevnosti tvrdokovu pri vysokých teplotách. Takto je možné doceliť veľmi dobrú pevnosť za tepla nástrojových materiálov [2].

2.2.1 Ohybové skúšky spékaných karbidov

Tak ako rôzne iné materiály s vysokou tvrdosťou, tak aj spékané karbidy je veľmi obtiažné testovať v ťahu. Práve preto sa častejšie používajú ohybové testy za účelom získavania pevnostných dát používaných k hodnoteniu materiálov. Pri pokusoch určovania pevnosti spékaných karbidov je veľmi dôležité sledovať niektoré parametre pre zaručenie presnosti merania. Dva najdôležitejšie aspekty ohybových skúšok sú [18]:

- geometria skúšobnej vzorky;
- Povrchová úprava vzorky.

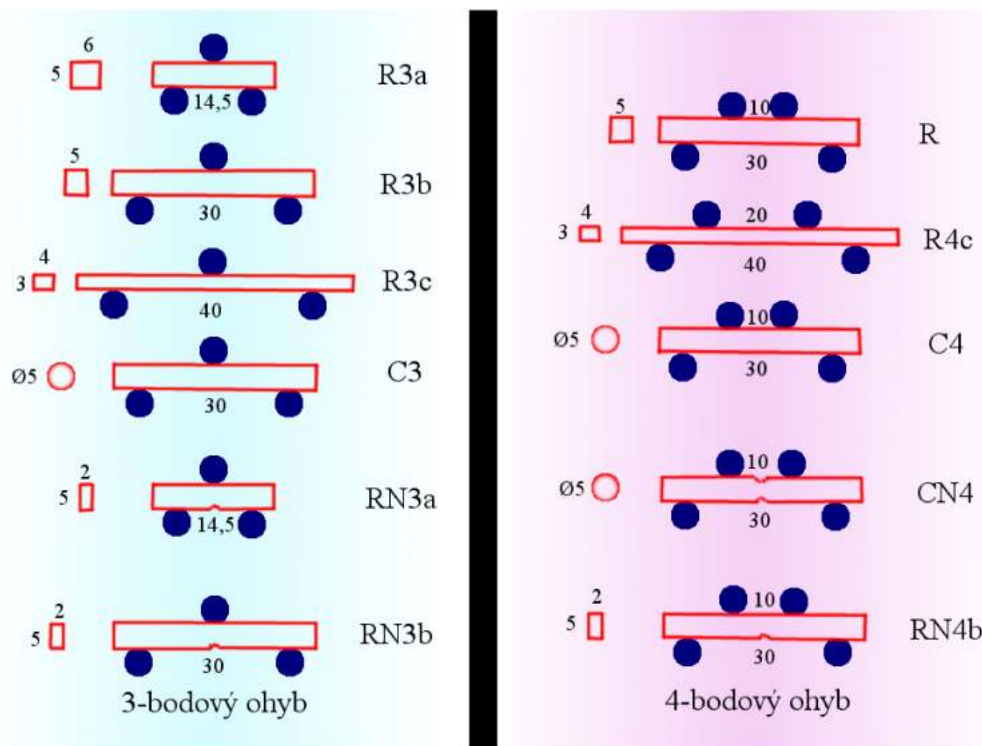
Pre väčšinu testov sú dostačujúce vzorky podľa *ISO* štandardov, no napriek tomu je nutné brať do úvahy, že rôzne geometrie vzoriek nám poskytujú rôzne hodnoty pevnosti. Rozptyl hodnôt dosahuje až 50%. Vo všeobecnosti platí, že čím kratšie je skúšobné zariadenie tým vyššie hodnoty pevnosti vykazuje testovaný materiál [18].

Povrch skúšobnej vzorky dokáže ovplyvniť meranie viac ako jej geometria. Nárast hodnoty môže dosiahnuť až 100 % a zväčšuje sa s tvrdosťou materiálu. Až do nedávnej doby boli štandardom *ISO 3327* doporučené dva typy geometrie skúšobných telies pre troj bodovú skúšku, a to [18]:

- vzorka s rozmermi $5 \times 6 \times 14,5$ [mm]
- vzorka s rozmermi $5 \times 5 \times 30$ [mm]

Rad alternatívnych geometrií vzoriek bol pozorovaný zoskupením organizovaným prostredníctvom medzinárodných aktivít zameraných na rozvoj pre-štandardizáciu technickej dokumentácie pod skratkou *VAMAS*. Ako výsledok bol do *ISO* štandardov pripísaný nový typ geometrie vzorku s kruhovým prierezom.[18]

Medzilaboratórna skúška *VAMAS* je známa ako prehodnotený štandard pre testovanie pevnosti v ohybe spékaných karbidov, *ISO 3327*. Táto norma neobsahuje možnosť štvor bodového ohybu, no tento nedostatok bol pokrytý v normách *ASTM*. Je známe, že 4-bodový ohybový test vykazuje výrazne nižšie hodnoty, v porovnaní s tými nameranými pri 3-bodovom ohybovom teste. Napriek tomu využívanie 4-bodových skúšok neprinieslo žiadne zlepšenie v rozptyle nameraných hodnôt. Na obr. 2.7 sú vyobrazené jednotlivé schématické nákresy geometrií vzoriek pre troj a štvor bodové ohybové skúšky [18]. Pre



Obr. 2.7: Schématické znázornenie dostupných geometrií vzoriek pre skúšku v ohybe [18].

vyhodnotenie daného materiálu je obvykle zapotreby odtestovať, zlomiť, približne 10 - 15 vzoriek. Na vzorke podrobenej 3-bodovej ohybovej skúške je meraná záťaž, pod ktorou sa vzorka zlomí. Z lomovej záťaže je možné pomocou rovnice (2.3) vypočítať ohybovú pevnosť [2].

$$\sigma_{max} = \frac{3 \times F \times l}{2 \times b \times (h)^2} \quad (2.3)$$

V rovnici (2.3) predstavuje σ_{max} maximálnu pevnosť materiálu v ohybe, F zaťaženie pri lome vzorky, l je dĺžka, b šírka a h hrúbka vzorky [2].

V medzilaboratórnej spolupráci laboratórií boli zahrnuté aj kruhové a vrubované vzorky. Výsledky ukázali, že ohybová pevnosť spékaných karbidov je určovaná pravažne dvomi faktormi a to [18]:

- rozložením veľkých defektov, napr. pórov, väčších ako približne $20\mu m$;
- vnútornou pevnosťou priemernej mikroštruktúry, označovaný tiež ako limitná pevnosť.

Neskoršie štúdie preukázali, že limitná pevnosť môže byť meraná pomocou vzoriek s vrubom. Táto metóda má mnoho výhod. Rozptyl výsledkov je značne znížený. Na zlomenie vzorky nie je potreba tak veľkých zaťažení, to spôsobí menšie škody na skúšobných prípravkoch a nevyžaduje tak nákladné skúšobné stroje. Získané pevnostné hodnoty sú oveľa nižšie, pretože vytvorením vrubu vzniká koncentrácia napätia vďaka, ktorej vyľúčime zlyhanie kóli veľkým defektom v štruktúre. Vzorky sú najčastejšie s vrubom s priemerom $0,5\text{mm}$ a 1mm hlbokým [18].

2.2.2 Štatistické vyhodnocovanie pevnosti v ohybe

Podľa *Weibullovej* analýzy dát sú pevnostné hodnoty ohybových testov riadené iniciáciou mechanizmu zlyhania vzorky. Počíta hlavne s dvomi možnosťami [18]:

- iniciácia trhlín z defektov, ako póry, chyby, príliš veľké *WC* zrná;
- trhliny zapríčinené mikroštruktúrou, v neprítomnosti makroskopických defektov.

Pre plnú interpretáciu dát a upresnenie rozptylu v hodnotách pevnosti z ohybových testov, je nutná fraktrografia. Výsledky sa najčastejšie vykresľujú pomocou Weibullovoho rozdelenia pevnosti. Toto rozdelenie je založené na predpoklade, že lom vzorky nastal len jedným mechanizmom porušenia. Pravdepodobnosť porušenia, označovaná P , je funkciou napätia σ a je daná vzťahom (2.4) [18].

$$P = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (2.4)$$

Vo vzťahu predstavujú σ_0 a m (Weibullov parameter) konštanty. Weibullov parameter nadobúda nízkych hodnôt práve pri vysokom rozptyle výsledkov merania. Pravdepodobnosť zlyhania, P_i *i-tej* vzorky je definovaná rovnicou (2.5) [18].

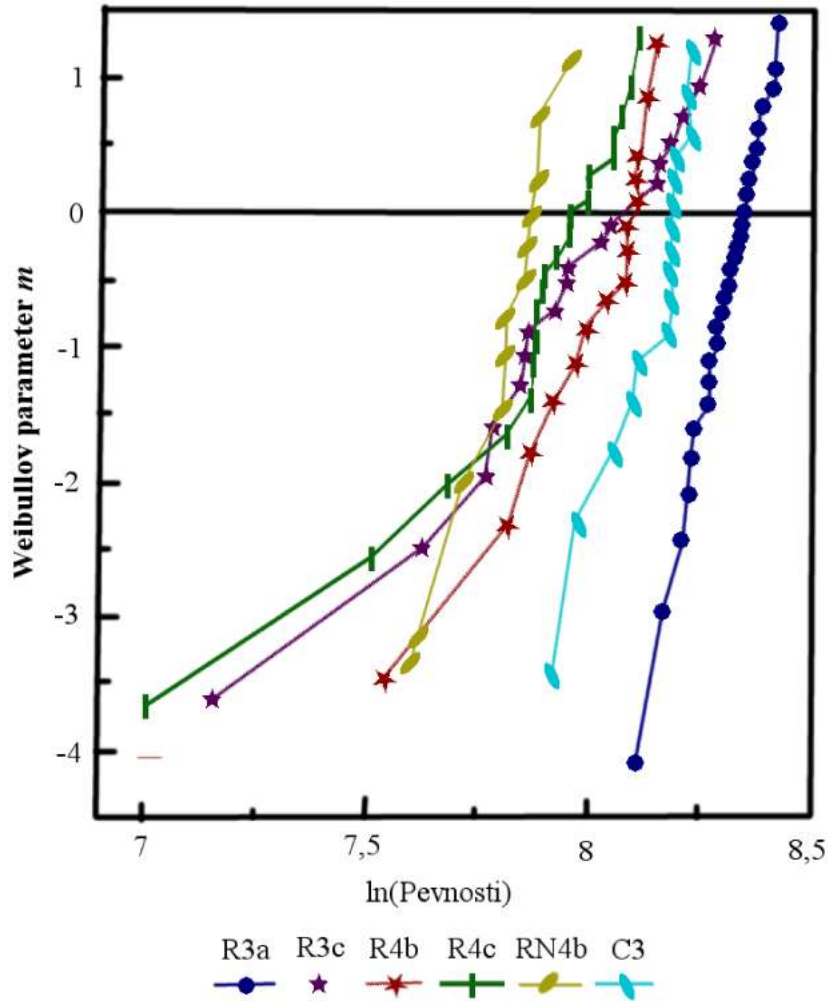
$$P_i = \frac{1}{(N + 1)} \quad (2.5)$$

kde N je celkový počet prevádzaných skúšok. Vo všeobecnosti nie je doporučované odvodzovať hodnoty parametru m zo skúšok s menšou početnosťou, N , ako je 30, kóli veľkým nepresnosťami, ktoré vznikajú dvojitým zlogaritmovaním rovnice (2.4), znázornené vzťahom (2.6) [18].

$$\ln \left(- \ln \left(\frac{1}{(1 - P)} \right) \right) = m \cdot \ln(\sigma) - m \cdot \ln(\sigma_0) \quad (2.6)$$

Vykreslením $\ln(-\ln(1 - P))$ oproti $\ln \sigma$, by malo viesť k priamke so sklonom m . Z množstva nameraných pevnostných hodnôt je nutné vybrať tzv. *reprezentatívne* hodnoty ohybovej pevnosti vzoriek rôznych geometrií. Jednou z metód určovania takýchto reprezentatívnych hodnôt, je spriemerovanie najvyšších troch až štyroch nameraných pevností. Príkladom vykreslenia reprezentatívnych hodnôt z ohybového testu je graf na obr. 2.8 v súlade s rovnicou (2.6). Je vidieť, že vzorky s vrubom vykazujú menší rozptyl nameraných pevností, čo zodpovedá vyšším hodnotám parametru m , okolo 12 [18].

Skúšobné zariadenie pre zisťovanie pevnosti v ohybe, by malo byť konštruované tak, aby bolo schopné odolať záťaži potrebnej k prelomeniu vzorky. Kóli striktným veľkostným obmedzeniam a drahému obrábaniu nutnému na vyhotovenie testovacej vzorky, sa skúška sporadicky neprevádza na hotových výrobkoch [18].



Obr. 2.8: Graf Weibullovej pevnosti v ohybe pre rôzne geometrie vzoriek [18].

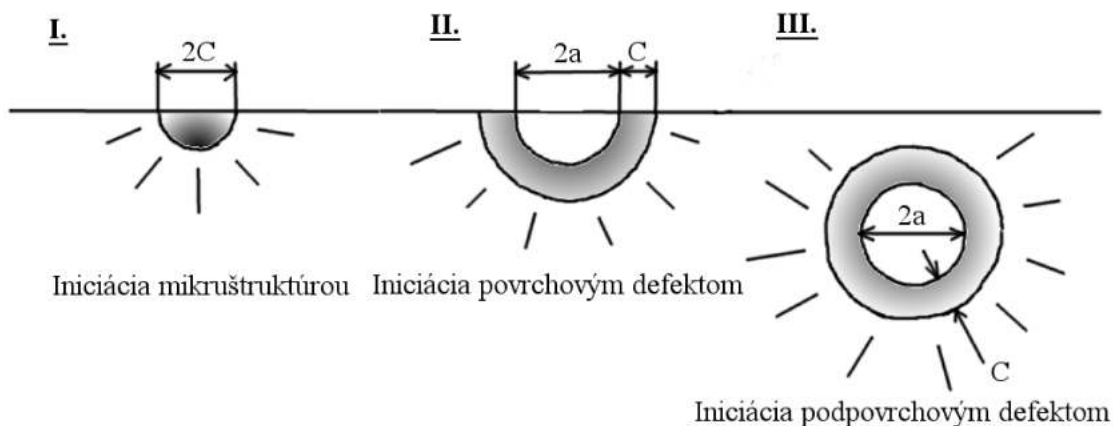
2.2.3 Fraktografia

Fraktografia sa zaoberá detailným skúmaním lomových plôch, kedy sa zisťujú príčiny vzniku trhlín. Kúsky zlomených vzoriek sú detailne pozorované pomocou elektrónového mikroskopu, z dôvodu charakterizovania zdrojov lomov materiálu. Vo väčšine prípadov testovania vzoriek s vrubom boli trhliny iniciované vadami v mikroštruktúre. Je známe, že proces lomu zjavne nie je okamžitý dej. Proces je rozdelený na iniciačnú a rastovú fázu trhliny, pri ktorých oslabené miesta v štruktúre ako napr. rozhrania WC/WC zrn alebo prasknuté karbidové zrná. Na schématickom nákrese, obr. 2.9, sú zobrazené tri možné spôsoby vzniku lomu, a to sú [18]:

- I. trhliny spôsobené chybami v mikroštruktúre. Deformačná zóna rastie, až kým sformuje polkruhovú trhlinu s priemerom $2C$. Hodnota C predstavuje tzv. *charakteristickú dĺžku*.
- II. Trhliny iniciované povrchovou vadou, polkruhovým povrchovým defektom prítomným v koreni vrubu vzorky. Priemer takéhoto defektu je $2a$. Pri lome trhlina

rastie do bodu s priemerom $(2C + 2a)$. Z tohto bodu sa trhlinka začína nekontrolované rýchlo šíriť.

- III. Trhlinky iniciované podpovrchovými defektami. Napríklad kruhový defekt nachádzajúci sa pod povrchom, s priemerom $2a$. Trhlinka sa rovnako ako v predošlom prípade šíri do vzdialenosti $(2C + 2a)$, odkiaľ začína rýchle rozšírenie.



Obr. 2.9: Schématické zobrazenie príčin vzniku trhlín v materiále [18].

Napätie, pri ktorom dochádza k lomu v týchto troch prípadoch, je možné vypočítať z empirických vzorcov lomovej mechaniky, (2.7), (2.8), (2.9) vzťahujúcich sa k lomovému napätiu σ závislému na lomovej húževnatosti K_{IC} [18].

$$\text{I. } \sigma = \frac{A_1 \cdot K_{IC}}{\sqrt{C}} \quad (2.7)$$

$$\text{II. } \sigma = \frac{A_1 \cdot K_{IC}}{\sqrt{a + C}} \quad (2.8)$$

$$\text{III. } \sigma = \frac{A_2 \cdot K_{IC}}{\sqrt{a + C}} \quad (2.9)$$

Vo vzťahoch A_1, A_2 sú koštanty a K_{IC} je lomová húževnatosť pri rovinnej deformácii [18].

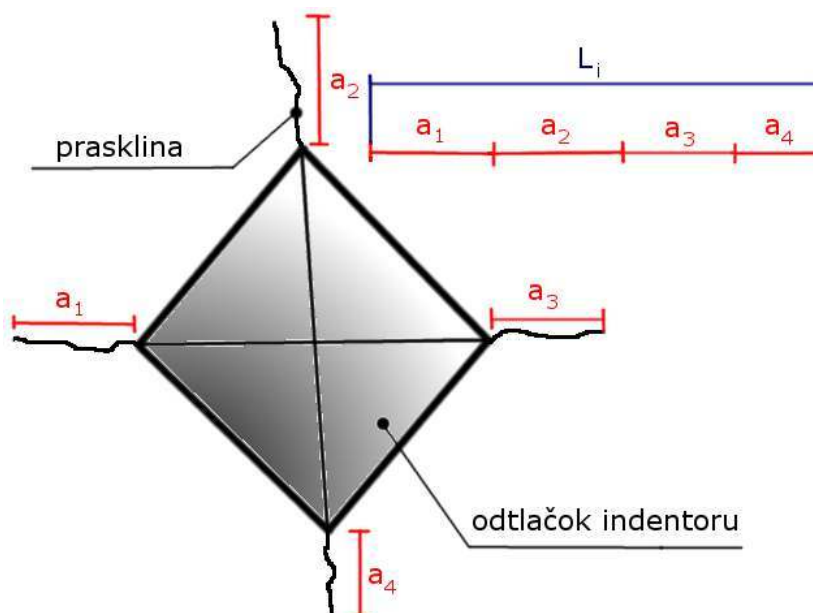
2.3 Lomová húževnatosť

Porušenie materiálu spékaného karbidu najčastejšie iniciujú defekty nachádzajúce sa v štruktúre od výroby. Lomová húževnatosť je hlavnou vlastnosťou používanou pri navrhovaní nástrojov z *WC-Co* karbidov, kôli ich vysokej náchylnosti vzniku krehkého lomu. Lomová húževnatosť určuje odolnosť materiálu voči vzniku a šíreniu trhlín. Je prakticky nezávislá na veľkosti, geometrii a prevedení vzorky. Označuje sa K_{IC} a vzťahuje sa iba k jednoosej lomovej húževnatosti.

Hlavným mechanizmom opotrebenia spékaných karbidov sú predovšetkým mechanizmy porušenia povrchu. To znamená, že opotrebenie závisí, predovšetkým na lomovej húževnatosti povrchových vrstiev. Malý rozptyl hodnoty K_{IC} nachádza uplatnenie, ako užitočný nástroj kontroly kvality, porovnávania a vyhodnocovania vlastností materiálov [6].

Pri vyhodnocovaní lomovej húževnatosti sa používajú vzorky podobné tým, používaným pri skúške tvrdosti podľa Vickersa. Ich povrch musí byť dôkladne reflexne vyleštený a rovinný. Vzorky sú následne podrobené skúške tvrdosti podľa Vickersa. V štyroch rohoch vzniknutého odtlačku je možné namerať dĺžku tzv. *Palmquistových prasklín*. Táto metóda má jeden hlavný nedostatok, a to citlivosť na stav povrchového napätia vzorky. Leštením a žíhaním je možné sa tohto problému zbaviť. Jedným zo vzorcov pre výpočet lomovej húževnatosti podľa Palmquista je vzťah (2.10). Názornú ukážku merania dĺžok prasklín je na obr. 2.10 [6].

$$K_{IC} = 0,0889 \sqrt{\frac{HV \times F}{L_i}} \quad (2.10)$$



Obr. 2.10: Názorná schéma merania súčtu dĺžok trhlín na odtlačku diamantového ihlana.

Kde $L_i = a_1 + a_2 + a_3 + a_4$ súčet dĺžok prasklín v rohoch odtlačku, F reprezentuje zaťaženie indentoru v Newtonoch N a HV je tvrdosť vzorky v N/mm^2 . Triviálny spôsob prevádzania skúšky na jednoduchých vzorkách, bez veľkých nárokov na vybavenie, robí skúšku podľa Palmquista v priemysle veľmi populárnou [6].

Pri spékaných karbidoch s vysokým obsahom kobaltu môže nastať situácia, že v rohoch odtlačku diamantového indentoru v materiále nevzniknú žiadne trhliny, vtedy je možné lomovú húževnatosť určovať aj skúškami na vzorkách s alebo bez vytvorených vrubov simulujúcich povrchovú trhlinu známej hĺbky. Takéto vzorky sú podrobované troj alebo štvor bodovému ohybu. Vruby vo vzorkách je veľmi obtiažné vyrobiť, kôli vysokej krehkosti a pevnosti vzoriek. To je aj dôvodom, prečo nemôžu byť vzorky z *WC-Co* karbidov podrobované štandardizovaným metódam pre zisťovanie lomovej húževnatosti, kedy sa ostrá trhlinka vytvára únavovým lomom. V materiále spékaného karbidu je intenzita napätia potrebná pre vznik vrubu často veľmi blízko kritickej hodnote faktoru K_{IC} . Všetky dostupné metódy pre vytvorenie vrubu vo vzorke majú aspoň jeden z nasledujúcich problémov [18]:

- termálne poškodenie na dne vytvoreného vrubu;
- rádius r na dne vrubu je príliš veľký na to, aby plocha splňovala podmienku jedno osej napätosti;
- vo vrube vzniká plasticky deformovaná zóna, ktorú je veľmi obtiažne odstrániť.

Spomínané faktory predstavujú určité riziko, pretože nie je známy ich vplyv na vznik a šírenie trhlín, a tým aj na lomovú húževnatosť. Najčastejšie sa pre vytváranie zárezov do vzoriek používajú zaťažené žiletky, ktoré spôsobia, že vzniknuté vruby sú opatrené ostrými hranami [18].

Príkladom skúšky využívajúcej vzoriek s vrubmi je napríklad metóda, pri ktorej je lomová húževnatosť vypočítavaná z hodnôt ohybového napätia. Na vzorkách boli vytvorené vruby tak, aby po zaťažení vznikli trhliny známej hĺbky. Ostatné dostupné metódy podávajú, taktiež veľmi presné výsledky, no ich nevýhodou je komplikovanosť prevedenia, obtiažné vyhotovenie skúšobných vzoriek. Niektoré z týchto skúšok vyžadujú prísne laboratórne podmienky [18].

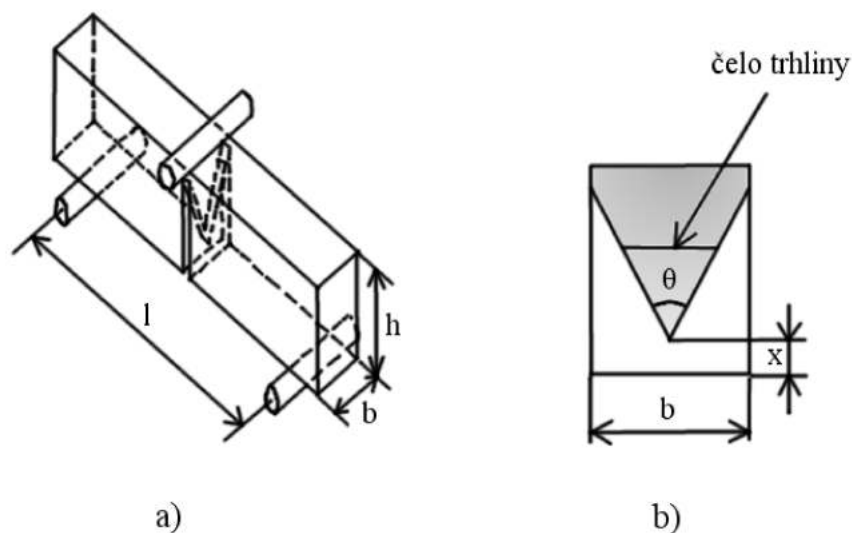
Ďalším príkladom skúšky lomovej húževnatosti je test chevron-notch. Pri tejto skúške sa využívajú vzorky obdĺžnikového prierezu s rozmermi $3 \times 4 \times 53$ mm a s hranami skosenými na približne $0,1 - 0,2$ mm \times 45° . Skosenie hrán sa prevádza z dôvodu eliminácie vzniku trhlín na hrane vzorky. Do vzoriek sú následne elektro-eróznym drôtovým obrábaním vytvorené chevronové vruby, ktoré je vidieť na obr. 2.11b. Uhol θ je pri chevronovom vrube najčastejšie 90° . Vzďialenosť vrcholu vrubu od spodnej hrany je približne $x = 1 - 1,2$ mm [3].

Vzorky sú po vytvorení vrubov podrobené skúške troj bodovým ohybom podľa názornej schémy obr. 2.11a. Lomová húževnatosť vzoriek je následne učená podľa vzťahu (2.11) [3].

$$K_{IC} = \frac{F_{max} \times Y'_{min}}{b \times \sqrt{h}} \quad (2.11)$$

kde F_{max} je maximálna záťažová sila, Y'_{min} je súčiniteľ intenzity napätia, b je šírka a h výška vzorky.

V konečnom dôsledku sú metódy využívajúce vruby veľmi nákladné, a to hlavne z hľadiska prípravy vzoriek, preto sa neosvedčili pri rutinných kontrolách kvality [3].



Obr. 2.11: a) Schéma troj bodového ohybového testu vzoriek s vrubom chevron; b) lomová plocha chevronového vrubu [3].

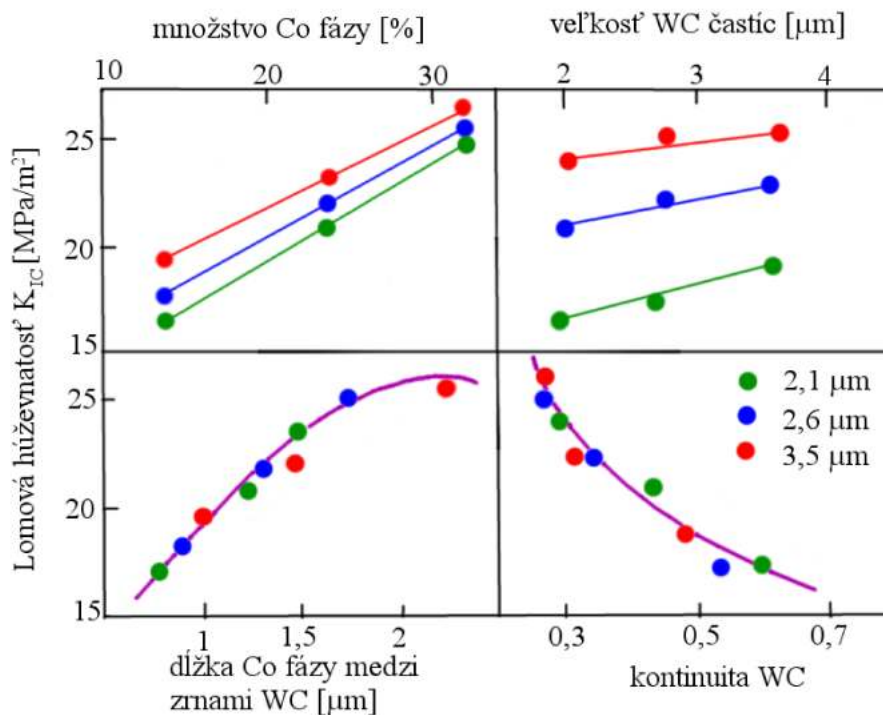
Lomová húževnatosť K_{IC} WC-Co zliatin sa zvyšuje spolu s percentuálnym podielom spojivovej fázy a s menovitou veľkosťou karbidových zrn. Naopak lomová húževnatosť klesá so zvyšujúcou sa kontinuitou karbidovej fázy. Vplyv spomínaných mikroštruktúrnych parametrov je možné pozorovať na obr. 2.12, bol preskúmaný a experimentálne overený. Výsledkom bola rovnica (2.12), ktorá zohľadňovala vplyv parametrov na hodnotu K_{IC} [2].

$$K_{IC} = 3,907 + 0,325V_B\% + 2,389\bar{d}_C - 0,878\lambda + 2,065C \quad (2.12)$$

Kde $V_B\%$, \bar{d}_C , λ a C predstavujú percentuálny podiel spojivovej fázy v spékanom karbide, menovitej zrnitosti, vzdialenosti medzi zrnami karbidu tvorenú spojivom a kontinuity karbidovej fázy, v danom poradí [2].

V súčasnosti sa v priemysle rozvinula myšlienka recyklácie spékaných karbidov, kedy sa z odpadu z výroby recyklujú použité nástroje z karbidov a vyrábajú sa z nich nové produkty. Na takýchto recyklovaných vzorkách bolo pozorované, že v porovnaní s nástrojmi vyrobenými z prvotného nerecyklovaného prášku majú rozdiely medzi mechanickými vlastnosťami. Palmquistovým testom boli pozorované o niečo nižšie hodnoty lomovej húževnatosti u spékaných karbidov pripravených z komerčných práškov, v porovnaní s tými vyrobenými z recyklovaných zmesí. To je pravdepodobne spôsobené vyšším podielom väčších častíc v druhotných spékaných karbidoch. Recyklované zmesi disponujú priemernou zrnitosťou $2,8\mu m$, kdežto komerčne dostupné zmesi majú priemernú zrnitosť $1 - 1,2\mu m$ [2].

Sledovaním správania sa WC-Co karbidov za zvýšených teplôt bolo zistené, že nenaštáva žiadna podstatná zmena v hodnote K_{IC} až do teploty $600^\circ C$. Okolo $700^\circ C$ nastáva výrazný vzrast lomovej húževnatosti. Táto zmena nastáva vďaka lokálnemu zvýšeniu plastičnosti na čele trhlín, ako výsledok transformácie Co fázy z hexagonálnej mriežky na kubickú. Pri tejto teplote sa znižuje tvrdosť, čo taktiež spôsobí zvýšenie plastičnosti [2].



Obr. 2.12: Závislosť K_{IC} na parametroch mikroštruktúry a podielu Co spojiva WC-Co karbidov pripravených z rôznych veľkosti zrn WC práškov [2].

2.4 Modul pružnosti v ťahu a šmyku

Elastické vlastnosti spékaných karbidov sú dôležité hlavne z dôvodu ich výkonnosti, pretože na nich závisí rozsah lokalizovanej deformácie v mnohých komponentoch ako napr. v dlhých úzkych hlavných vrtákoch, rezných nástrojoch alebo nožov. Tepelné a elastické vlastnosti materiálu sú základnými údajmi potrebnými k numerickému vyhodnoteniu napätových a deformačných oblastí. Spékané WC-Co karbidy patria medzi elasticky izotropné látky, pretože sú tvorené malými rovnoosými časticami WC karbidov. Youngov modul pružnosti sa pri týchto materiáloch pohybuje v rozmedzí hodnôt 450 – 650 GPa. WC-Co tvrdokovy sú typickým zastupiteľom kompozitných materiálov, ktorých elastické vlastnosti je možné prispôsobiť objemovým podielom spojivovej Co fáze. Čím je obsah Co v spékanom karbide väčší, tým nižšia je jeho tuhosť [18].

Pre vyhodnotenie elastických konštánt, ktorou je napríklad Youngov modul pružnosti, je možné použiť niekoľko techník. Tieto spôsoby delíme na statické a dynamické. Statické metódy vyčíslujú konštanty na základe kriviek závislosti napätia na deformácii získaných pomocou ťahových, ohybových skúšok a nanointendančných testov. Tieto testy sa používajú najmä pre získavanie lokálnych pevnostných hodnôt, využívaných hlavne pri skúmaní tenkých fólií, preto nie sú vhodné pre testovanie kompozitných materiálov, ako sú spékané karbidy. Medzi dynamické metódy naopak patria napr. rezonančné a pulzné metódy. Resonančné metódy sú vhodné a veľmi využívané pre súčasné určenie Youngovho modulu pružnosti a modulu pružnosti v šmyku izotropných, ortotropných a priečne izotropných materiálov [18].

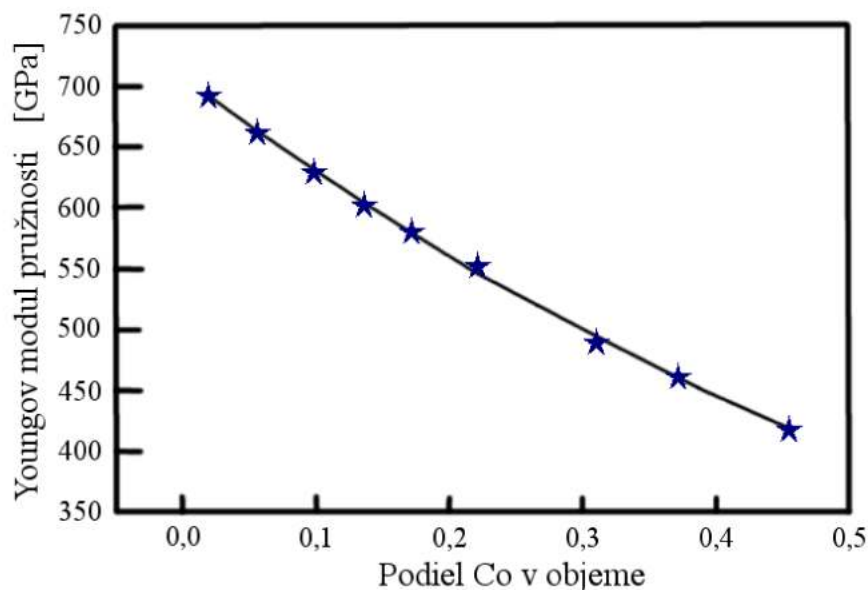
Podľa normy *EN 23312* sa k výpočtu tuhosti materiálu využíva rezonančných frekvencií kruhových alebo štvorcových vzoriek so známou hustotou. Youngov modul pružnosti E je potom možné vypočítať zo vzťahu (2.13) [18].

$$E = 4 \times 10^{-9} \cdot L^2 \cdot \rho \cdot f_R^2 \quad (2.13)$$

Kde f_R predstavuje rezonančnú frekvenciu testovaného materiálu, ρ je hustota a L je dĺžka vzorky [18].

Pomocou rezonančnej metódy bolo možné stanovenie vplyvu množstva spojivovej fáze na hodnotu Youngovho modulu pružnosti. Pri zvyšovaní podielu Co v spékanom karbide bol pozorovaný výrazný pokles v hodnote E . Podrobnejším preskúmaním nameraných údajov bol stanovený vzťah, (2.14), zohľadňujúci objem spojivovej fáze $WC-Co$ karbidu. Vykreslením tohto vzťahu dostaneme diagram zobrazený na obr. 2.13 [18].

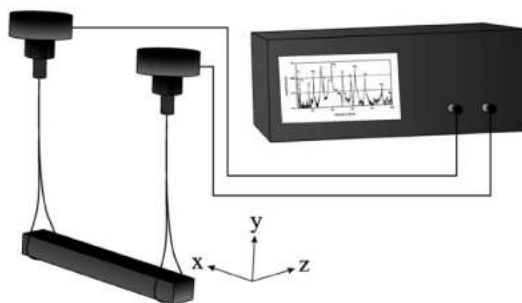
$$E = 708 - 821 \cdot V_{Co}^f + 412 \cdot (V_{Co}^f)^2 \quad (2.14)$$



Obr. 2.13: Vplyv podielu Co v objeme na Youngov modul pružnosti $WC-Co$ spékaných karbidov [18].

2.4.1 Meranie Youngovho modulu pružnosti

Pri rezonančnej metóde sa ako vzorky využívajú dlhé tenké tyčinky ako je možné vidieť na obr. 2.14. V takto pripravených vzorkách sú vybudené ohybové, torzné a pozdĺžne vlny, kedy sú merané rezonančné frekvencie základných a niektorých vyšších frekvencií. Vibrácie vo vzorke sú vybudené a merané pomocou piezo-elektrických vstupno-výstupných snímačov spojených so vzorkou jeho zavesením na sľučkách vytvorených z uhlíkových vlákien [12]. Youngov modul pružnosti E a modul pružnosti v šmyku G sa vyčísľujú po-



Obr. 2.14: Schéma rezonančnej metódy [12].

mocou spomínaných ohybových, pozdĺžnych, krutových vln generovanými a zachytenými pomocou snímačov a následne vykresľovanými do priebehu na osciloskope. Pri vyhodnocovaní musí byť braná do úvahy geometria a hustota daného vzorku. Hlavnou výhodou tejto metódy je, že pri testovaní vzoriek za vysokých teplôt sa piezo-elektrické snímače nachádzajú mimo pece, a zároveň sú dostatočne chránené systémom vodného chladenia. Vďaka tomu je možné meranie vo veľkom rozpätí teplôt od 293 K až do 1650 K [7].

2.5 Tečenie (Creep)

Systém drojfázovej zliatiny spékaných karbidov má vďaka kobaltovej matici rozsiahle využitie za zvýšených tlakov a teplôt. Hlavnú úlohu v takýchto podmienkach hrá odolnosť proti deformácii a tvrdosť materiálu. Pri mnohých aplikáciách spékaných karbidov teploty dosahujú hodnôt, pri ktorých hrá jednu z najdôležitejších úloh vlastností materiálu odolnosť voči tečeniu. Používaním karbidových nástrojov, pri určitých technologických postupoch, môže byť špička nástroja vystavovaná teplote až $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. Pri nadmernom zaťažení vzniká lokalizácia napätia, ktorá môže dosahovať až hodnôt medze sklzu materiálu. V takýchto extrémnych podmienkach sa špička nástroja otupuje hlavne vplyvom tečenia. Stála rýchlosť tečenia materiálu $\dot{\epsilon}_s$ je závislá na vnesenom napätí a teplote. Hodnotu spomínaného parametru je možné vypočítať podľa empirického vzťahu (2.15) [2].

$$\dot{\epsilon}_s = A \cdot \sigma^m \cdot \exp\left(-\frac{Q}{R \cdot T}\right) \quad (2.15)$$

Vo vzťahu sú A a m konštantami, σ^m aplikované napätie, Q je aktivačná energia potrebná pre vznik tečenia, R je univerzálna plynová konštanta ($8,314\text{ J} \cdot \text{K}^{-1} \cdot \text{mol}^{-1}$) a T je teplota pri prevádzaní testu [2].

Jav tečenia materiálu bol pozorovaný a vysvetlený na základe modelov vyvinutých pre pozorovanie dislokačného tečenia na kalených materiáloch. Podľa tohto modelu sa medzi zrnami WC v matici vytvárajú tzv. dislokačné slučky a to za podmienok, pri ktorých nastáva tečenie za vysokých napätí. Deformácia tečením sa prejavuje ako odštiepenie a stúpanie dislokačných slučiek okolo častíc. To umožňuje druhej dislokácii v matici presunúť sa medzi jednotlivými zrnami. Predpokladá sa, že dislokácia vystúpa do spojivovej fáze, čím v podstate riadi mieru deformácie. Tento model predpokladá, že pri nízkych napätiach je mierou určenia vznikajúceho mechanizmu difúzia kobaltu okolo WC častíc, ktorá spôsobuje ich pohyb. Niektoré iné modely skúmania tečenia považujú posuv hraníc zrn za možný mechanizmus deformácie tečením. Pre karbidy s malou zrnitosťou sa posun na WC/WC hraniciach považuje za faktor kontrolujúci mieru tejto deformácie. Pozorovaním deformácie tečením $WC-Co$ spékaných karbidov v rozmedzí teplôt $1000 - 1300\text{ }^{\circ}\text{C}$ sa prišlo na to, že hlavným faktorom ovplyvňujúcim deformáciu tohto kompozitného materiálu je karbidová fáza. Kavítácia tečenia sa objavuje za určitých podmienok pri vysokoteplotnom tečení spékaných karbidov [2].

Mnoho výzkumných prác dokázalo vplyv spojivovej fázy a veľkosti zrn karbidov na mieru vysokoteplotného tečenia. Zvyšovaním podielu spojivovej fázy v spékanom karbide spôsobí zvýšenie creepu. Vplyv veľkosti karbidových zrn je rôzny pri odlišných hodnotách teplôt a napätí. V zásade platí, že odolnosť materiálu voči creepu sa znižuje so zvyšovaním veľkosti karbidových zrn, pod podmienkou vysokého napätia pri relatívne nízkych teplotách (pod $900\text{ }^{\circ}\text{C}$). Z toho vyplýva, že odolnosť voči deformácii tečením sa pri vysokých teplotách, nízkych napätiach a väčších WC zrnách zvyšuje [2].

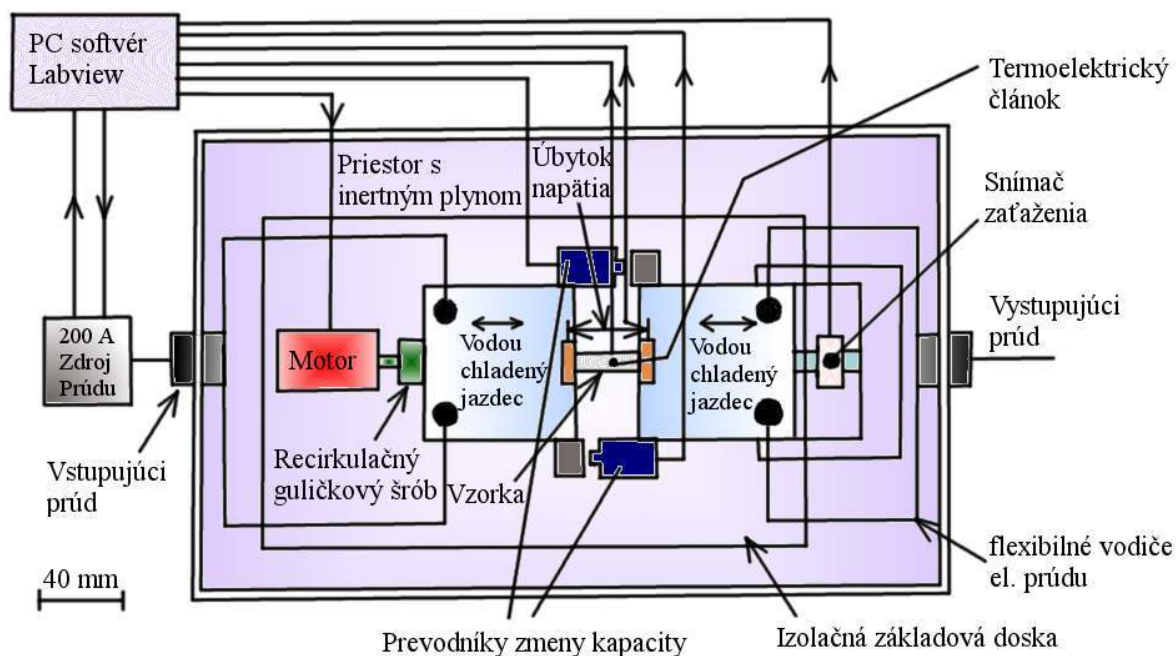
2.5.1 Zisťovanie miery tečenia materiálu

Vlastnosti materiálu pri vysokých teplotách sú, pravdepodobne, najviac citlivé na teplotu testu. Z pravidla takéto skúšky vyžadujú, aby sa skúšobné vzorky nachádzali vo vákuu alebo v inertnom prostredí. Priebeh testu je značne časovo náročný, pretože konvečná metóda merania vyžaduje meranie odtlačkov vo vzorke. Mieru creepu materiálu je možné stanoviť analýzou deformácie spôsobenej napr. indentorom skúšky tvrdosti za tepla. Analýza, popísaná vzťahom (2.16), umožňuje získať dáta creepu skúšobného telesa z odtlačkov skúšky tvrdosti za tepla [18].

$$\frac{d\epsilon}{dt} = \frac{1}{D} \cdot \frac{dD}{dt} = \frac{d \ln D}{dt} \quad (2.16)$$

Kde D je priemer odtlačku, ϵ je deformácia a t je čas. Skúška sa značne rozšírila, odkedy sú dostupné hĺbkové snímacie systémy, ktoré umožňujú priame meranie plastického odtlačku pri danej teplote. Tým pádom nie je potrebné ručné meranie odtlačkov, ktoré je niekedy veľmi obtiažne, lebo niektoré odtlačky je po skúške prakticky nemožné nájsť [18].

Z dôvodu integrácie rôznych skúšok a zmenšenia veľkosti zariadenia bol vytvorený miniatúrny termomechanický testovací systém. Tento prístroj dovoľuje meranie dát z ťahu, tlaku, medze sklzu a tečenia materiálu vo veľmi krátkom čase. Pri teste sa používajú štvorcové vzorky najčastejšie v rozmeroch $2 \times 1 \times 40$ mm. Vzorky sú zahrievané využívaním striedavého prúdu v izolovanom prostredí, do ktorého je vháňaný argónový plyn, aby sa zabránilo oxidácii. Schématický náčrt takéhoto testovacieho systému je vidieť na obr. 2.15 [18].



Obr. 2.15: Schéma miniatúrneho termo-mechanického skúšobného systému [18].

2.6 Únava

V praxi bývajú často komponenty vyrobené zo spékaných karbidov pod vplyvom cyklického zaťažovania a opakovaných razov, či už teplotných alebo mechanických. Preto práve dynamické pevnostné vlastnosti, ako napríklad únavová pevnosť, nukleácia únavových trhlín, správanie sa materiálu pri šírení trhlín a kritické napätie pre vznik trhlín sú veľmi dôležitými parametrami. Konvenčné metódy vyhodnocovania dynamických vlastností vyžadujú vzorky, ktorých rozmery sú výrazne väčšie ako bežne používané karbidové komponenty nástrojov na obrábanie [2].

Prístup lomovej mechaniky *WC-Co* karbidov preukázal, že údaje získané rôznymi metódami určovania únavy, všeobecne zapadajú do empirického vzťahu Parisovho zákona (2.18). Podľa tohto zákona sa predpokladá, že rozkmit faktoru intenzity napätia môže charakterizovať sub-kritické šírenie trhlín pri únavovom zaťažení podobne, ako K charakterizuje rýchle zlomy. Skúmaním rady rôznych spékaných karbidov, bolo dokázané, že grafy miery rastu trhliny v závislosti na rozkmit faktoru intenzity napätia v logaritmických súradniciach tvoria priamky. Z toho plynie závislosť (2.17), kedy po zlogaritmovaní dostaneme vzťah (2.18) [2,15].

$$\log \left(\frac{da}{dN} \right) = m \cdot \log (\Delta K) + \log C \quad (2.17)$$

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (2.18)$$

Kde da/dN vyjadruje mieru rastu trhliny za jeden cyklus, ΔK je rozsah aplikovaného faktoru intenzity napätia a C , m sú konštanty. Hodnota koeficientu m je v porovnaní s kovovými materiálmi vysoká. Nadobúda hodnôt v rozmedzí 5 až 20. Vysoké hodnoty indikujú, že rast trhlín je kombinovaním typov *II* a *III* únavového správania sa materiálov. Únava typu *I* sa vzťahuje k iniciačnej hraničnej oblasti pri nízkych hodnotách miery rastu trhliny. Typ *II* je popísaný rovnicou (2.18). Únavový Typ *III* odpovedá náhlemu lomu, kedy intenzita napätia nadobúda hodnotu K_{max} , ktorá sa blíži hodnote lomovej húževnatosti K_{IC} [2].

Bližším študiom širokej škály zástupcov z *WC-Co* spékaných karbidov sa ukázalo, že hraničné hodnoty nie sú ovplyvňované rôznymi obmenami mikroštruktúry. Závisia, však, na pomere R minimálnej a maximálnej hodnoty intenzity napätia K_{min} ku K_{max} . Zvyšovaním hodnoty R sa znižuje hranica rozkmitu faktoru intenzity napätia ΔK . Hodnota exponentu m Parisovho zákona sa zvyšuje so znižujúcou sa lomovou húževnatosťou a množstvom Co . Pozorovaný bol aj nárast odolnosti voči rastu únavového lomu, a to zväčšovaním veľkosti WC zrn [2].

Okrem mechanickej únavy, je veľmi dôležité spomenúť únavu spôsobenú nadmerným teplom, a taktiež únavu materiálu z prostredia, v ktorom sa nachádza. Jedným z príkladov tepelnej únavy môže byť mechanické tesnenie používané v čerpadlách, ktoré najčastejšie zlyháva v dôsledku tohto javu. Vznikajúce tepelné trhliny sú významne ovládané významnými parametrami, ako sú tok napätia v ťahu σ_T , Youngov modul pružnosti E , koeficient tepelnej rozťažnosti α a tepelná vodivosť k . Všeobecne platí, že aby bolo dosiahnuté vysokej odolnosti voči tepelnej únave musí byť σ_T , k vysoké a E , α naopak nízke [2].

2.6.1 Meranie odolnosti voči tepelnej únave

Veľké množstvo zo súčiastok vyrobených zo spékaných karbidov zlyhá kôli tepelnej únave. Táto vlastnosť je obzvlášť ťažko merateľná, z dôvodu vysokej pevnosti materiálu, nízkym napätím potrebným k lomu. Skúšky tohto typu sú taktiež citlivé na vplyvy okolného prostredia [18].

V nedávnej dobe boli prezentované výsledky dvoch rôznych prístupov získavania dát o tepelnej únave. Začiatkom 21. storočia boli dvomi skupinami združení laboratórií prezentované dáta z teplených únavových testov použitím dvoch rôznych metód. Prvá z nich, vytvorená spoluprácou laboratórií Spojených štátov a Veľkej Británie, využíva miniatúrneho termomechanického skúšobného systému, spomínaného v kapitole 2.5.1. Bolo pozorované, že skúšobný systém veľmi dobré rozlíšenie medzi výsledkami rôznych stupňov cyklickej záťaže do porušenia. Skúška sa prevádza buď tak, že záťažový cyklus je umiestnený na teplotnom cykle, alebo záťaž a teplota sú konštantné a iný parameter skúšky osciluje. Rozlišovanie dát bolo pozorované aj druhou, Nemeckou, skupinou vedcov, ktorá využívala halogénovú lampu na zohrievanie dlhých tyčových vzoriek spékaných karbidov s rozmermi $80 \times 3 \times 4$ mm. Vzorky boli následne vyhodnocované pod mikroskopom. Obe skúšky boli prevádzané na vzduchu, aj keď v prvom prípade bolo možné využiť argónovej ochrannnej atmosféry. V rozpätí frekvencie cyklov 2 - 22 Hz nebola preukázaná závislosť únavových dát na frekvencií zaťažovania. Prevádzaním testov pri rôznych teplotách bolo zistené, že odolnosť spékaných karbidov voči únave je veľmi citlivá na zmeny v teplote. Oba spôsoby únavových skúšok vyžadujú značné množstvo skúšobných vzoriek pre získanie štatisticky relevantných únavových dát pre rôzne skúšobné podmienky [18].

2.7 Deformácie a lomy WC-Co karbidov

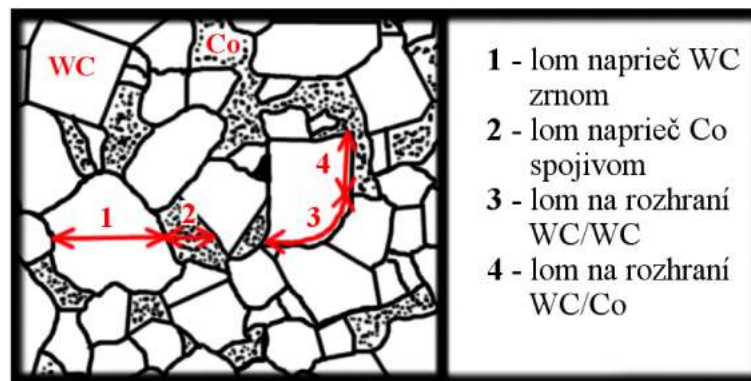
Štúdiom spékaných karbidov pomocou elektrónového mikroskopu bolo preukázané, že sa v ich štruktúre môžu nachádzať zakrivené dislokácie vo WC zrnách, vrstevné chyby. V spojivovej Co fáze dochádza k zlyhávaniu veľmi často. Pridaním do štruktúry karbidu tantalu TaC sa hustota dislokácií Co spojiva výrazne znižuje v porovnaní s čistými WC-Co [2].

Plastická deformácia WC-Co karbidov v sebe zahŕňa deformácie oboch zložiek WC aj kobaltu Co. Boli formulované rôzne empirické modely, ktoré boli založené, ako na veľkosti menovitej veľkosti spojivovej časti, tak aj na deformácii WC, hrajú taktiež významnú úlohu pri vyhodnocovaní mechanických vlastností. Meraniami bolo dokázané, že medz sklzu sa zvyšuje s klesajúcim obsahom Co a veľkosťou WC zrna. Zasadný vplyv na mechanické vlastnosti má aj styčnosť WC zŕn. To znamená do akej miery sa vedľa seba nachádzajú hranice zŕn WC-WC. Vo výsledku je možné konštatovať, že deformácie jednotlivých zložiek WC-Co zliatín vyžadujú náležitú pozornosť [2].

Deformácia je významne ovplyvňovaná aj zbytkovými napätiami, a to bez ohľadu na to, či sú mikroskopického alebo makroskopického charakteru. Mikroskopické zbytkové napätie je prítomné v dôsledku rozdielov v koeficiente teplotnej rozťažnosti jednotlivých zložiek kompozitu. Po vychladnutí materiálu zo spékacej teploty vzniká konštantný tlak na karbidovú fázu, ktorý z pravidla nadobúda hodnôt okolo $200 \cdot 10^6 \text{ N/m}^2$. Makroskopické zbytkové napätia sa väčšinou nachádzajú na povrchu spékaných karbidov následkom brúsenia a leštenia. V tomto prípade obe fázy v blízkosti povrchu sú pod tlakom. Tlakové napätia sú vyvážené ťahovými, nachádzajúcimi sa v oblastiach tesne pod povrchom. Hrúbka oblasti ovplyvnenej tlakom sa pohybuje v rozmedzí $20 - 30 \mu\text{m}$ [2].

V závislosti na zložení a mikroštruktúre spékaných karbidov je možné pozorovať štyri základné spôsoby lomového porušenia znázornené na obr. 2.16, ktoré sú [2]:

- odštiepenie z častice WC;
- krehký lom vznikajúci na hraniciach dvoch karbidových zŕn WC/WC;
- tvárne trhanie spojivovej Co fázy;
- medzifázové trhliny na WC/Co hraniciach.



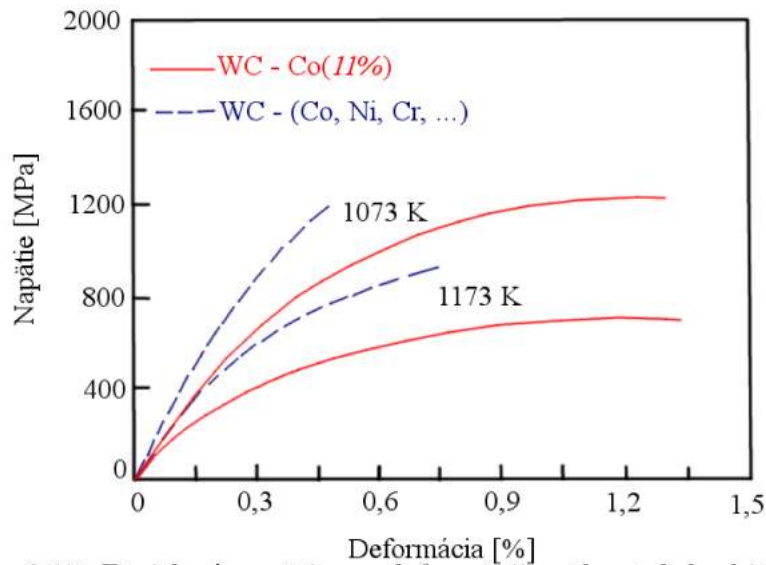
Obr. 2.16: Schématické znázornenie mikroštruktúry WC-Co so štyrmi možnými spôsobmi porušenia [2].

V $WC-Co$ spékaných karbidoch sa pomer trhlín vedúcich cez zrná s tými šíriacimi sa po hraniciach zrn zvyšuje, čím väčšia je zrnitosť. Pozorovaním lomových plôch v tvrdokovoch s obsahom 6% a 12% Co bolo dokázané, že asi polovica vzniknutých trhlín sa šíri prostredníctvom WC/WC rozhrania. Toto rozhranie pravdepodobne obsahuje aj monovrstvu atómov kobaltu [2].

Skúmaním procesu iniciácie a šírenia trhlín v súvislosti s vnútornými materiálovými defektmi a chybami v mikroštruktúre sa preukázalo, že podiel objemu Co spojiva predstavuje najvýznamnejší faktor v rozptyle pevnosti v ohybe. Bližším pozorovaním, pomocou elektrónového mikroskopu, bolo zistené, že vďaka karbidovej kostre je plastická deformácia spojivovej fázy obmedzená len na veľmi úzku oblasť susediacu s trhlinou. Plastická deformácia v tejto oblasti je veľmi vysoká. Plastickú deformáciu je možné popísať za pomoci známych veličín ako [2]:

- závislosť napätia na deformácii;
- presné zloženie a podiel jednotlivých zložiek na objeme spékaného karbidu;
- veľkosť karbidových zrn.

To všetko za predpokladu, že tuhé zrná karbidov vymedzia hranice deformácie do troj osého napätia v spojive [2].



Obr. 2.17: Závislosť napätia na deformácii spékaných karbidov [2].

Aby bolo možné využívať spékané karbidy v priemyselných aplikáciách, je potrebné skúmať správanie sa tohto materiálu aj za zvýšených teplôt. Bolo zistené, že *WC-Co* karbidy sa až do teploty okolo 900 K javia ako pružné a krehké. V rozmedzí teplôt 900 K - 1100 K sa objavuje obmedzenie plasticity, úzko spojené so silným procesom vytvrdzovania počas deformácie. Presiahnutím teploty 1100 K sa zliatina deformuje veľmi ľahko a je vystavovaný typickému javu tzv. tečenia materiálu. Tečenie materiálu je charakteristické pomalou plastickou deformáciou, ktorá prebieha pod medzou sklzu a vyskytuje sa hlavne pri dlhodobom vystavovaní materiálu vysokým teplotám a silovému pôsobeniu. Tieto poznatky boli získané pomocou štúdie spektra vnútorného trenia spolu s dôkladnou analýzou elektrónovým mikroskopom. Podstatou mechanického správania sa takéhoto materiálu je mobilita, teda schopnosť pohybovať sa, dislokácii v *Co* spojivovej fáze. Pri nízkych teplotách sú tieto dislokácie od seba navzájom oddelené a nepohyblivé. Zvýšením teploty materiálu dochádza k ich pohybu, ktorý čiastočne obmedzuje sila fixačných bodov. Výsledkom je spomínané zvýšenie pevnosti. Pri ďalšom zvyšovaní teploty sa už dislokácie nepotýkajú so žiadnou hore uvedenou silou. Vnútorné trenie sa následkom pohybu dislokácii exponenciálne zvyšuje a materiál podlieha tečeniu. Modifikáciou *Co* spojiva pridaním napríklad chrómu *Cr* a niklu *Ni*, je možné znížiť maximum teploty o približne 50 K v porovnaní s bezprímesným *WC-Co* karbidom. Úpravou zloženia spojiva sa znižuje aj exponenciálny nárast vnútorného trenia a taktiež materiál podlieha relatívne menšiemu creepu. V rozmedzí teplôt $1073 - 1173\text{ K}$ materiál s upraveným spojivom ukazuje lepšiu pevnosť v porovnaní s nemodifikovaným *WC-Co* karbidom. Konkrétne porovnanie priebehov závislostí napätia na deformácii v ohybe medzi spékanými karbidmi s rozdielnym zložením spojiva je možné pozorovať na obr. 2.17 [2].

3 ODOLNOSŤ SPÉKANÝCH KARBIDOV VOČI TEPELNÝM RÁZOM

Pri trieskovom obrábaní je rezný nástroj pod neustálym vplyvom tepelných rázov. Tieto rázy je možné najčastejšie pozorovať pri frézovacích operáciách neustálym vstupovaním a vystupovaním reznej časti nástroja do rezu. Prerušovaným rezom dochádza k cyklickému opakovaniu teplotných šokov, kedy sa indukujú termálne mikrotrhliny, ktoré sú najčastejšie príčinou zlyhania reznej hrany. Príkladom môže byť vrtanie do mäkkých neabrazívnych hornín, kedy najčastejšie dochádza k teplotným únavovým porušeniam nástroja. Za pomoci teórie termo-flexibility a lomovej mechaniky, je možné predpovedať správanie sa spékaných karbidov pod vplyvom teplotných šokov. Takýto prístup je však veľmi komplexný, a to z dôvodu veľkému rozsahu teplotných údajov potrebných k veľmi zložitému výpočtu. Výpočty súvisiace s predpovedaním odolnosti voči teplotným šokom je obtiažne prevádzať, pretože nie sú plne stanovené podmienky rastu niekoľkých trhlín súčasne. V praxi je vďaka tomu veľmi rošírené testovanie vzoriek teplotnými rázmi, ktoré sú v porovnaní s náročným výpočtom oveľa pohodlnejšie. Každá teplotná rázová skúška musí mať základné požiadavky [2]:

- podmienky merania by sa mali, čo najviac približovať konečnej aplikácii materiálu;
- počas skúšky sú priamo porovnávané rôzne materiály;
- skúšobná vzorka musí mať jednoduchú geometriu, ktorá dovoľuje kvantitatívne meranie teoretickej predpovedi teplotných, napätových polí a šírenia sa trhlín.

Je známe, že so zvyšujúcim sa obsahom Co v $WC-Co$ zliatinách sa zároveň zvyšuje aj ich odolnosť voči tepelným rázom. Pozorovaním priebehu tejto odolnosti na dvojfázových zliatinách $WC-TiC-Co$ sa zistilo, že tento druh materiálu má oveľa nižšiu hodnotu odolnosti voči tepelným rázom, než pôvodný $WC-Co$ spékaný karbid. Vlastnosti troj fázových $WC-TiC-Co$ zliatin vykazovali nižšie hodnoty odolnosti voči teplotným rázom, ako $WC-Co$ karbidy s rovnakým podielom Co spojiva. Zároveň bola pozorovaná vyššia odolnosť $WC-Co$ voči tepelným rázom než trojfázová $WC-TiC-Co$ zliatina s rovnakým obsahom Co [2].

Detailným pozorovaním odolnosti spékaných karbidov voči teplotným rázom, bolo dokázané, že so zvyšujúcim sa obsahom Co spojiva v $WC-Co$ karbidoch sa zároveň zvyšuje aj ich odolnosť voči teplotným rázom. Zhrnutím výsledkov týchto odolností rôznych tried spékaných karbidov, bolo zistené, že hodnota odolnosti sa postupne zvyšuje z $\Delta T = 500 K$ na $900 K$ spolu so odolnosťou voči termálnemu napätiu, R , ktorá je popísaná rovnicou (3.1) [2].

$$R = \frac{\sigma_o \cdot (1 - \nu) \cdot \lambda}{E \cdot \alpha} \quad (3.1)$$

V danom vzťahu σ_o predstavuje pričnú pevnosť v ohybe, ν Poissonove číslo, λ tepelnú vodivosť, α koeficient tepelnej rozťažnosti, E Youngov modul pružnosti [2].

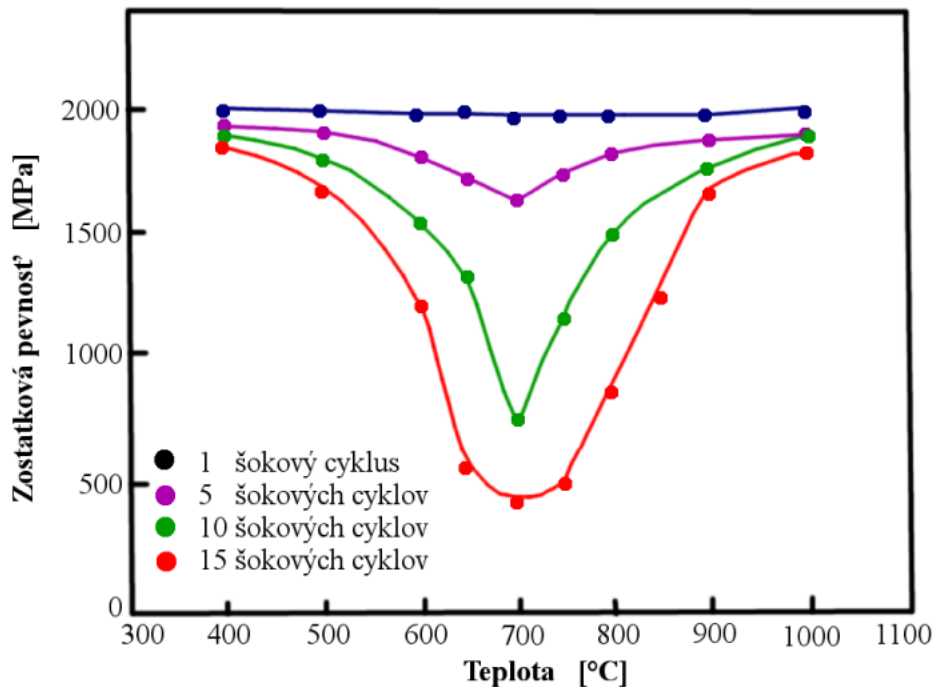
Vyhodnocovaním experimentov bol pozorovaný veľký rozptyl hodnôt ΔT , až $200 K$ pri rovnakej hodnote R . Ďalej bol pozorovaný pokles hodnoty ΔT , pri zvyšovaní tvrdosti učitej skupiny spékaných karbidov. Je nutné podotknúť, že priama $WC-Co$ zliatina s obsahom Co 10% vykazovala vyššie hodnoty ΔT ako niektoré iné zliatiny, dokonca aj s

nižšou tvrdosťou. Takáto anomália vzniká z dôvodu, že nie všetky rozdielne kompozície karbidov sú plne zhustené ako čistý $WC-Co$ spékaný karbid. Prehľad odolnosti voči teplotným rázom ΔT rôznych variácií modifikovaného spojiva spékaných karbidov, je možné pozorovať v tabuľke 3.1 [2]. Podľa niektorých štúdií vplyv tepelného spracovania na odol-

Zloženie	ΔT	Tvrdosť [HV_{30}]
$WC-10Co$	800	1370
$WC-8TiC-12Co$	550	1350
$WC-8TiC-6Co-6Ni$	650	1260
$WC-6TiC-2MoC-6Co-6Ni$	650	1260
$WC-8,7TiN-12$	750	1270
$WC-7,5TiN-1,8MoC-6Co-6Ni$	700	1280
$WC-8,3Ti(C,N)-12Co$	700	1280
$WC-7Ti(C,N)-2MoC-6Co-6Ni$	700	1280

Tabuľka 3.1: Odolnosť voči teplotným rázom spékaných karbidov s rôznymi spojivami [2].

nosť $WC-10TaC/TiC-9Co$ spékaného karbidu voči tepelným rázom, je možné merať ako zbytkovú pevnosť v ohybe po desiatich tepelných šokoch. Na obr. 3.1 je vidieť, ako sa so zvyšovaním teploty po desiatich cykloch postupne znižuje zostatková pevnosť. Minimum dosahuje pri teplotách $600-700\text{ }^{\circ}C$, čo zodpovedá teplote fázovej premeny Co spojiva obsahujúceho asi $6-10\%$ rozpusteného volfrámu. Napriek tomu tepelne oštreň vzorky neprineslo po desiatich cykloch žiadnu zmenu v hodnote pevnosti v ohybe. Tento jav bol pripisovaný možnosti zachovania FCC kobaltu po tepelnom ošetroení [2].



Obr. 3.1: Graf zostatkovej pevnosti $WC-16TaC/TiC-9Co$ spékaného karbidu ako funkcia teploty tepelného rázu [2].

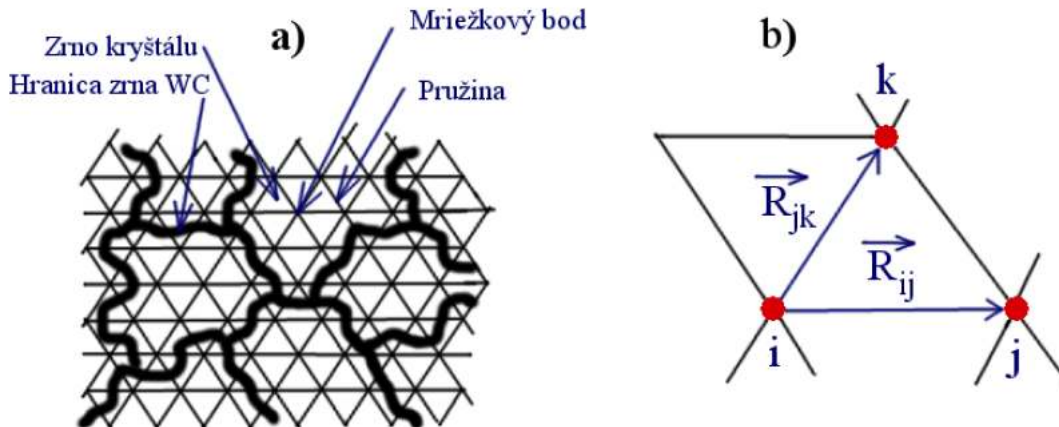
3.1 Spôsoby určovania odolnosti spékaných karbidov voči tepelným rázom

Moderný vývoj nástrojových materiálov, predovšetkým rezných doštičiek používaných pri sústružení a najmä frézovaní, si vyžaduje znalosť odolnosti materiálu voči tepelným rázom vznikajúcim v reznom procese. Túto odolnosť je možné vyhodnotiť niekoľkými metódami [2, 8]:

- teoretickým výpočtom, vid'. rovnica (refrovnicaR);
- počítačovou simuláciou;
- technologickými skúškami;
- metódou zamáčania vzoriek;
- metódou ožarovania disku.

3.1.1 Simulácie teplotných rázov

Simulácie teplotných šokov používajú dvoj rozmerné modely mikroštruktúry *WC-Co* karbidov. Teplotný šok je možné definovať, ako náhly pokles povrchovej teploty. Teplotný ráz vyvolá v materiále tepelnú kontrakciu medzi povrchovou vrstvou a vnútom vzorky. To vedie k vzniku ťahových napätí v povrchovej oblasti a rozvoju mikrotrhlín. Bližším štúdiom procesu iniciácie mikrotrhlín pri skúškach teplotných rázov bolo zistené, že každé zrno v mikroštruktúre sa správa anizotropne s ohľadom na koeficient tepelnej rozťažnosti. V simulácii je mikroštruktúra vzorky zmapovaná do trojuholníkovej mriežky, ktorá sa skladá z krehkých lineárne elastických pružín, ako je vidieť na obr. 3.2a. Pri výpočtoch sa počíta s vlastnosťami ako tepelná rozťažnosť, Youngov modul, E a Poissonovo číslo, ν [8].



Obr. 3.2: a.) Mikroštruktúra zmapovaná do trojuholníkovej siete krehkých lineárne elastických pružín. b.) Detail zrna kryštálu zloženého z mriežkových bodov i , j , k . [8].

Každý trojuholník v mriežke pozostáva z troch bodov i , j , k , tzv. mriežkových bodov ako je vidieť na obr. 3.2b. Ihneď po prebehnutí teplotného šoku, nastáva expanzia alebo kontrakcia pružiny, ktorá spája mriežkové body i a j . Celková elastická energia, ktorá je

nahromadená v pružine mriežky je daná ako súčet ťahových a ohybových energií, (3.2) [8].

$$\begin{aligned} E_{ij} &= \phi_{ij} \cdot (R_{ij}) + \frac{1}{2} \cdot \sum \psi_{ijk} \cdot (\vec{R}_{ij} \cdot \vec{R}_{ik}) \\ \phi_{ij} &= \frac{1}{2} \cdot k_{ij} \cdot (R_{ij} - a_0)^2 \\ \psi_{ijk} &= \frac{1}{2} \cdot c_{ijk} \cdot \left(\frac{\vec{R}_{ij} \cdot \vec{R}_{ik}}{|\vec{R}_{ij}| \cdot |\vec{R}_{ik}|} - b_0 \right)^2 \end{aligned} \quad (3.2)$$

Vo vzťahoch k_{ij} a c_{ijk} sú tuhosti pružín pre ťah a ohyb, a_0 počiatočný dĺžka pružiny a b_0 je počiatočný uhol pružín. V prípade, že všetky pružiny sú rovnakej dĺžky, je možné ich tuhosti aproximovať ako $k_{ij} = k$ a $c_{ijk} = c$. Každá z týchto hodnôt sa vzťahuje k elastickej konštante c_{ij} , ktorú je možné získať z hodnôt E a ν . Pre pružiny zahŕňajúce hranice zrn sa počíta s priemernými hodnotami k a c , pre každé z pretínajúcich zrn. Predpokladá sa, že v takejto pružine nenastáva v momente teplotného šoku ani expanzia, ani kontrakcia [8].

Deformáciou pružiny, spôsobenou tepelnou expanziou alebo kontrakciou, každá z pružín navzájom pôsobí na ostatné. Konečné vyvážené polohy mriežkových bodov sú stanovené na základe toho, že celková elastická energia celého pružinového systému klesne na minimum. Neznáme súradnice sú stanovené podľa sústavy rovníc (3.3) [8].

$$\frac{\partial E_{ij}(x_n, y_n)}{\partial x_n} = 0; \quad \frac{\partial E_{ij}(x_n, y_n)}{\partial y_n} = 0 \quad (3.3)$$

Kde E_{ij} je celková elastická energia pružinového systému. K vyriešeniu tejto sústavy je potrebnú využiť Newtonovú metódu. V prvom kroku je nutné posunúť ľavý mriežkový bod v hornom riadku systému, aby bola elastická energia systému minimálna. Následne boli takto postupne presunuté aj ďalšie body mriežky rovnakým postupom. Keď sú presunuté všetky body mriežky, je možné vypočítať celkovú elastickú energiu tohto systému. Výpočtový proces v sebe zahŕňa aj návrat bodu do pôvodnej polohy, aby bolo možné spomínaný postup presúvania bodov opakovať, až kým celková elastická energia konverguje k minimu. V tomto bode boli stanovené všetky súradnice mriežkových bodov. Spomínaný postup bod prevádzaný ihneď po teplotnom šoku. Z toho vyplýva, že pri výpočte sa berie do úvahy len zmena teploty vzniknutá teplotným šokom a čas, za ktorý tento proces prebehol sa zanedbáva [8].

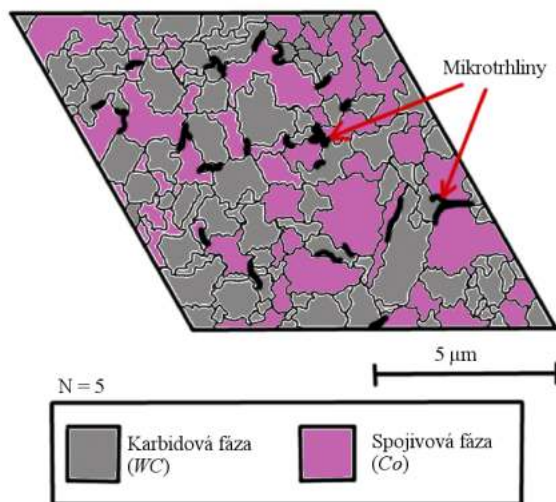
Kritická energia potrebná pre zničenie pružiny vo vnútri zrna, E_b^c je daná vzťahom (3.4) [8].

$$E_b^c = \frac{\beta \cdot \sigma_{st}^2}{2 \cdot E} \quad (3.4)$$

Kde σ_{st} je medza pevnosti v ťahu kryštálu, v ktorom sa pružina nachádza. β je faktor modifikácie, ktorý je zavedený z dôvodu nepresnosti v hodnote E_b^c [8].

Po usporiadaní mriežkových bodov tak, aby energia systému bola minimálna, je nutné preskúmať pružiny, v ktorých sa nahromadilo najviac energie. Hodnoty nahromadenej energie v pružine, ktoré prekročia kritickú hranicu E_b^c , sú považované za zničené. V mieste zničenej pružiny vzniká mikrotrhlina. Po eliminácii zničených pružín zo systému sú body mriežky opäť usporiadané tak, že celková deformačná energia zostávajúcich pružín je na minime. Táto operácia je opakovaná dovtedy, kým nie sú zničené všetky pružiny v systéme,

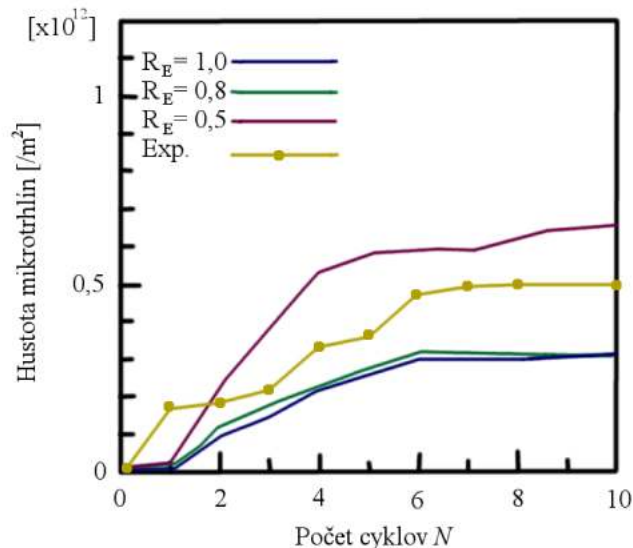
čím je ukončený cyklus simulácie teplotných šokov. Pri opakovaní cyklov sa predpokladá, že 50 % energie sa uložilo v danej pružine z predošlého teplotného šoku a prenáša sa v pružine do ďalšieho šoku. Predpoklad bol vytvorený v súlade s únavovým poškodením indukovaných v danej pružine jedným teplotným šokom. To pomohlo lepšie zosúladiť výsledky simulácií s experimentálnymi dátami [8].



Obr. 3.3: Výsledok simulácie vystavenia povrchu spékaných karbidov piatim teplotným šokom [8].

Na obr. 3.3 je zobrazený počítačom simulovaný povrch spékaného karbidu, ktorý bol podrobený piatim teplotným rázom s rozdielom teplôt, $\Delta T = 180K$. Podobný vzor trhlín bol pozorovaný aj na experimentálnych vzorkách [8].

Príklad grafu zmeny hustoty rozloženia trhlín v závislosti na počte teplotných šokov spékaného karbidu pre zmenu teploty $\Delta T = 180K$ je možné vidieť na obr. 3.4. Diagram obsahuje dáta z experimentálnych skúšok a simulácií. Z priebehu kriviek je zrejmé, že hustota trhlín sa zvyšuje spolu so zvyšujúcim sa počtom teplotných šokov, až kým nedosiahne úroveň nasýtenia [8].



Obr. 3.4: Porovnanie experimentálnych a simulovaných závislostí hustoty mikrotrhlín na počte teplotných šokov spékaných karbidov [8].

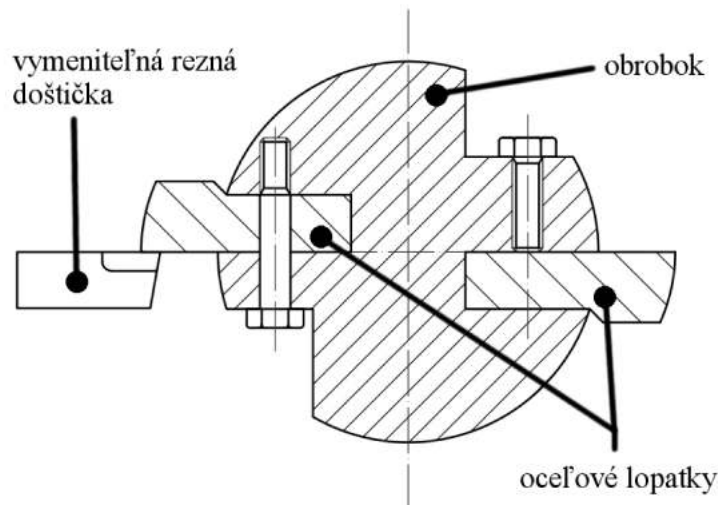
3.1.2 Technologické skúšky

Jednou z možností určenia parametru odolnosti rezných doštičiek zo spékaného karbidu voči mechanickým rázom, je prevedenie niektorej z technologických skúšiek obrábania [9]:

- válcá s oceľovými lopatkami;
- válcá s pozdĺžnymi drážkami;
- obrobku s válcovými čapmi;
- dynamickým prerušovaným rezom.

Skúška obrábania válcá s oceľovými lopatkami

Test obrábania válcá s oceľovými lopatkami spočíva, ako je vidieť na obr. 3.5, v pozdĺžnom sústružení, kedy je testovaný nástroj počas jednej otáčky dvakrát v zábere. Z toho vyplýva, že skúšobné ostrie je vystavené dvom teplotným a dvom mechanickým rázom. Odolnosť daného ostria doštičky určuje počet hrebienkových trhlín, ktoré sú kolmé na ostrie. Čím je doba trvania skúšky dlhšia, tým vzniká väčší počet trhlín, až nakoniec dochádza k zničeniu reznej doštičky. Pri niektorých húževnatejších spékaných karbidoch je možné, že nedôjde k úplnej deštrukcii ostria. V takom prípade je odolnosť proti rázom vyhodnocovaná počtom hrebienkových trhlín na reznej hrane [9].

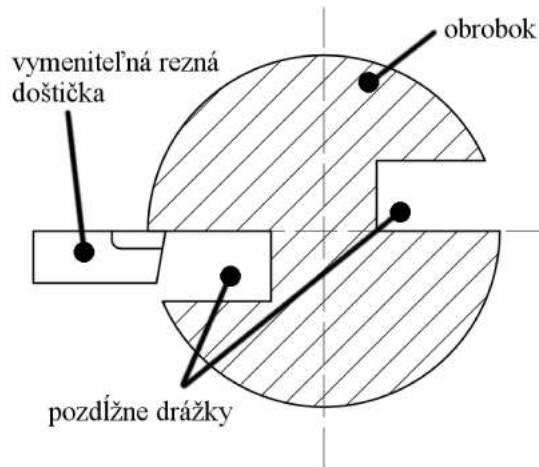


Obr. 3.5: Schéma skúšky obrábania válc s oceľovými lopatkami [9].

Použitím takéhoto tvaru skúšobného obrobku je uhol vnikania ostria nástroja konštantný, a preto je veľkosť mechanického rázu generovaného počas celej skúšky rovnaká. V porovnaní s fázou chladenia, je však doba záberu, ktorá približne tvorí jednu desatinu otáčky, veľmi malá. Stálou dobou chladenia je možné predpokladať, že nastanú konštantné teplotné rázy. Skúšobné lopatky na obrobku zabezpečujú rovnaký uhol záberu a nemenné rozdelenie reznej a ochladzovacej fáze. Lopatky generujú relatívne nízku frekvenciu rázov, ktorá výrazne zvyšuje časovú náročnosť testu. Medzi nevýhody tejto skúšky patrí najmä výroba náhradných lopatiek obrobku frézovaním, ktorá je časovo a aj materiálovo veľmi náročná. Vzhľadom k geometrii obrobku, nie je možné vykonávať test pri veľmi vysokých otáčkach, kedy nevyváženosť obrobku spôsobuje vysoké vibrácie [9].

Skúška obrábania válc s pozdĺžnymi drážkami

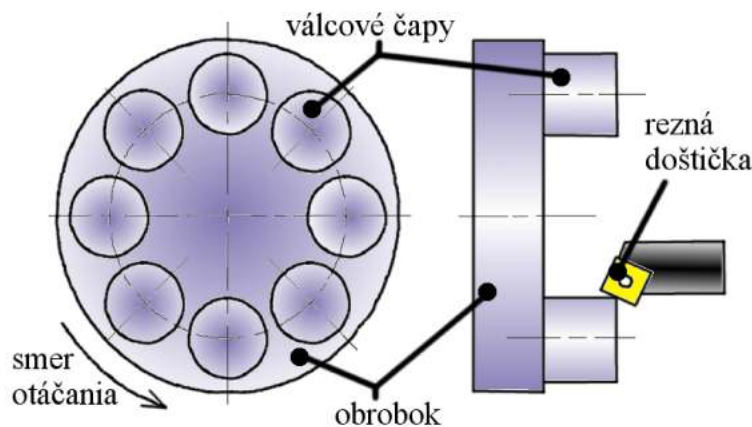
Metóda skúšania odolnosti voči rázom obrábaním válc s pozdĺžnymi drážkami používa obrobok, ktorý má vyfrézované najčastejšie dve drážky. Ako je vidieť na obr. 3.6, prevedenie obrobku má v porovnaní s oceľovými lopatkami v predošlom prípade, obrátený pomer dĺžky trvania záberu ostria a fáze chladenia nástroja, kedy sa nenachádza v reze. V prípade drážok dochádza ku kratšej dobe ochladzovania, čo spôsobuje menšie kolísanie teploty ostria. Výsledkom menších teplotných rázov je pomalšia iniciácia hrebienkových trhlín na reznej hrane, než u lopatiek. To zvyšuje časovú náročnosť celej skúšky. Počas reznej skúšky je sledovaná teplota v tesnej blízkosti ostria pomocou termočlánku. Porovnaním výsledkov spomínaných dvoch typov skúšok odolnosti voči rázom bolo dokázané, že vďaka predĺženej fáze chladenia reznej doštičky pri skúške s lopatkami pozorujeme väčšie teplotné rázy, ktoré výrazne prispievajú k rýchlejšiemu rastu hrebienkových trhlín [9].



Obr. 3.6: Schéma skúšky obrábania válcu s pozdĺžnymi drážkami [9].

Experiment obrábania vzorky s válcovými čapmi

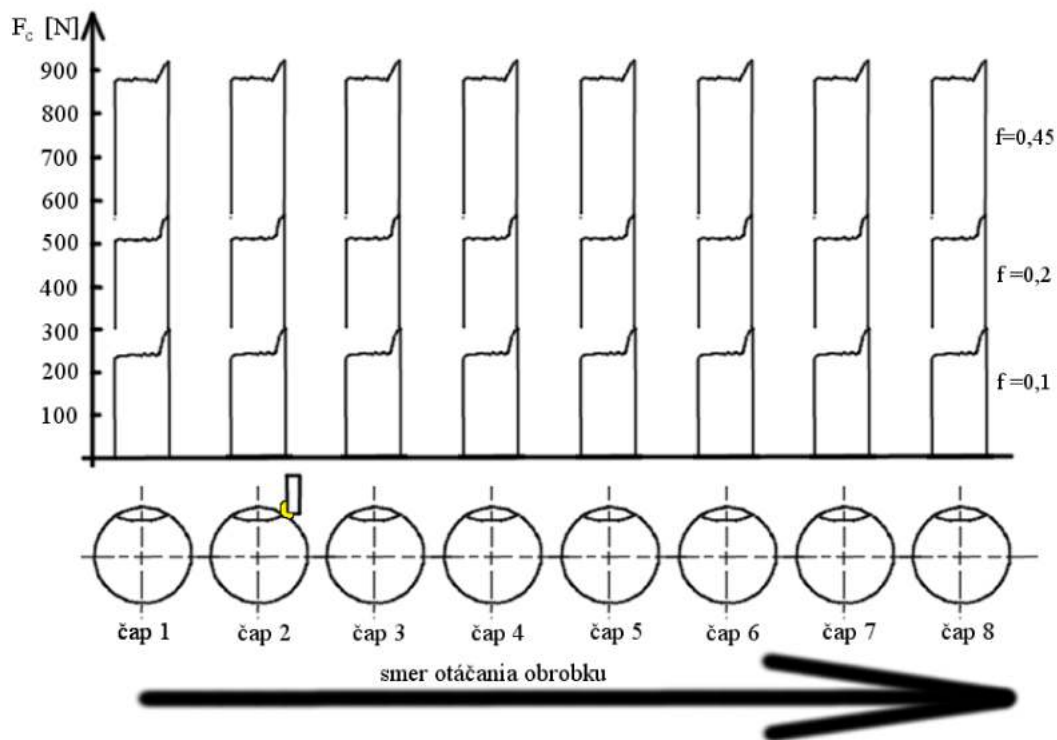
Medzi ďalšie pozitívne technologické skúšky patrí experiment využívajúci obrobok s válcovými čapmi. Schéma skúšky je na obr. 3.7. Pri tomto spôsobe je sústružený obrobok, ktorý pozostáva z ôsmich čapov rovnomerne rozmiestnených po obvode obrobku. Takéto rozmiestnenie umožňuje vystaviť reznú doštičku 8 teplotným a mechanickým rázom v jednej otáčke. Skúškou je hodnotená únavová pevnosť pri konštantnej frekvencii rázov. V porovnaní so skúškou obrábania lopatiek, je táto frekvencia štvornásobne väčšia. Zmenou posuvu, je možné regulovať veľkosť zaťažujúcej sily a mechanického rázu [9].



Obr. 3.7: Schéma skúšky sústruženia obrobku s válcovými čapmi [9].

Na schématickom priebehu zaťažujúcej sily pri použití troch rôznych posuvov, obr. 3.8. Obvod obrobku je rozvinutý do priamky tak, aby zobrazil priebeh sily práve na jednej otáčke. Válcovitý tvar čapov spôsobuje, že pri odoberaní konštantnej hĺbky rezu sa mení uhol záberu, čo sa prejaví zmenou doby vnikania ostria a veľkosti mechanického rázu. Pri rezaní jednej vrstvy sa teda mení pomer dĺžok trvania fáz ochladzovania a rezania, a tým sa mení aj veľkosť teplotných rázov. Čelným sústružením je možné vyhodnotiť konkrétnu odolnosť reznej hrany voči cyklickému zaťaženiu mechanickými a teplotnými rázmi. Tento typ zaťaženia indukujú v povrchu reznej doštičky mikroskopické trhliny, ktoré sa následkom opakovania zaťažujúceho cyklu rozširujú až do porušenia celistvosti

ostria. Premennivé veľkosti teplotných a mechanických rázov pri prevádzaní skúšky vedie k čiastočnej nestabilite zkušobných podmienok. Tým, že technologické skúšky najčastejšie porovnávajú materiály s rôznym zložením je táto miera nestability vo všetkých prípadoch rovnaká [9].

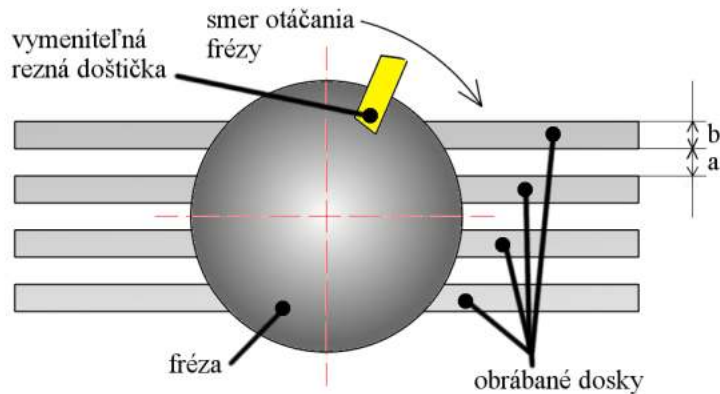


Obr. 3.8: Schématické znázornenie zafažujúcej sily počas jednej otáčky obrobku [9].

Výhodou skúšky je, že vďaka vyššej frekvencii rázov, je možné docieľiť rýchlejšie opotrebenie ostria nástroja, a tým výrazne skrátiť čas potrebný na prevedenie skúšky. Taktiež, aj výroba a montáž nových čapov do unášacej dosky je nenáročná a podstatne rýchlejšia ako doposiaľ spomínané experimenty. Za nevýhodu čelného sústruženia obrobku s čapmi je možné považovať vyšší rozptyl výsledkov medzného počtu rázov hodnotiaceho odolnosť ostria karbidovej doštičky [9].

Dynamický prerušovaný rez

Poslednou z možných technologických skúšok je metóda dynamického prerušovaného rezu, pri ktorej je čelne frézovaný obrobok vytvárajúci intenzívny prerušovaný rez. Ako je vidieť na schéme skúšky, obr. 3.9, obrobok pozostáva z niekoľkých dosiek upnutých pomocou medzivolžiek, ktoré vytvárajú medzery vyvolávajúce rázy. Periodické zaberanie a vychádzanie reznej doštičky upnutej vo frézovacej hlave spôsobuje, že uhol záberu prechádza z kladných do negatívnych hodnôt. Výsledná odolnosť testovaného ostria je stanovená počtom rázov do zničenia vzorky. Počas rezu vzorky prechádzajú pomerne krátkou ochladzovacou fázou pri relatívne veľkej premenlivosti uhlu záberu počas jednej otáčky. Preto skúška vyhodnocuje vplyv predovšetkým mechanického rázu na odolnosť reznej doštičky. Pri využívaní skúšky pri vývoji nových materiálov sa doporučuje používať rezné doštičky s rovným čelom (bez utvárateľa triesky), čím je možné dosiahnuť menšieho rozptylu výsledkov medzného počtu rázov do porušenia [9].



Obr. 3.9: Schéma skúšky dynamickým prerušovaným rezom [9].

3.1.3 Experimentálne metódy

V praxi existujú ďalšie dva praktické spôsoby testovania odolnosti materiálu proti teplotným rázom a to [2]:

- experimenty zamáčania vzoriek ,
- skúška ožarovaním disku.

Experiment zamáčania vzoriek

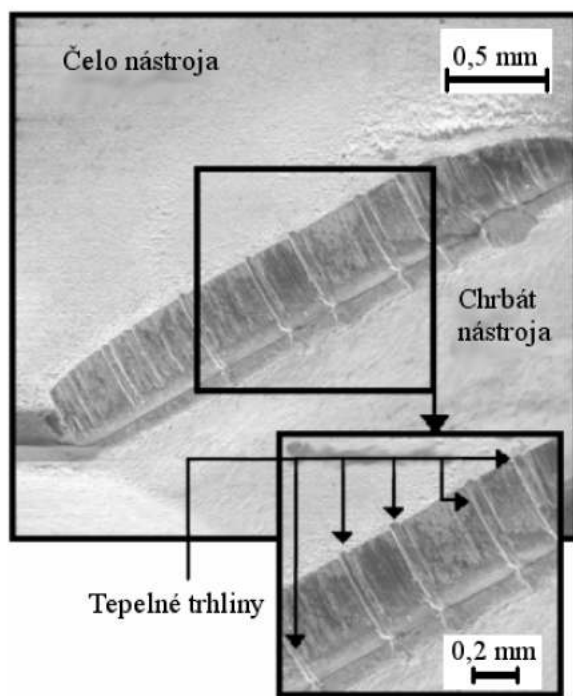
V prvom prípade sa jedná o test, kedy sú skúšobné vzorky pomaly zohrievané v peci tak, aby bolo dosiahnuté danej teploty T_1 . Následne sú vzorky vhodené do zamáčacieho média, najčastejšie vody, o teplote T_0 . Takýmto spôsobom je možné vystaviť testovaný materiál teplotným šokom. Vo vzorkách vystavených takýmto výkyvom teplôt je meraná zostatková pevnosť, ktorej hodnota sa koreluje teplotným rozdielom ΔT . V počiatkovej fáze zamáčania, po vhození do média, je ochladená len malá povrchová časť vzorky, zatiaľ čo vnútorná časť si zachováva východziu vyššiu teplotu. Kontrakcia povrchovej vrstvy, v dôsledku tepelnej rozťažnosti, bráni v expanzii stále teplejšej vnútornej časti. Tangenciálne ťahové napätie povrchu je vyvážené tlakovým napätím v jadre vzorky. Takýto stav materiálu má za následok vznik a šírenie mikrotrhlín. Množstvo mikrotrhlín, ktoré vniknú pod učitou hodnotou rozdielu teplôt ΔT , závisí od hrúbky vzorky a od jej lomovej húževnatosti [2].

Metóda ožarovania disku

Metóda ožarovania disku je založená na teplotnom šoku, ktorý je generovaný ožarovaním stredu kruhového disku, o priemere $0,3$ až $0,7$ mm, pomocou dvoch halogénových žiaroviek. Ožarovaním sa dosahuje v strede kruhových diskov oveľa vyššej teploty ako na vonkajšom okraji. Vyššia tepelná rozťažnosť indukovaná v strede vzorky je obmedzovaná chladnejšou okrajovou oblasťou. To spôsobuje kruhové napätie v ťahu na okraji a radiálne napätie v tlaku v strede vzorky. V prípade, že sú tepelné napätia menšie ako lomová húževnatosť, je možné do radiálneho okraja vytvoriť zárez, ktorý pôsobí ako zosilovač napätia. Okraj zárezu je predovšetkým zaťažovaný ťahovým napätím plášťa a trhlinka sa začne rozširovať. Pokiaľ je toto napätie väčšie ako hodnota kritickej intenzity napätia na čele trhliny [2].

3.2 Teória vzniku teplotných trhlín

V praxi je najčastejšou príčinou vzniku teplotných trhlín na nástrojoch so spékaného karbidu tepelná únava. Tento jav je možné pozorovať predovšetkým na technológiách obrábania, pri ktorých dochádza k prerušovanému rezu, ako napr. frézovanie. Opotrebenie nástroja tepelnou únavou je sprevádzané vznikom a rozvojom trhlín, ktoré prechádzajú pozdĺž čela a chrbta nástroja kolmo na ostrie nástroja, ako je vidieť na obr. 3.10 [11].

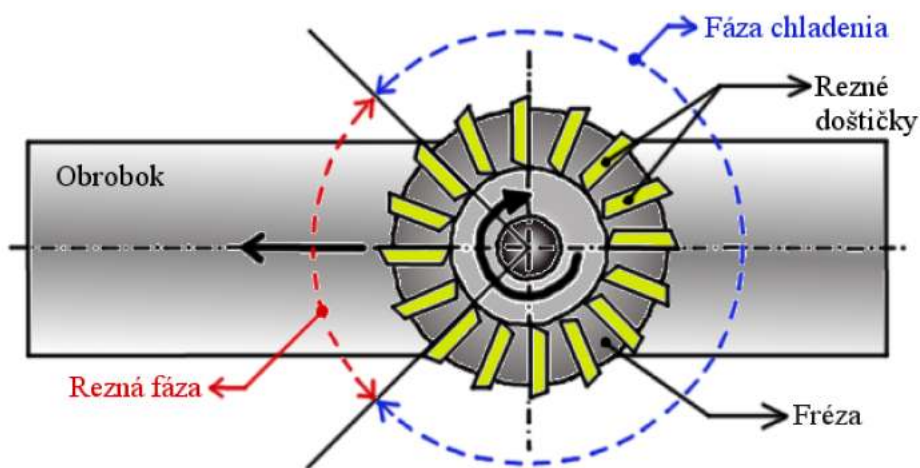
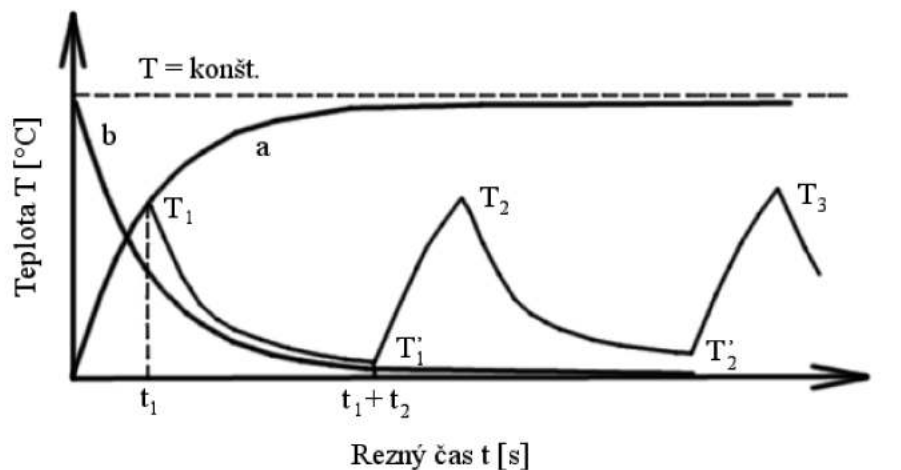


Obr. 3.10: Tepelné trhliny na povrchu nástrojov zo spékaných karbidov [11].

Rozvoj takto vznikajúcich trhlín je podporovaný cyklickým naťahovaním a sťahovaním povrchových vrstiev rezných nástrojov. Ďalší obr. 3.11 predstavuje teplotný cyklus, ktorému je vystavený nástroj počas kontinuálneho prerušovaného rezného procesu. Krivka *a* predstavuje teplo nahromadené vo fáze rezania, ktoré sa najčastejšie stabilizuje na určitej hodnote. Krivka *b* reprezentuje fázu chladenia, kedy sa nástroj nenachádza v reze. Teplota v tejto fáze klesá z reznej teploty, až na izbovú teplotu [11].

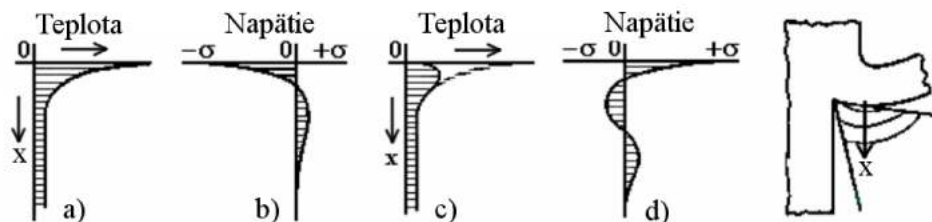
V procese prerušovaného rezu, ako je frézovanie, je nástroj počas časového úseku rezania t_1 zahriaty na danú teplotu, T_1 . T tom čase začína fáza nečinnosti nástroja, t_2 , kedy rezná časť nástroja dosahuje teploty T_1 v čase $t_1 + t_2$, v ktorom ostrie nástroja opäť vstupuje do rezu. Tento postup sa periodicky opakuje každú otáčku frézy. Teploty T_1, T_1 sú závislé predovšetkým na časoch t_1 a t_2 , ale aj na rezných parametroch (rezná rýchlosť, posun, hĺbka rezu), na reznej geometrii nástroja, materiále obrobku a nástroja, prítomnosti alebo neprítomnosti chladiacej kvapaliny. Preto kľúčovým faktorom v procesoch vzniku trhlín a rozvoju tepelnej únavy je vzťah medzi časovými úsekmi rezania a nečinnosti nástroja [11].

Nasledujúci obr. 3.12a zobrazuje priebeh teploty v závislosti na hĺbke x od čela, smerom k spodnému okraju nástroja. Počas reznej fáze je vonkajšia vrstva nástroja vystavovaná veľmi vysokým teplotám, ktoré spôsobujú intenzívne trenie medzi nástrojom a



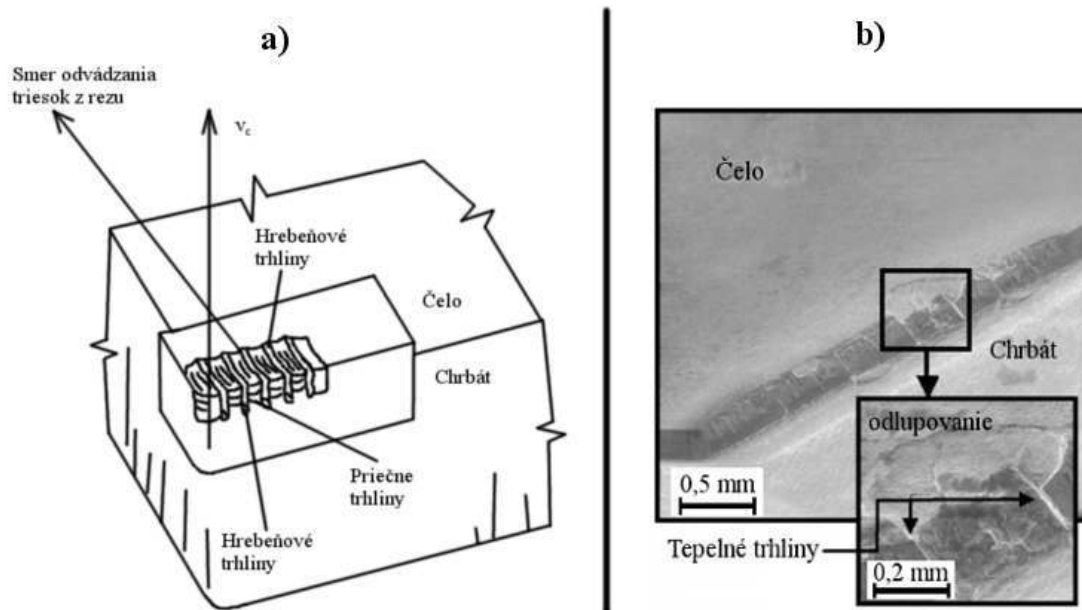
Obr. 3.11: Teplotný cyklus nástroja v prerušovanom reze [11].

trieskou. To je príčinou expanzie povrchovej vrstvy. Nižšie vrstvy nástroje sú vystavované nižším teplotám, a preto aj ich expanzia je menšia. Z toho vyplýva, že vnútorné vrstvy bránia povrchovým vrstvám k úplnej expanzii, čo vedie k vzniku ťahového napätia na povrchu a tlakového napätia vo vnútri nástroja, obr. 3.12b. V okamihu, keď nástroj vychádza z rezu, začína chladnúť z vonkajších vrstiev smerom dnu, obr. 3.12c, čo spôsobuje inverziu napätia v týchto vrstvách, obr. 3.12d [11].



Obr. 3.12: Priebeh teploty a napätia počas reznej a chladiacej fázy na rezných doštičkách frézy [11].

Takéto teplotné výkyvy sú charakteristické pre situácie prerušovaného rezu, ale môžu sa objaviť aj pri nepravidelnom prístupe chladiacej kvapaliny do rozhrania nástroj-obrobok, spôsobeného napr. vytvorením zhľuku triesok [11].



Obr. 3.13: a) Hrebeňové a priečne trhliny na nástroji; b) Odlupovanie a otupenie ostria nástroja po frézovaní 1000 mm dlhého oceľového trámu [11].

Po niekoľkých cykloch sa na povrchu nástroja objavujú tepelné trhliny, ktoré sa v prípade pokračovania rezu transformujú do hrebeňových trhlín zobrazených na obr. 3.13a. Zmena teplôt $\Delta T = T_1 - T_i$ spôsobuje zmenu napätia na povrchu nástroja. Tepelné trhliny vznikajú zvyčajne v najteplejšom mieste rozhrania nástroj-obrobok, približne 0,1–0,3 mm od špičky nástroja. Trhlinka sa ďalej rozširuje smerom k reznej hrane a chrbtovej ploche. Tepelné trhliny sa môžu občas spojiť s mechanickými prechádzajúcimi rovnobežne s ostrím, čo následne vedie k vylamovaniu, otupovaniu povrchu nástroja. Tento jav, znázornený na obr. 3.13b drasticky znižuje životnosť nástroja [11].

4 TECHNICKÉ VYHODNOTENIE

Aby bolo možné posúdiť, v akej veľkej miere poškodzuje spékané *WC-Co* karbidy pôsobenie teplotných a tepelných rázov, je v prvom rade potrebné vyhodnotenie materiálových a mechanických vlastností vzoriek s rôznym percentuálnym podielom *Co* v objeme. Jednotlivé skúšky boli prevádzané v laboratóriách firmy *Pramet Tools, s.r.o.*, Šumperk. Táto spoločnosť taktiež poskytla vzorky materiálov a prostredkovala všetky prístroje potrebné v meraní.

4.1 Charakteristika materiálu vzoriek

Pre porovnanie boli spomínanou firmou poskytnuté 3 skupiny vzoriek *WC-Co* spékaných karbidov zo sortimentu firmy s rôznym obsahom *Co* spojiva. Chemické zloženie jednotlivých skúšobných vzoriek je popísané v tabuľke 4.1.

Označenie vzorky	Zloženie	Obsah Co [hm%]	Veľkosť WC zrna [μm]
<i>A</i>	1,3% TaNbC	8	1,47
<i>B</i>	1,6% TaNbC	10,2	1,32
<i>C</i>	1,6% TaNbC	12	1,22

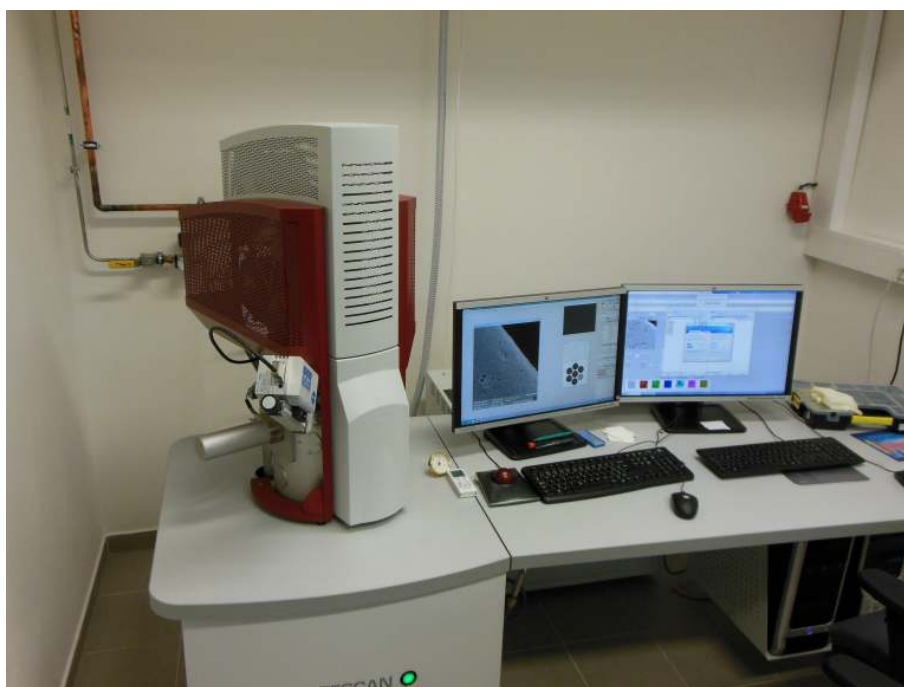
Tabuľka 4.1: Chemické zloženie vzoriek *WC-Co* spékaných karbidov.

Vzorky boli zlisované do tvaru hranolčekov, následne spékané pri teplote 1410°C , ďalej strojovo brúsené diamantovou pastou s veľkosťou častíc $20\mu\text{m}$ na rozmery $3 \times 4 \times 52\text{mm}^3$. Povrch každej steny vzorky bol potom postupne vybrúsený pomocou diamantových pást so zrnitosťou 15, 7 a $1\mu\text{m}$, s ručným prítlakom pre dosiahnutie, čo najlepšej kvality povrchu. Všetky hrany každej vzorky boli zrazené približne na rozmer $0,2 \times 45^{\circ}$. Brúsenie bolo prevádzané na zariadení pre prípravu metalografických vzoriek *Buehler Phoenix 4000* vid' obr. 4.1, pri 400 otáčkach za minútu.



Obr. 4.1: Systém na prípravu metalografických vzoriek Buehler Phoenix 4000.

Mikroštruktúra takto pripravených, vyleštených a očistených vzoriek bola pozorovaná pomocou rastrovacieho elektrónového mikroskopu (taktiež nazývaný skratkou FE SEM - Field Emission Scanning Microscopy) *MIRA3 LMU* od firmy *TESCAN*, vid' obr. 4.2 [17].

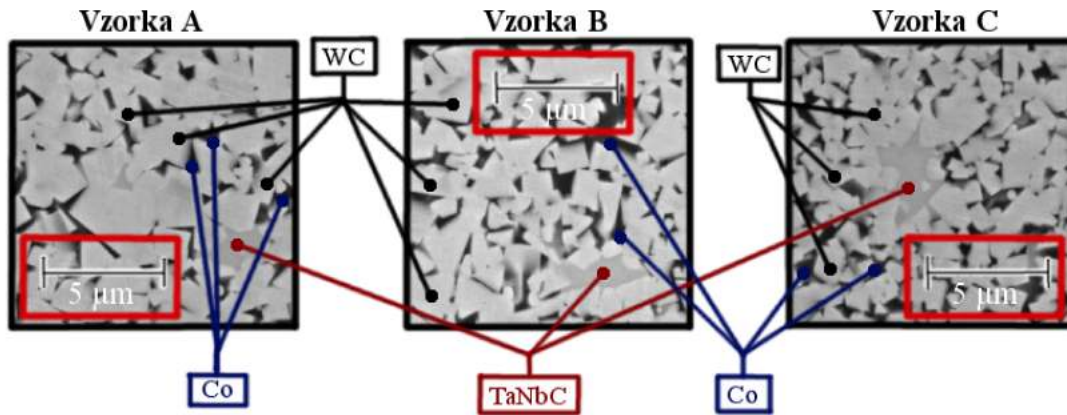


Obr. 4.2: Rastrovací elektrónový mikroskop *TESCAN MIRA3 LMU*, využívaný firmou *Pramet Tools*.

S uvedeným mikroskopom je možné dosiahnuť zväčšenia $2x - 1\,000\,000x$ pri urýchľovacom napätí $5 - 30kV$ vo vákuovej komore. Mikroskop je ovládaný pomocou počítačového

rozhrania, kde je možné výsledné fotografie povrchu uložiť do bežne dostupných obrázkových digitálnych formátov [17].

Na FE SEM fotkách mikroštruktúry vzoriek *A*, *B*, *C*, obr. 4.3, vo vysokom rozlíšení je možné rozoznať jednotlivé zložky *WC-Co* spékaných karbidov ako *Co* spojivo, jednotlivé karbidové zrná *WC* s prímесou *TaNbC*.



Obr. 4.3: Mikroštruktúra povrchu jednotlivých vzoriek pozorovaná elektrónovým mikroskopom pri zväčšení 8000x.

Jednotlivé snímky mikroštruktúry boli vytvorené pri urýchľovacom napätí *SEM 25 kV* pomocou metódy snímania spätne odrazených elektrónov (BSE). Pri prvom pohľade na mikroštruktúry jednotlivých vzoriek, je vidieť rozdiel v množstve a veľkosti *WC* zrn. Vzorka *A* má najhrubšiu štruktúru so všetkých vzoriek. Na vzorke *C* je, naopak možné pozorovať väčšie množstvo čiernych kobaltových oblastí, obklopených výrazne menšími zrnami *WC*. Veľkosť zrn tantal-niob karbidu (*TaNbC*), je vo všetkých použitých vzorkách rovnaká.

4.2 Experimentálne skúšky

V nasledujúcej kapitole budú predstavené jednotlivé praktické experimenty, ktorým boli podrobené spomínané vzorky spékaných karbidov A , B , C .

4.2.1 Určovanie priemernej zrnitosti vzoriek

Veľkosť karbidových zrn je pri výrove spékaných $WC-Co$ karbidov jednou z najstarostivejšie kontrolovaných materiálových charakteristík. Zrnitosť, predovšetkým WC karbidov je ovplyvňovaná každým krokom od spracovania nerastovej rudy po končné spékanie [2].

Meranie priemernej zrnitosti sa najčastejšie prevádza na snímkach z elektrónového mikroskopu. V praxi sú dostupné dve základné metódy učovania zrnitosti na plochom povrchu, a to [2]:

- Jefferiesova metóda;
- Heynova metóda.

Spôsob učovania veľkosti zrn podľa Jefferiesa spočíva vo vybratí určitej plochy A na snímke mikroštruktúry, kedy je počítaná priemerná plocha, ktorú zaberá jedno zrno, \bar{A} , podľa vzťahu (4.1) [2].

$$\bar{A} = \frac{n_1 + \frac{1}{2} \cdot n_{1/2}}{A} \quad (4.1)$$

kde n_1 je počet zrn nachádzajúcich sa vo vnútri oblasti A , $n_{1/2}$ je počet zrn pretnutých hranicou meranej oblasti. Zrnitosť podľa Jefferiesa je potom definovaná ako $\sqrt{\bar{A}}$ [2].

Druhý spôsob určenia zrnitosti materiálu je Heynova metóda založená na lineálnej analýze. Metóda spočíva v vytvorení jednej alebo niekoľkých ľubovoľných priamok známej dĺžky na snímke mikroštruktúry. Priemerná veľkosť zrna je následne stanovená podielom dĺžky priamky ku počtu zrn, ktoré táto priamka pretla, podľa rovnice (4.2) [2].

$$\bar{l} = \frac{L_p}{N_{WC}} \quad (4.2)$$

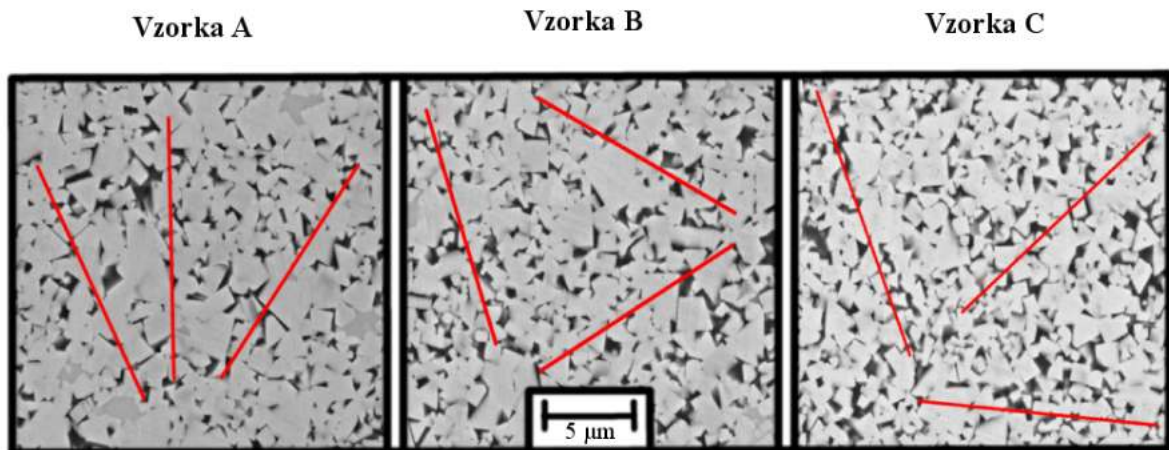
kde \bar{l} predstavuje priemernú zrnitosť materiálu podľa Heyna, L_p je dĺžka vytvorenej priamky a N_{WC} je počet karbidových zrn, ktoré pretla táto priamka [2].

Pre vzorky testované v tejto práci bola zvolená Heynova metóda určovania zrnitosti materiálu, predovšetkým kôli jej jednoduchosti a dostačujúcej presnosti. Meranie bolo prevádzané na štyroch rôznych miestach povrchu každej z vzoriek A , B , C . Na každú snímku boli vynesené tri rôznobežné priamky, známej dĺžky ako je znázornené na obr. 4.4.

4.2.2 Skúška tvrdosti

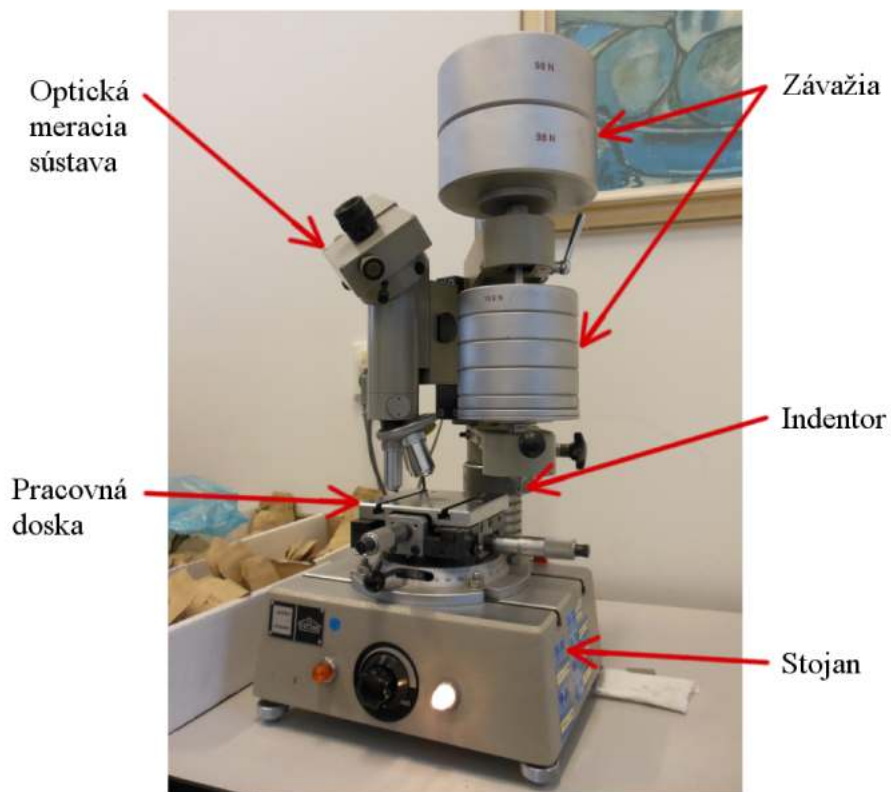
Ako už bolo spomínané v kapitole 2.1.1, pre určenie tvrdosti vzoriek zo spékaných karbidov je najvhodnejšia metóda Vickers. Táto metóda bola zvolená aj v prípade predstavených vzoriek, predovšetkým kôli jednoduchosti, rýchlosti a hlavne presnosti prevedenia aj pri vysokých hodnotách tvrdosti, aké majú spékané karbidy.

Na meranie tvrdosti boli použité vzorky A , B , C vybrúsené a vyleštené, ako bolo popísané v predošlej kapitole. Test tvrdosti všetkých troch vzoriek bol vykonaný na skúšobnom



Obr. 4.4: Rôznobežné Heynove priamky, konkrétnej dĺžky, slúžiace na učovanie priemernej zrnitosti.

zariadení Karl Frank, obr. 4.5, pri izbovej teplote. Zataženie diamantového indentoru, po dobu 10 sekúnd, bolo zvolené na hodnotu 294 N, čo je približne 30 kg. Na každej zo vzoriek bolo vykonaných päť meraní. Vzďialenosť medzi jednotlivými odtlačkami bola približne 5 mm.



Obr. 4.5: Tvrdomer Karl Frank pre meranie tvrdosti metódou Vickers.

Prístroj na meranie tvrdosti obsahuje optickú sústavu na pozorovanie a približné zmeranie veľkosti odtlačku, no kôli zvýšeniu rozlišovacej schopnosti a presnosti merania boli vzorky vyhodnocované na metalografickom svetelnom mikroskope Carl Zeiss Neophot 30,

obr. 4.6. Pri pozorovaní odtlačkov bolo nastavené zväčšenie objektívu a okuláru na 50x a 10x, čo predstavuje výsledné zväčšenie povrchu vzorky $500x$.



Obr. 4.6: Svetelný metalografický mikroskop Neophot 30.

Jednotlivé dĺžky uhlopriečok, d_1, d_2 , boli odčítavané v dielikoch. Dieliky boli následne prepočítané tak, že jeden dielik predstavuje $1,97\mu m$. Výsledné hodnoty tvrdosti, Hv_{30} , jednotlivých vzoriek boli stanovené podľa vzťahu (2.2). Vzorový výpočet prvého odtlačku tvrdosti vzorky A je znázorneným vzťahmi (4.3).

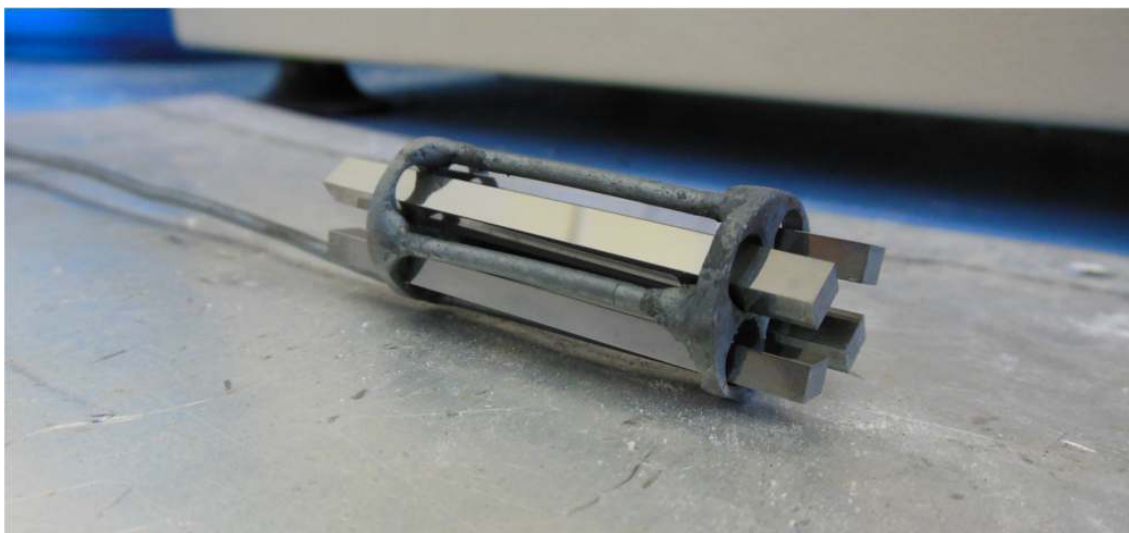
$$\begin{aligned}
 Hv_{A1} &= 0,189 \times \frac{F_N}{\left[\frac{(d_1+d_2)}{2}\right]^2} \\
 Hv_{A1} &= 0,189 \times \frac{294}{\left[\frac{(197+197)}{2}\right]^2} \\
 Hv_{A1} &= 1431,78Hv_{30}
 \end{aligned}
 \tag{4.3}$$

Zaťažovacia sila F_N bola dosadená v Newtonoch, N a uhlopriečky d_1, d_2 v mikrometroch, μm .

4.2.3 Skúška zamáčania vzoriek

Nasledujúci experiment bol zvolený, aby bolo možné simulovať tepelné rázy na vzorkách bez mechanického pôsobenia, ktoré je nevyhnutnou súčasťou rezného procesu. Test spočíval v zahrievaní jednotlivých vzoriek na určitú teplotu, po určitý čas, potrebný pre dokonalé prehriatie skúšobného telesa. Po uplynutí stanovenej doby boli vzorky vhodené do vody. Takto indukované tepelné rázy ovplyvňujú najmä povrchovú vrstvu. Každá z testovaných vzoriek bola podrobená desiatim po sebe idúcim tepelným rázom.

V tomto experimente boli použité všetky vzorky *A*, *B*, *C* v počte osem kusov z každého materiálu. Vzorky mali rovnakú povrchovú úpravu ako v predošlých testoch. Pre urýchlenie skúšky boli použité dva kusy prípravkov, obr. 4.7, ktoré umožňujú zavedenie až štyroch vzoriek do pece súčasne. Liehom odmastené a očistené vzorky, uložené v príp-

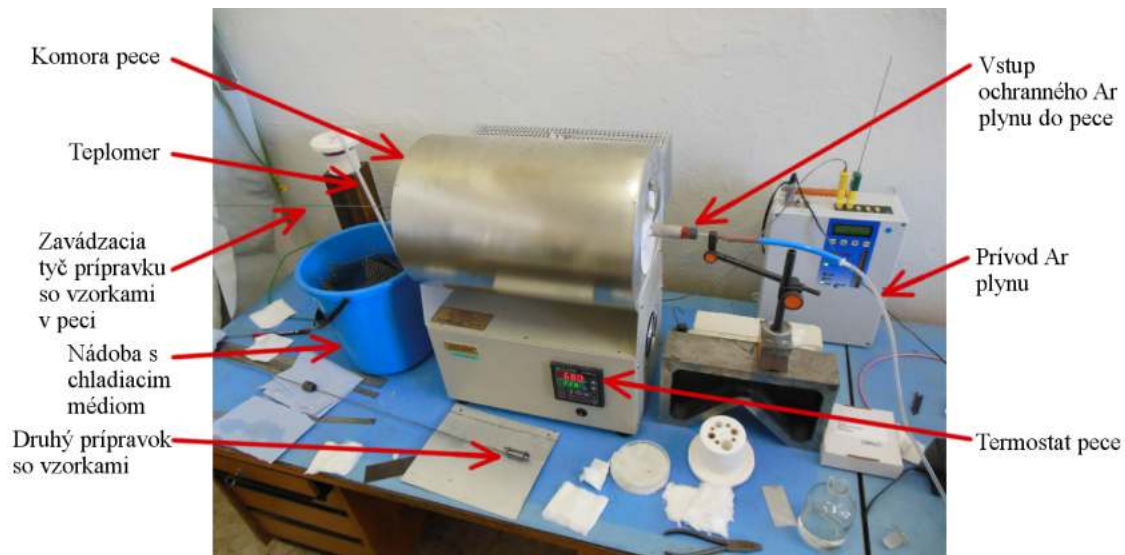


Obr. 4.7: Prípravok umožňujúci jednoduché zavádzanie štyroch vzoriek do pece.

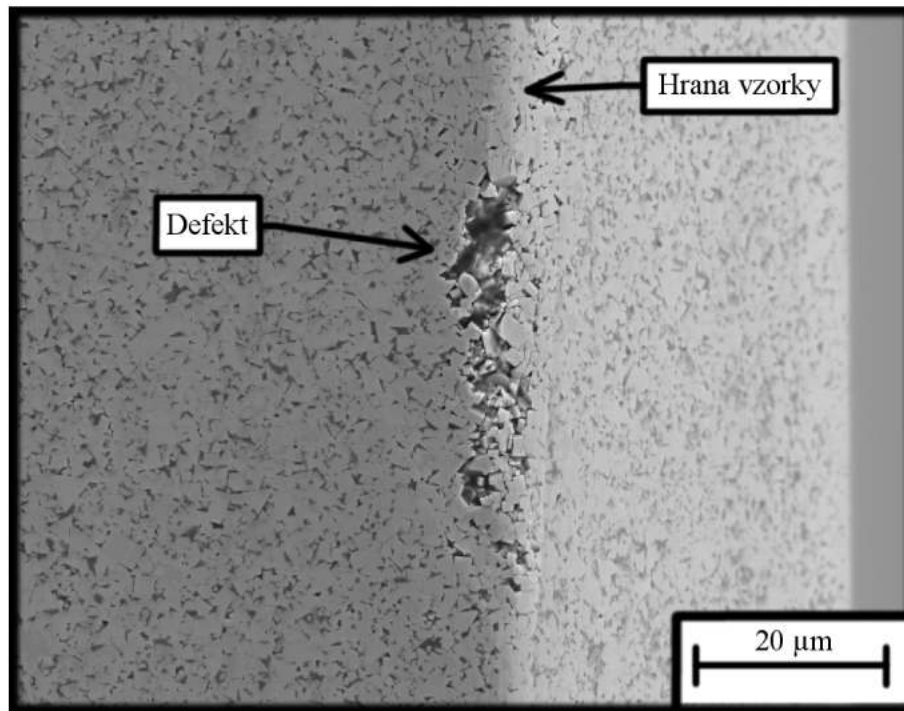
ravku boli následne opakovane vkladané do válcovej elektrickej pece s Al_2O_3 retortou, obr. 4.8. Pec bola pred začatím experimentu vyhriata na $680\text{ }^\circ C$, tak výsledná teplota v Al_2O_3 ochrannej trubici dosiahla hodnoty $620\text{ }^\circ C$. Aby bolo zabránené povrchovej oxidácii volfrámu pri kontakte so vzduchom pri vysokých teplotách, bol do komory pece vháňaný argón. Prietok ochranného plynu z tlakovej nádoby bol nastavený na päť litrov za minútu. Vzorky boli ponechané v peci po dobu piatich minút. Po uplynutí stanoveného času boli vzorky vhodené do nádoby s chladiacim médiom a zachytávacím sytom. Ako chladiace médium bola použitá voda, ktorá mala teplotu približne $14\text{ }^\circ C$, čo spôsobovalo teplotný šok po vhození vzoriek z pece do média približne $\Delta T = 600$.

Pre každým teplotným cyklom boli vzorky dôkladne osušené a opäť odmastené. Každá z použitých vzoriek bola vystavená desiatim teplotnými šokom. Vzorky boli vystavované teplotným cyklom za predpokladu, že na povrchu jednotlivých vzoriek sa objavia viditeľné mikrotrhliny, ktoré spôsobujú oslabenie materiálu.

Následne boli vzorky dôkladne preskúmané na spomínanom FE SEM. Viditeľné mikrotrhliny sa vytvorili hlavne na vzorkách *A*, a to prevažne na ich hranách. Na obr. 4.9 je snímka hrany jednej zo vzoriek *A*, kde je vidieť jeden z najväčších defektov, indukovaných skúškou zamáčania vzoriek.



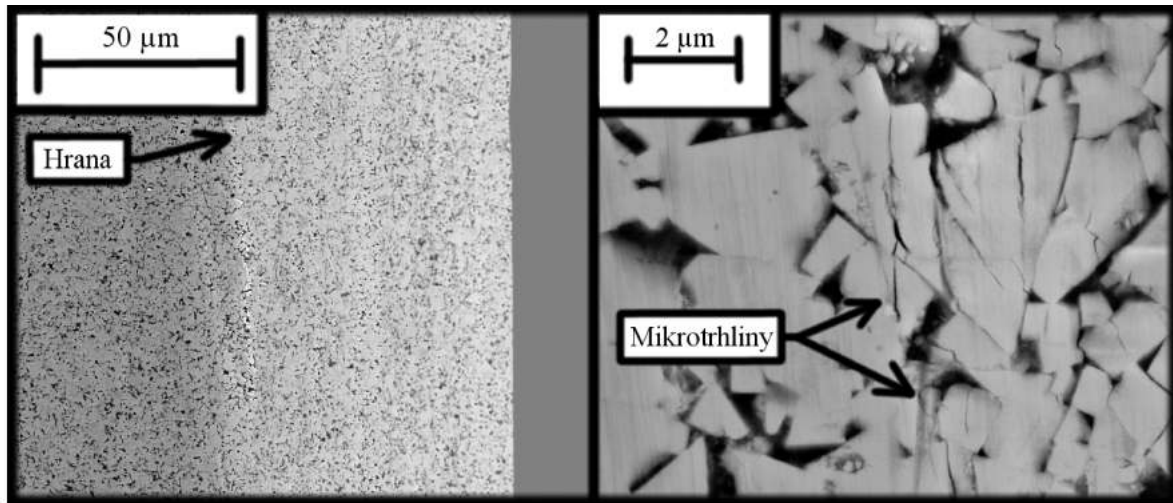
Obr. 4.8: Válcová elektrická pec použitá pri zahrievaní vzoriek.



Obr. 4.9: Defekt na hrane vzorky A indukovaná teplotnými šokmi.

Na ďalších zamáčaných vzorkách z materiálu *A* bolo taktiež pozorované veľké množstvo mikroskopických povrchových trhliniek, ktoré sa rovnako, ako v predošlom prípade vytvorili predovšetkým na hranách. Na nasledujúcom obr. 4.10 je zachytená hrana (vľavo) a detail hrany (vpravo) vzorky *A*. Detail zobrazuje, ako sa mikrotrhliny šíria naprieč zrnami *WC*. Pravidelné rovnobežné ryhy na povrchu vzoriek sú spôsobené predošlým brúsením a leštením vzoriek.

Na ostatných vzorkách z materiálu *B* a *C* neboli pozorované výrazné povrchové zmeny, ktoré by sa dali považovať za defekty spôsobené skúškou zamáčania vzoriek. Predpokladá sa, že oslabenie povrchovej vrstvy materiálu teplotnými cyklami skúšky zamáčania vzoriek sa prejaví najmä pri výsledkoch skúšky pevnosti v ohybe.



Obr. 4.10: Snímka hrany vzorky A a detail mikrotrhlín indukovaných skúškou zamáčanim.

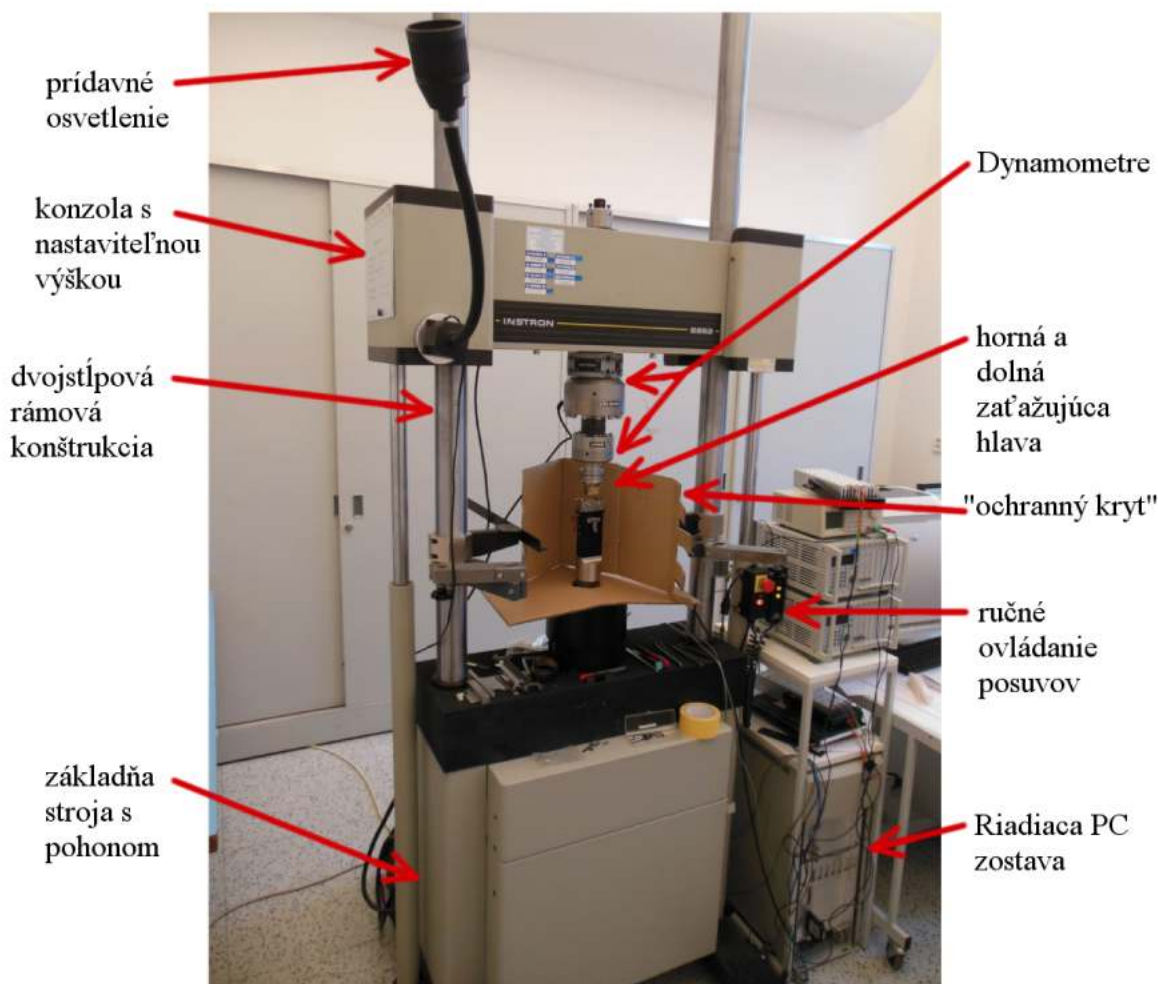
4.2.4 Youngov modul pružnosti

Táto materiálová charakteristika bola určovaná Ústavom fyziky materiálov, Akadémie vied Českej republiky v Brne. Ako metóda stanovenia Youngovho modulu pružnosti vzoriek jednotlivých materiálov *A*, *B*, *C* bola zvolená rezonančná metóda popísaná v podkapitole 2.4.1.

4.2.5 Skúška pevnosti v ohybe

Skúška ohybovej pevnosti jednotlivých vzoriek bola prevádzaná, taktiež na Ústave fyziky materiálov Akadémie vied Českej republiky v Brne, prostredníctvom firmy Pramet Tools, Šumperk.

Ako technológia bola zvolená skúška štvor bodovým ohybom na vysoko presnom elektro-mechanickom testovacom systéme *INSTRON 8862*, vid'. obr. 4.11. Skúšobné zariadenie bolo vyvinuté špeciálne pre pomalé rýchlosti deformácie a kvázi-dynamické cyklické testovanie. Systém má veľmi vysokú tuhosť, presnosť snímača zaťaženia a vďaka dvojstĺpovej rámovej konštrukcii poskytuje dostatočný výkon. Zariadenie je plne ovládané pomocou počítačového softvéru [13].

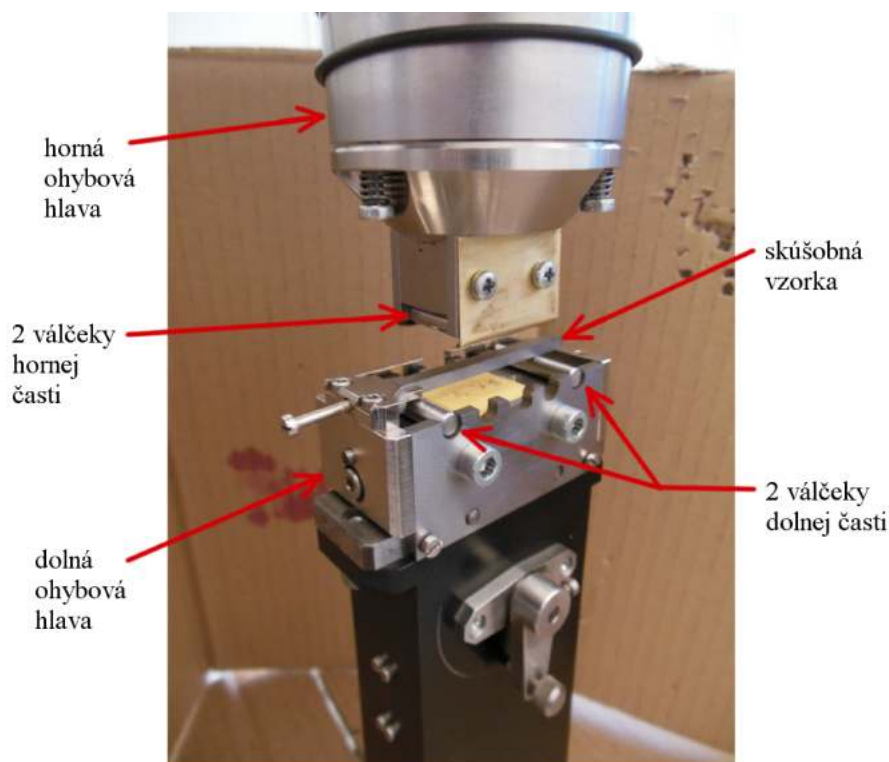


Obr. 4.11: Elektro-mechanický testovací systém INSTRON 8862 prispôsobený na skúšku štvor bodovým ohybom.

Tzv. ochranný kryt zabraňuje jednotlivým fragmentom, ktoré vznikli lomom krehkého materiálu ako napr. *WC-Co* spékaného karbidu, aby sa rozleteli po laboratóriu.

Skúšobné zariadenie bolo opatrené hornou a spodnou špeciálnou zaťažovacou hlavou, obr. 4.12. Ako je vidieť na obrázku, dolná časť, rovnako ako horná časť je opatrená valčekmi pomocou, ktorých je prenášaná záťaž na vzorku, ktorá je namáhaná na ohyb.

Pri skúške bolo použitých pre porovnanie osem vzoriek referenčných a osem vzoriek zamáčaných s rovnakou povrchovou úpravou z každého zo spomínaných materiálov *A*, *B*, *C*. Rýchlosť priečniku stroja bola nastavená na $0,5 \text{ mm/min}$. Vonkajšie valcovité podpory



Obr. 4.12: Detail pracovného priestoru zariadenia INSTRON 8862.

boli vo vzdialenosti 40 mm a vnútorné podpory na hornej hlave boli od seba vzdialené 20 mm . Vzorky boli pred ohybovým testom zmerané mikrometrom s presnosťou na tisíciny. Následne boli jednotlivé vzorky zaťažované až do lomu, kedy bola pomocou dynamometrov zaznamenávaná lomová sila a poloha prierečníku. Z nameraných dát bolo v *PC* vypočítané ohybové napätie, σ_o .

4.2.6 Lomová húževnatosť

Lomová húževnatosť vzoriek bola určovaná metódou chevron-notch, spomínanou v kapitole 2.3. V skúške bolo využitých deväť kusov z každej z troch vzoriek materiálov *A*, *B*, *C*, ktoré boli spékané a následne povrchovo upravované rovnakým spôsobom ako v predošlých prípadoch. Do každej zo vzoriek bol elektro-drôtovým rezním vytvorený chevronový vrub. Skúška chevron-notch bola prevádzaná na zariadení INSTRON 8862, viď. podkapitola 4.2.5, v laboratóriách Ústavu fyziky materiálov Akadémie vied Českej republiky v Brne.

Hodnoty lomovej húževnatosti boli určované z nameraného ohybového napätia, súčiniteľa intenzity napätia a rozmerov jednotlivých skúšobných vzoriek podľa vzťahu (2.11) prezentovaného v kapitole 4.2.5. Vyhodnotenie lomovej húževnatosti jednotlivých vzoriek *A*, *B*, *C* bude prezentované s ostatnými výsledkami v kapitole 4.3.

4.2.7 Rezná skúška

Rezná skúška, konkrétne nesúsledné frézovanie polotovaru *12 050.1* s rozmermi $330 \times 200\text{mm}$, bola vybraná, aby bolo možné pozorovať vznik a šírenie trhlin, ako dôsledok termo-mechanického zaťaženia. Použité skúšobné vzorky z materiálov *A*, *B*, *C*, v tomto

prípade, rezné doštičky s označením *SPKN 1203 EDER*, boli vyrobené lisovaním a spékaním na $1410\text{ }^{\circ}\text{C}$. Na vzorkách boli následne vybrúsené dosadacie plochy, pomocou brúsneho kotúča so zrnitosťou $40\mu\text{m}$. Rezná hrana bola zaoblená na $30\mu\text{m}$. Nakoniec bola rezná doštička opatrená PVD povlakom. Do frézovacej hlavy, obr. 4.13, bolo upínaných sedem doštičiek naraz. Priemer frézy bol zvolený na 100 mm .



Obr. 4.13: Vľavo snímka frézovacej hlavy o priemere 100 mm v prípravku na upevnenie rezných doštičiek. Vpravo frézovacia hlava osadená na stroji tesne pred začiatkom skúšky.

Rezná skúška bola vykonávaná na vertikálnom obrábacom centre Kovosvit *MAS MCV 1270* s výkonom vretena 24 kW , maximálnymi otáčkami 8000 ot/min a riadiacim systémom Heidenhain, viď. obr. 4.14.



Obr. 4.14: Vertikálne obrábacie centrum MCV 1270.

Použité rezné doštičky nemali na čele vytvarovaný, žiadny utvárač triesky. Rezná chladiaca kvapalina bola nastavená tak, aby smerovala na výstup rezných doštičiek zo záberu, viď obr. 4.13 vpravo. Tým bolo dosiahnuté maximálnych tepelných šokov. Na stroji boli nastavené rezné podmienky a parametre podľa tabuľky 4.2.

Veličina	Hodnota
ϕ frézy:	100 mm
Efektívny ϕ :	50 mm
Uhol nastavenia ostria χ :	75°
Počet zubov:	7
Rezná rýchlosť v_c :	420 m/min
Otáčky:	1319 ot/min
Posuv na zub f_z :	0,10 mm/z
Hĺbka záberu a_p :	2,5 mm
Obrábaná dráha:	330 mm
Čistý čas obrábania:	0,36 min

Tabuľka 4.2: Tabuľka rezných parametrov a podmienok.

Priemerná obrobená dráha na jednu reznú doštičku, pri osadení všetkých siedmych doštičiek na frézu, bola približne 50 mm. Každá séria rezných doštičiek z materiálov A, B, C prešla štyrmi prejazdmi vo vzdialenostiach od okraja polotovaru 47, 94, 141 a 188 mm. Medzi každým prejazdom boli doštičky patrične očistené a povrch čela každej z nich bol dôsledne nafotený na SEM. Po zkompletizovaní snímok čiel rezných doštičiek medzi jednotlivými prejazdmi, boli tieto snímky dôkladne preskúmané. Každá vzniknutá trhlina bola v obrázku vyznačená, následne zmeraná jej dĺžka a vzdialenosť od reznej hrany. Rovnako bol sledovaný aj počet iniciovaných trhlín na vzorkách jednotlivých materiálov. Výsledné namerané dáta boli vykreslené do závislostí, aby bolo možné určiť ich odolnosť voči vzniku a šíreniu trhlín v súvislosti s materiálovými a fyzikálno-mechanickými vlastnosťami.

4.3 Vyhodnotenie výsledkov experimentov

V nasledujúcej kapitole budú popísané výsledky jednotlivých experimentálnych skúšiek prevádzaných na vzorkách predstavených v podkapitole 4.1.

4.3.1 Základné fyzikálno-mechanické vlastnosti

Fyzikálno-mechanické vlastnosti vzoriek sú východným zdrojom informácií o skúmanom materiále. Tieto vlastnosti pomôžu popísať správanie sa materiálu pri zaťažovaní rôznym spôsobom. Vplyv mechanických a tepelných rázov, indukovaných napr. pri reznom procese, na materiál rezného nástroja závisí predovšetkým na týchto materiálových vlastnostiach. Medzi kľúčové fyzikálno-mechanické vlastnosti potrebné pre určenie odolnosti spékaných WC-Co karbidov voči týmto rázom patria:

- priemerná veľkosť zrna WC;
- tvrdosť;
- lomová húževnatosť;
- Youngov modul pružnosti.

Zrornosť

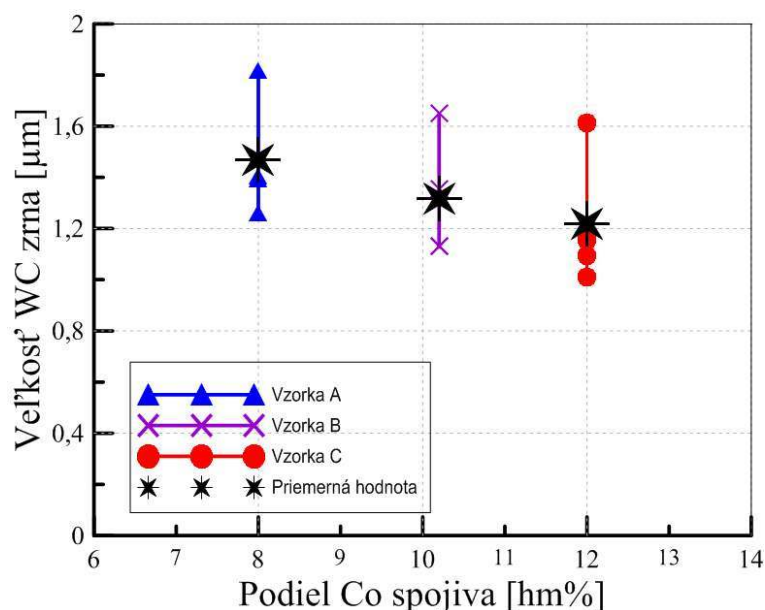
Výsledky meraní zrornosť v jednotlivých povrchových oblastiach 1 – 4 vzoriek a ich priemerné hodnoty sú prezentované v tabuľke 4.3. Príklady rôznobežok narysovaných na snímkach mikroštruktúry pomocou, ktorých bola počítaná zrornosť jednotlivých vzoriek A, B, C a tabuľka hodnôt sú v *Prílohe 1*.

	Vzorka A	Vzorka B	Vzorka C
Číslo oblasti	Zrornosť oblasti vzorky [μm]		
1	1,26	1,13	1,09
2	1,40	1,65	1,01
3	1,39	1,13	1,16
4	1,82	1,35	1,61
Celková priemerná zrornosť [μm]	1,47	1,32	1,22

Tabuľka 4.3: Výsledky meraní zrornosť v rôznych oblastiach mikroštruktúry vzoriek A, B, C.

Z celkových priemerných hodnôt zrornosť jednotlivých vzoriek je patrné, že vzorka A má najhrubšiu štruktúru pri priemernej veľkosti WC zrna $1,47\mu\text{m}$. Naopak, vzorka C má hodnotu priemernej zrornosť $1,22\mu\text{m}$, čo je najjemnejšia štruktúra z vzoriek použitých v tejto práci. Vzorka C má aj najvyšší obsah Co, čo v kombinácii jemnozrnnou štruktúrou robí tento materiál najpevnejší. Priemerná zrornosť vzorky B sa nachádza približne medzi hodnotami ostatných dvoch vzoriek.

Jednotlivé namerané hodnoty boli následne vykreslené do grafu, obr. 4.15, závislosti zrornosť jednotlivých substrátov vzoriek na percentuálnom podiele Co spojiva v použitých vzorkách spékaných karbidov.



Obr. 4.15: Graf zrnitosti vzoriek v závislosti na percentuálnom podiele Co v objeme daných spékaných karbidov.

Hodnoty priemernej zrnitosti odpovedajú dátam získaným výrobnou kontrolou firmy Pramet Tools. Ojedinelé odľahlé hodnoty sú spôsobované lokálnymi zhlukmi väčších zrn WC, poprípade TaNbC.

Tvrdosť

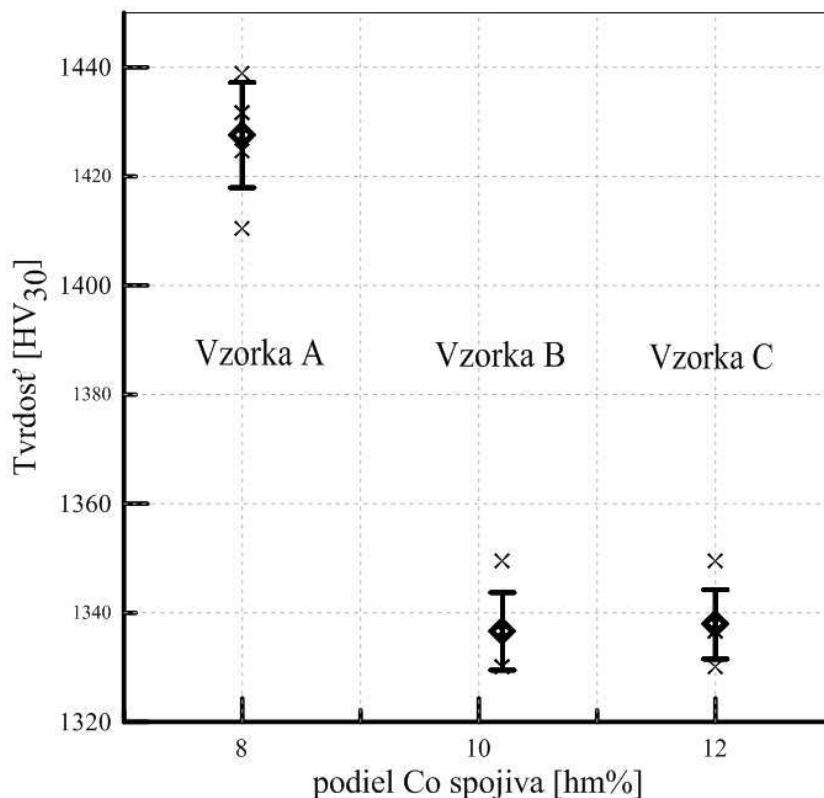
Výsledky jednotlivých meraní uhlopriečok a vypočítaných tvrdostí sú prezentované v tabuľke 4.4. Detailná tabuľka všetkých nameraných a vypočítaných hodnôt skúšky tvrdosti podľa Vickersa je dostupná v *Prílohe 2*.

Vzorka A			Vzorka B			Vzorka C		
d_1 [μm]	d_2 [μm]	Hv_{30}	d_1 [μm]	d_2 [μm]	Hv_{30}	d_1 [μm]	d_2 [μm]	Hv_{30}
197,00	197,00	1431,78	202,91	204,88	1336,58	204,88	202,91	1336,58
198,97	197,99	1410,54	203,90	204,88	1330,15	203,90	203,90	1336,58
197,00	196,02	1438,97	202,91	202,91	1349,59	202,91	202,91	1349,59
197,99	197,00	1424,65	204,88	203,90	1330,15	203,90	203,90	1336,58
197,00	197,00	1431,78	202,91	204,88	1336,58	203,90	204,88	1330,15
ϕ tvrdosť:	1427,54	-	-	-	1336,61	-	-	1337,90

Tabuľka 4.4: Výsledky meraní uhlopriečok odtlačkov a výpočet tvrdosti vzoriek A, B, C.

Z priemerných hodnôt tvrdostí jednotlivých vzoriek v tabuľke 4.4 je zrejmé, že vzorka A má najvyššiu tvrdosť. To je spôsobené nízkym podielom Co spojiva v objeme spékaného karbidu. Vzorky B a C majú hodnotu tvrdosti rádovo o $100Hv_{30}$ menšiu ako prvá vzorka. Tieto dve vzorky majú väčší podiel Co spojiva v objeme a zároveň menšiu priemernú veľkosť WC zrna ako vzorka A. Platí, teda, čím nižšia je zrnitosť pri konštantnom podiele Co na hmotnosti, tým vyššia je hodnota tvrdosti spékaného karbidu. Týmto je taktiež možné vysvetliť približné rovnaké hodnoty tvrdosti vzoriek B a C, kedy vzorka C má väčšie %Co, ale naopak jemnejšiu zrnitosť.

Namerané hodnoty tvrdosti vzoriek A , B , C boli vykreslené do grafu závislosti tvrdosti na percentuálnom hmotnostnom podiele Co spojiva, obr. 4.16. Namerané hodnoty každej zo vzoriek sú vykreslené podľa štatistického rozdelenia s vyznačenou priemernou hodnotou.

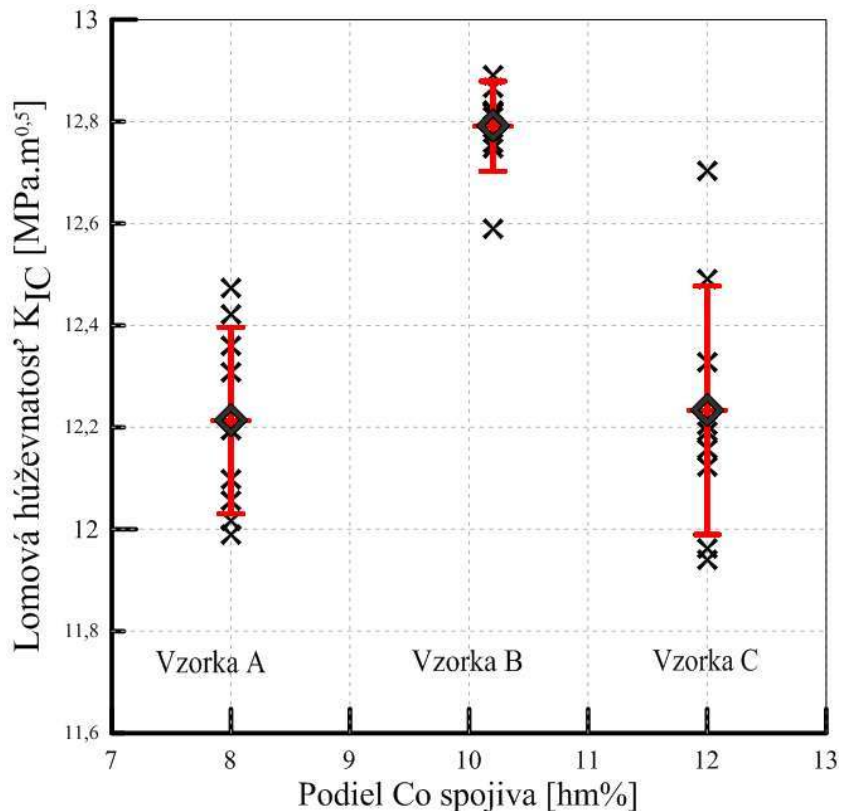


Obr. 4.16: Diagram závislosti tvrdosti vzoriek A , B , C na hmotnostnom percentuálnom podiele Co .

Lomová húževnatosť

Celková tabuľka nameraných a vypočítaných hodnôt zo skúšky chevron-notch je dostupná v *Prílohe 3*.

Všetky namerané a vypočítané hodnoty boli spracované a rozdelené podľa štatistického rozdelenia s vyznačenou priemernou hodnotou. Výsledky lomovej húževnatosti K_{IC} jednotlivých vzoriek A , B , C boli vynesené do grafu, obr. 4.17, v závislosti na obsahu Co spojiva vo vzorkách.



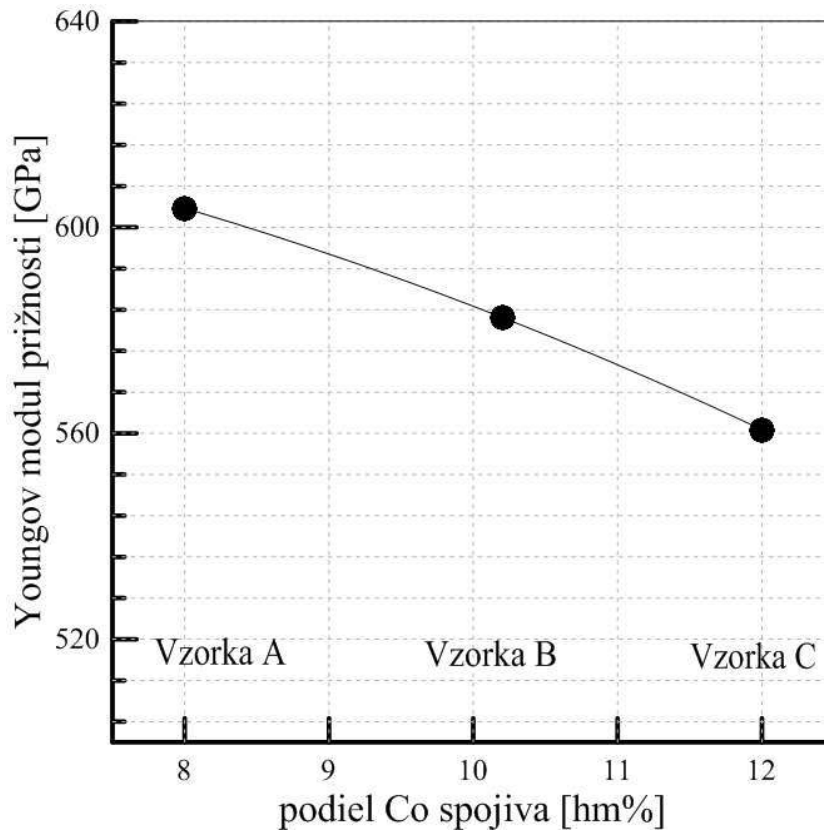
Obr. 4.17: Diagram závislosti lomovej húževnatosti vzoriek A, B, C na obsahu Co.

Z diagramu je zrejmé, že jednoznačne najvyššiu lomovú húževnatosť spomedzi testovaných vzoriek má vzorka B, kde priemerná vypočítaná hodnota K_{IC} je rovná približne $12,8 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{0,5}$. Pri tejto vzorke je možné konštatovať, že dosahuje optimálneho pomeru medzi Co spojivovou fázou a zrnitosťou WC zrn. Vzorky A a C vykázali približne rovnaké priemerné hodnoty K_{IC} . Pretože vzorka C obsahuje väčší podiel Co fáze, dosahuje nižších hodnôt K_{IC} . To je, taktiež, spôsobené vysokou jemnozrnnosťou, v porovnaní so vzorkami A a B.

Podľa výsledkov skúšky chevron-notch je možné konštatovať, že spomedzi testovaných materiálov vykazuje najväčšiu odolnosť voči vzniku a šíreniu trhlín vzorka B.

Youngov modul pružnosti

Výsledky nameraných hodnôt Youngovho modulu pružnosti jednotlivých vzoriek A, B, C boli vykreslené do prehľadného diagramu závislosti Youngovho modulu pružnosti na obsahu Co spojiva, obr. 4.18, aby mohol byť porovnaný rozdiel hodnôt medzi jednotlivými vzorkami materiálov. Výpis hodnôt z merania Youngovho modulu pružnosti vzoriek A, B, C je dostupná v Prílohe 4.



Obr. 4.18: Diagram nameraných hodnôt Youngovho modulu pružnosti vzoriek materiálov A, B, C.

Zpriebehu krivky Youngovho modulu je vidieť, ako jeho hodnota klesá s narastajúcim percentuálnym podielom Co v objeme vzoriek. Ako bolo predpokladané vzorka z materiálu A má najvyššiu hodnotu Youngovho modulu, čo znamená, že je potrebné väčšie napätie pri rovnakom priereze na dosiahnutie rovnakej deformácie vzorky A , v porovnaní so vzorkami B a C .

4.3.2 Ohybová pevnosť

Pevnosť v ohybe bola určovaná na referenčných a zamáčaných vzoriek metódou štvor bodového ohybu.

Všetky vypočítané hodnoty pevnosti v ohybe boli spracované do tabuľky 4.5. Vo väčšine prípadov je možné pozorovať výrazné oslabenie, teda nižšie hodnoty ohybovej pevnosti, vzoriek vystavených teplotným šokom spôsobeným skúškou zamáčania. Detailná tabuľka nameraných hodnôt z štvor bodovej ohybovej skúšky referenčných a zamáčaných vzoriek je k nahliadnutiu v *Prílohe 5*.

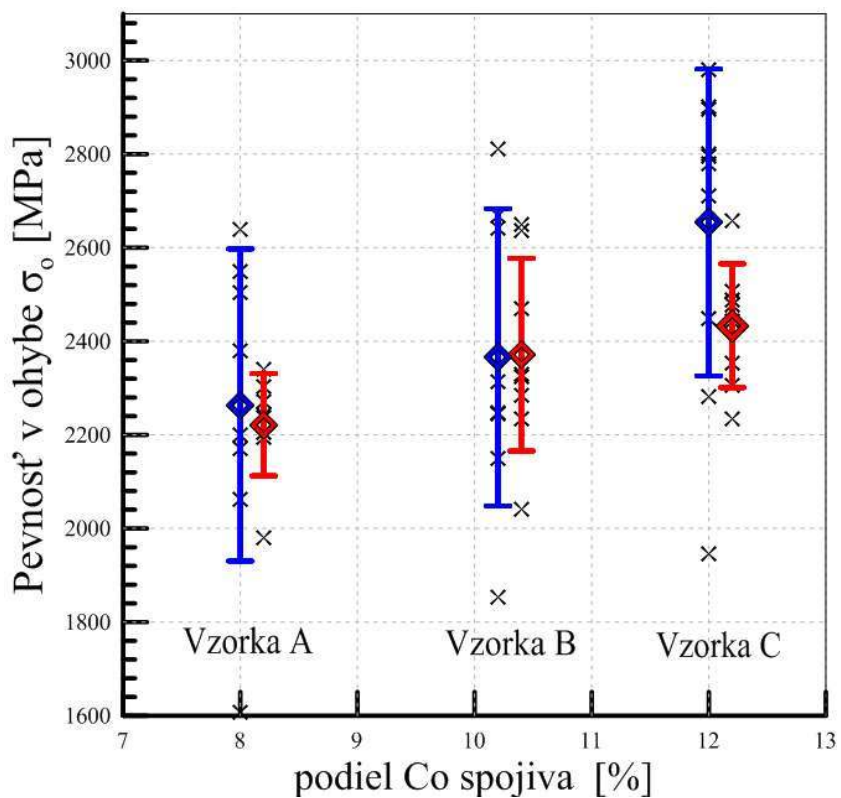
Aby bolo možné popísať vplyv teplotných šokov spôsobených skúškou zamáčania vzoriek, boli všetky výsledky ohybovej pevnosti jednotlivých vzoriek prehľadne vykreslené do grafu podľa štatistického rozdelenia. Na nasledujúcom diagrame, obr. 4.19, je vykreslená závislosť pevnosti v ohybe na percentuálnom podiele Co spojiva jednotlivých referenčných a zamáčaných vzoriek materiálov A , B , C . Z diagramu je zrejmé, že zamáčané vzorky A a C vykazujú výrazne menšiu pevnosť v ohybe, pričom pri vzorke B k výraznému poklesu

	Vzorka A		Vzorka B		Vzorka C	
por. č.	$\sigma_o R [MPa]$	$\sigma_o Z [MPa]$	$\sigma_o R [MPa]$	$\sigma_o Z [MPa]$	$\sigma_o R [MPa]$	$\sigma_o Z [MPa]$
1	2198,95	1979,09	2810,57	2285,16	2191,46	1774,61
2	2379,83	2238,01	2641,07	2329,67	2189,60	1887,56
3	2505,22	2242,73	1853,23	2637,37	1946,54	2658,08
4	2549,03	2195,50	2149,08	2649,17	2779,10	2487,18
5	1605,88	2302,69	2668,78	2323,74	2710,75	2306,40
6	2638,53	2340,12	2246,53	2042,16	2979,11	2443,18
7	2062,41	2271,45	2313,59	2470,51	2800,18	2476,39
8	2171,96	2204,14	2244,98	2233,97	2794,69	2235,38

R - referenčná vzorka, Z - zamáčaná vzorka

Tabuľka 4.5: Výsledky meraní pevnosti v ohybe referenčných a zamáčaných vzoriek materiálu A, B, C.

nedošlo. Pri materiále C mali dokonca dve zamáčané vzorky nižšiu pevnosť v ohybe, než najnižšia nameraná referenčných vzoriek.

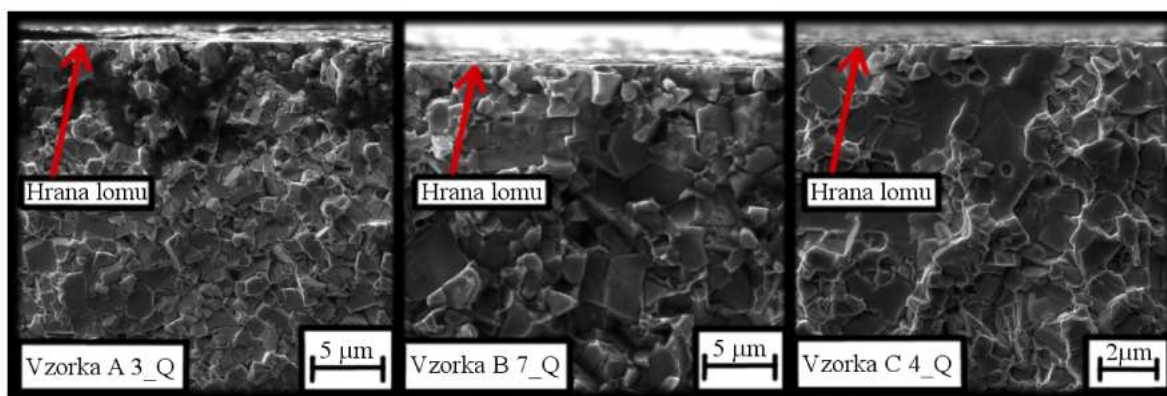


Obr. 4.19: Závislosť pevnosti v ohybe na hm%Co referenčných a zamáčaných vzoriek materiálov A, B, C.

Diagram potvrdzuje, že zamáčanie vzoriek viedlo k zníženiu ohybovej pevnosti v prípadoch skúšobných vzoriek *A* a *C*. Najmenej ovplyvnená zamáčaním sa javila vzorka *B*, naopak vzorky *A* a *C* vykazovali výrazne nižšie hodnoty ohybovej pevnosti, než referenčné vzorky. Toto všetko potvrdzuje predpoklad založený na lomovej húževnatosti, že vzorka *B* bude najodolnejšia voči šíreniu trhlín indukovaných teplotnými rázmi. Odľahlé hodnoty boli spôsobené defektmi nachádzajúcimi sa v mikroštruktúre, viď. podkapitola 4.3.2.

Na každej zlomenej vzorke bola laboratórnym mikroskopom priamo po vykonaní ohybovej skúšky stanovená oblasť, z ktorej bol lom iniciovaný. Taktiež bola stanovená príčina lomu. Na vzorkách, kde nebolo možné presne určiť príčinu lomu bola prevedená neskoršia analýza lomových plôch pomocou *FE SEM*. Jednou z najčastejších zistených príčin lomu vzoriek bol materiálový defekt, ako napr. pór, zhluk karbidových zŕn v mikroštruktúre alebo povrchový defekt.

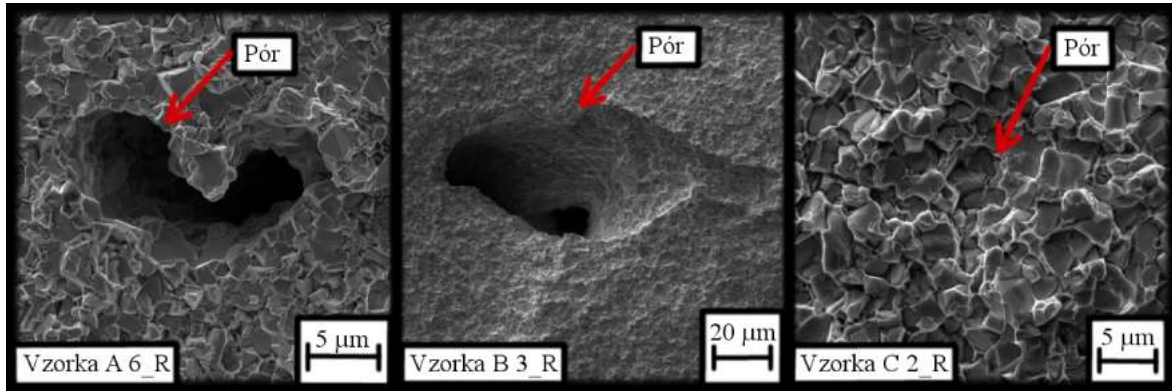
Porušenie materiálu vplyvom povrchových defektov bolo spôsobené teplotnými rázmi, ktorým bola povrchová vrstva vystavená pri skúške zamáčaním. Na obr. 4.20 sú príklady mikroštruktúry lomovej plochy vzoriek *A*, *B*, *C*, ktorých príčinou lomu bol povrchový defekt. V drvivej väčšine prípadov sa jednalo o zrno prísadného *TaNbC* karbidu, nachádzajúceho sa v tesnej blízkosti povrchu. Vzhľadom k nízkej teplotnej vodivosti a vysokej tepelnej rozťažnosti *TaNbC* došlo vplyvom cyklického tepelného zaťaženia k vytvoreniu mikrotrhlín práve v týchto štruktúrnych zložkách.



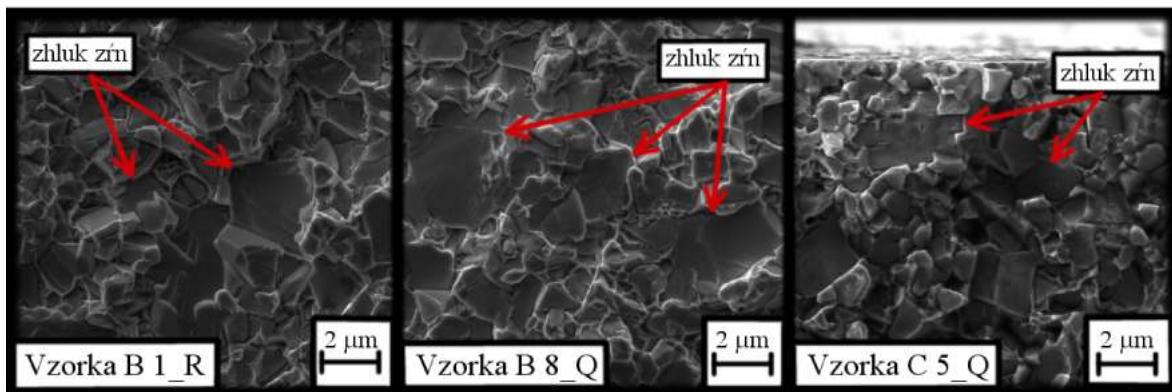
Obr. 4.20: Príklady mikroštruktúry lomov iniciovaných povrchovými defektmi.

Ďalšou zo spomínaných príčin porušenia vzoriek je pór, ktorý sa nachádza pod povrchom. Póry v spékaných karbidoch vznikajú nedostatočným zalisovaním. Následným spékaním je plocha póru príliš veľká na to, aby sa vyplnila spojivom preto ostáva prázdna. Póry v mikroštruktúre pôsobia ako koncentrátoři napätia a často vedú k predčasnemu zlyhaniu celistvosti materiálu. Na obr. 4.21 sú snímky mikroštruktúry lomových plôch vzoriek *A*, *B*, *C*. Vo všetkých troch prípadoch bol príčinou lomu pór.

Poslednou, tiež pomerne často sa vyskytujúcou, príčinou lomu *WC-Co* karbidových vzoriek je zhluk karbidových zŕn. Zhluk vzniká nerovnomerným rozložením *Co* spojiva pri spékaní, čo je pravdepodobne spôsobené nedostatočným mletím (homogenizáciou) karbidového prášku. Na nasledujúcom obr. 4.22 sú snímky lomových plôch vzoriek *A*, *B*, *C*. V týchto prípadoch bol príčinou fraktúry zhluk karbidových zŕn alebo jedno nadrozmerné zrno.



Obr. 4.21: Póry, ako príčina lomov referenčných vzoriek.

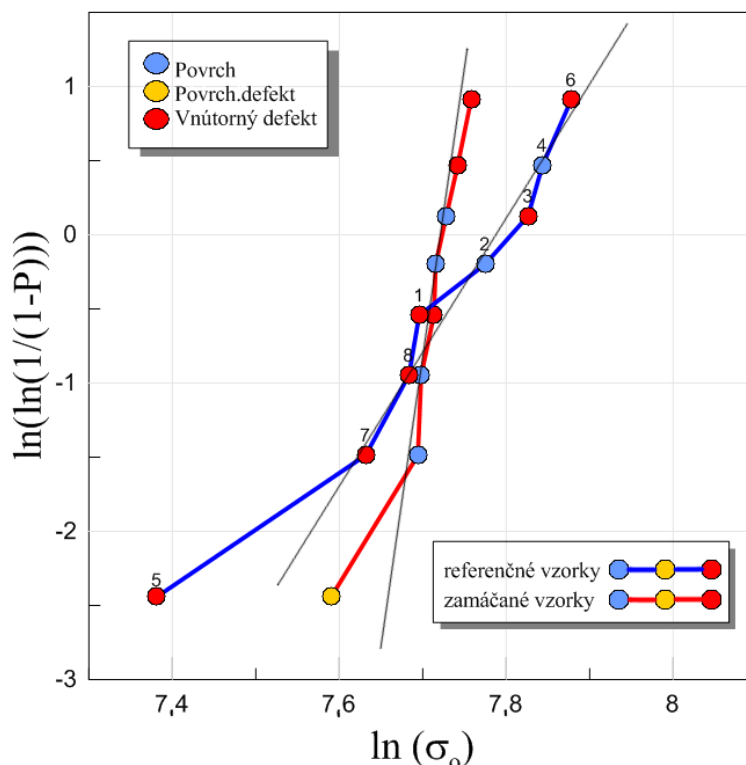


Obr. 4.22: Príklady zhlukov karbidových zrn v mikroštruktúre, ktoré viedli k lomu.

Weibullova analýza

Všetky namerané dáta z ohybovej skúšky vzoriek *WC-Co* karbidov so zložením *A*, *B*, *C* boli spracované a následne podrobené tzv. Weibullovej ananýze, ktorá bola spomínaná v kapitole 2.2.1.

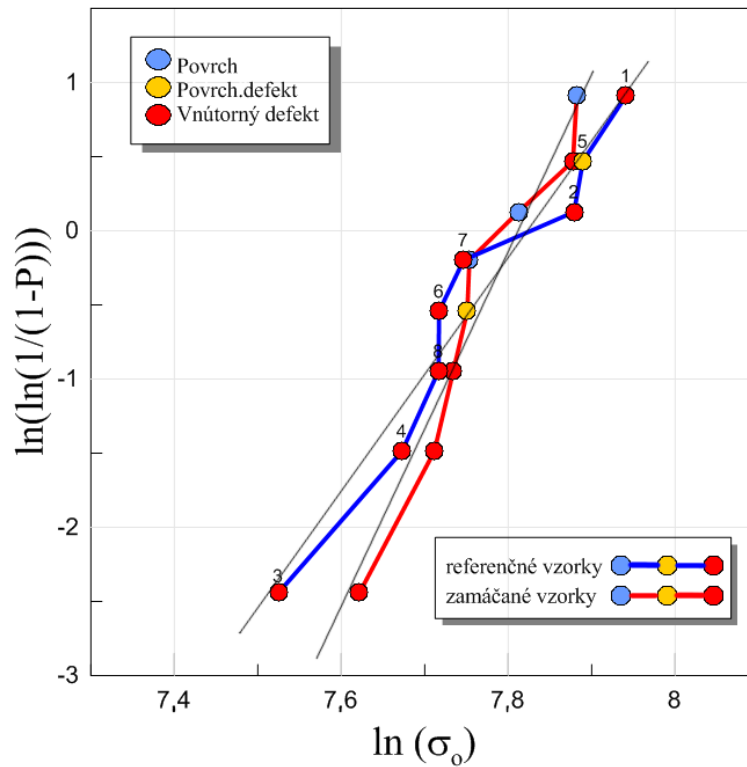
Aby bolo možné prehľadne interpretovať a porovnať výsledky pevností jednotlivých referenčných a zamáčaných vzoriek, bolo nutné vypočítať pravdepodobnosť porušenia vzoriek, P , za predpokladu, že lom každej vzorky nastal len jedným mechanizmom porušenia. Taktiež bol stanovený Weibullov parameter, m . Vypočítané dáta boli vykreslené do závislosti $\ln(-\ln(1-P))$ na $\ln \sigma_o$. Graf Weibullovej pravdepodobnosti pre materiál *A* je na obr. 4.23.



Obr. 4.23: Weibullove rozdelenie výsledkov pevností v ohybe vzoriek z materiálu *A*.

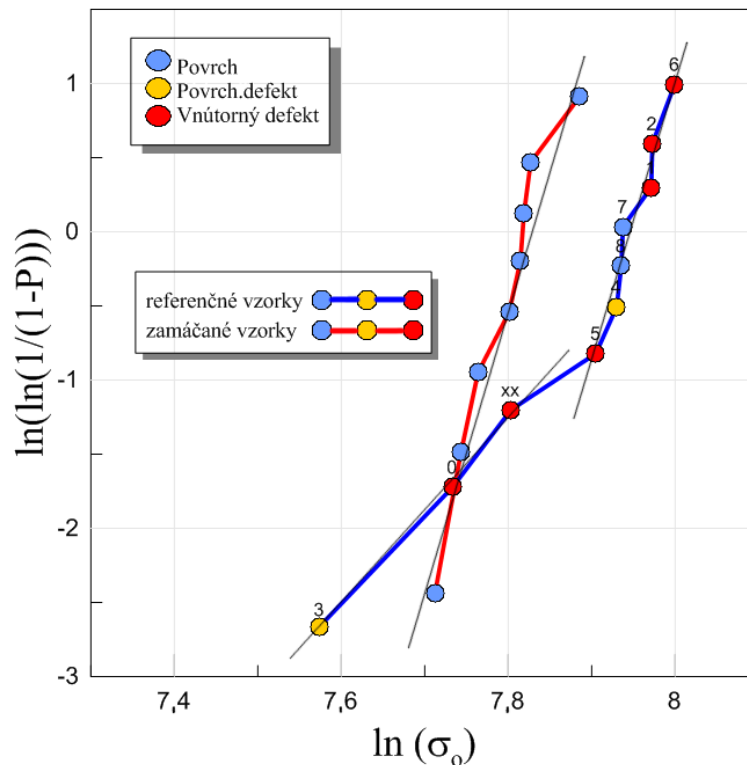
Z diagramu je zrejmé, že vzorky *A* ošetrené zamáčaním vykazujú výrazný pokles pevnosti v ohybe v porovnaní s referenčnými vzorkami. Taktiež je vidieť nárast počtu povrchovo iniciovaných lomov zamáčaných vzoriek na dvojnásobný počet. To je spôsobené teplotnými šokmi, ktorým bol vystavený povrch vzoriek. Naopak referenčné vzorky vykazujú najväčšiu pravdepodobnosť lomu z príčiny vnútorného defektu, či už póru, zhluku krabidových zŕn alebo nadrozmerného karbidového zrna.

V porovnaní s grafom Weibullovej pravdepodobnosti pre vzorky *B*, obr. 4.24, je vidieť, že materiál *A* je výrazne citlivejší na teplotné rázy. Vzorka *B* vykázala približne rovnaké hodnoty ohybovej pevnosti referenčných aj zamáčaných vzoriek. Dokonca v niektorých prípadoch bola zaznamenaná vyššia pevnosť zamáčaných vzoriek. Napriek tomu bol pozorovaný väčší počet lomov iniciovaných na povrchu vzoriek, čo môže nasvedčovať ovplyvneniu povrchovej vrstvy teplotnými šokmi.



Obr. 4.24: Weibullove rozdelenie výsledkov pevností v ohybe vzoriek z materiálu B.

Vzorky C vykázali najviac ovplyvnený povrch skúškou zamáčaním. Na obr. 4.25 je vidieť, že všetky zamáčané vzorky C boli porušené lomom, ktorý bol iniciovaný z povrchu. Tieto vzorky mali taktiež výrazne nižšiu ohybovú pevnosť než referenčné vzorky.



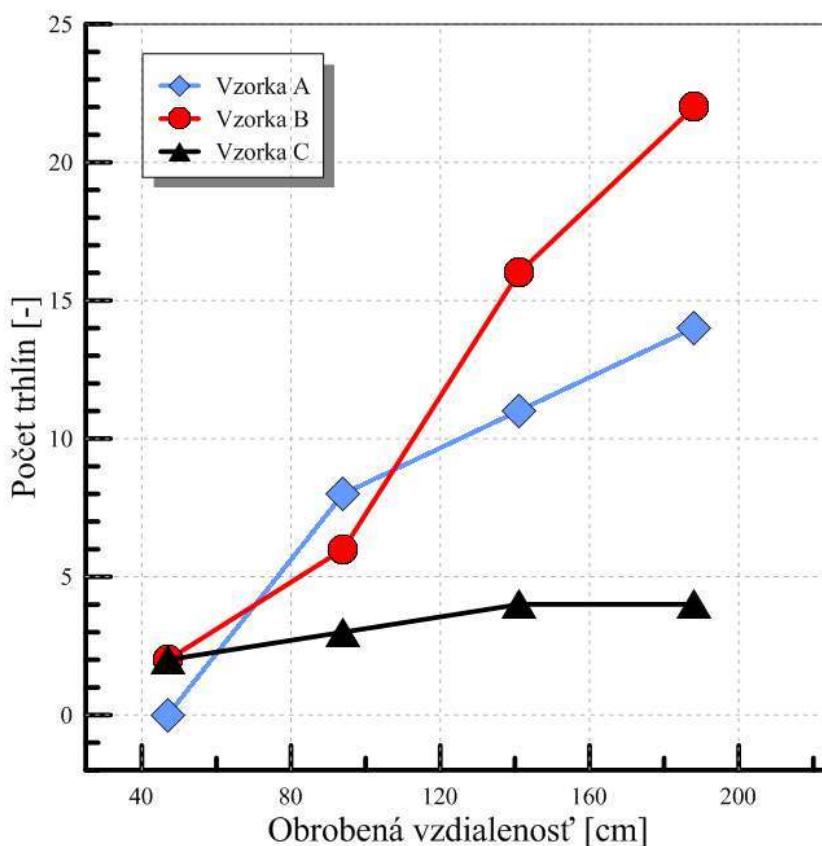
Obr. 4.25: Weibullove rozdelenie výsledkov ohybových pevností vzoriek C.

Výsledky Weibullových analýz jednotlivých vzoriek potvrdili predpoklad, že teplotné rázy spôsobené skúškou zamáčaním výrazne znižujú ohybovú pevnosť materiálu, a to najmä na vzoriek *A* a *C*. Tieto výkyvy teplôt pôsobia predovšetkým na povrchovú vrstvu, ktorá je následne veľmi oslabená. To vedie ku koncentrácii napätia na povrchu spékaného karbidu, čo pri dosiahnutí kritickej hodnoty ohybovej sily vedie ku krehkému lomu materiálu. Vzorky *B* sa po ohybovej skúške a Weibullovej analýze javia ako najodolnejšie voči teplotným rázom spomedzi skúmaných materiálov.

4.3.3 Rezná skúška

Detailným preskúmaním povrchu rezných doštičiek, bolo zistené, že prvotné trhliny sa najčastejšie vytvárajú približne vo vzdialenosti $0,08\text{ mm}$ od reznej hrany. Tento jav je pravdepodobne spôsobený tým, že v tomto mieste je najvyššia teplota, a preto dochádza k najväčšej záťažiu materiálu nástroja.

Jednotlivé trhliny, ktoré sa na povrchu rezných doštičiek indukovali rezným procesom, boli po každom prejazde frézy materiálom nafotené, spočítané a zmerané ich dĺžky. Výsledky boli následne vykreslené do prehľadného grafu závislosti počtu trhlín na obrobenej vzdialenosti, obr. 4.26. Metodika sledovania dĺžky, zmeny dĺžky a počtu trhlín medzi jednotlivými prejazdmi je znázornená na vzorke A v Prílohe 6.



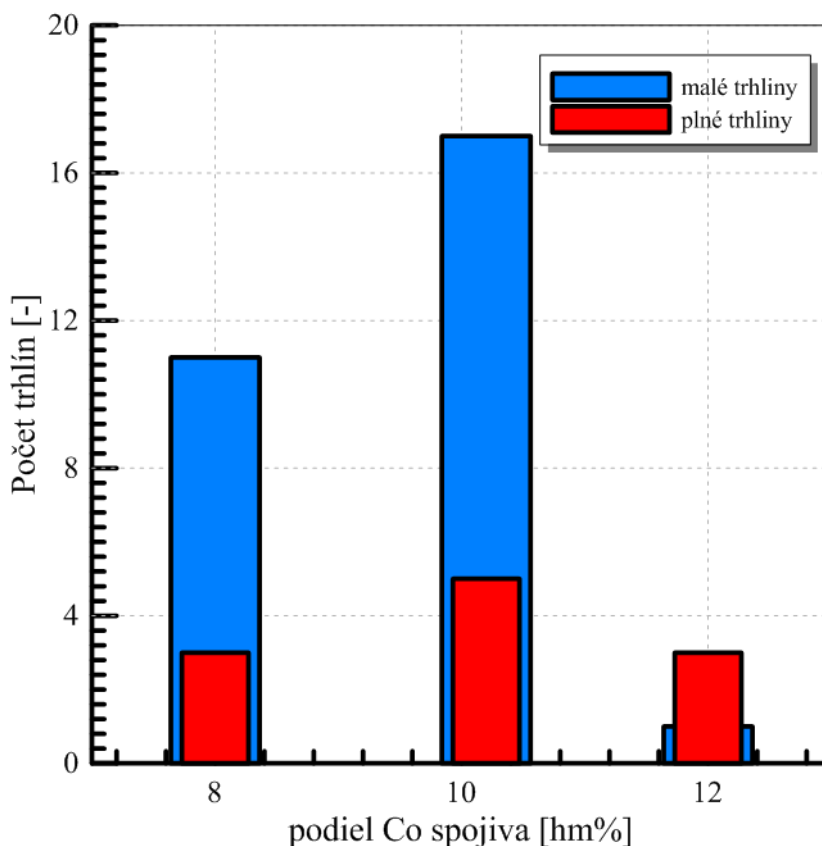
Obr. 4.26: Diagram počtu trhlín indukovaných na povrchu rezných doštičiek z materiálov A, B, C v závislosti na obrobenej vzdialenosti od hrany polotovaru.

Z grafu je patrné, že najväčší počet trhlín bol pozorovaný na vzorke B. Naopak vzorka C vykazuje veľmi nízky počet iniciovaných trhlín, ktorý súvisí s jej vysokou ohybovou pevnosťou. Toto všetko nasvedčuje predpokladu, že napriek tomu, že má vzorka B najvyššiu húževnatosť, je najmenej odolná voči vzniku trhlín. Medzi jednotlivými prejazdmi je možné pozorovať veľmi prudký nárast počtu trhlín.

Na druhej strane vzorka C vykazuje najnižší počet iniciovaných trhlín. Priebeh nárastu počtu trhlín v závislosti na obrobenej vzdialenosti je pri tejto vzorke takmer lineálny, s veľmi malou strmou nárastu počtu trhlín.

Na vzorke *A* naopak po prvom prejazde neboli zaznamenané žiadne vzniknuté trhliny, čo nasvedčuje, že materiál má vysokú odolnosť proti vzniku prvotných trhlín. Tento počet, však, po ďalších prejazdoch prudko narastá, až na celkový počet 14 trhlín.

Jednotlivé trhliny boli následne rozdelené podľa ich umiestnenia na malé a plné trhliny, ktoré sa rozšírili až po reznú hranu. Počet malých a plných trhlín bol vykreslený do stĺpcového diagramu závislosti počtu trhlín na podiele Co spojiva, obr.4.27.



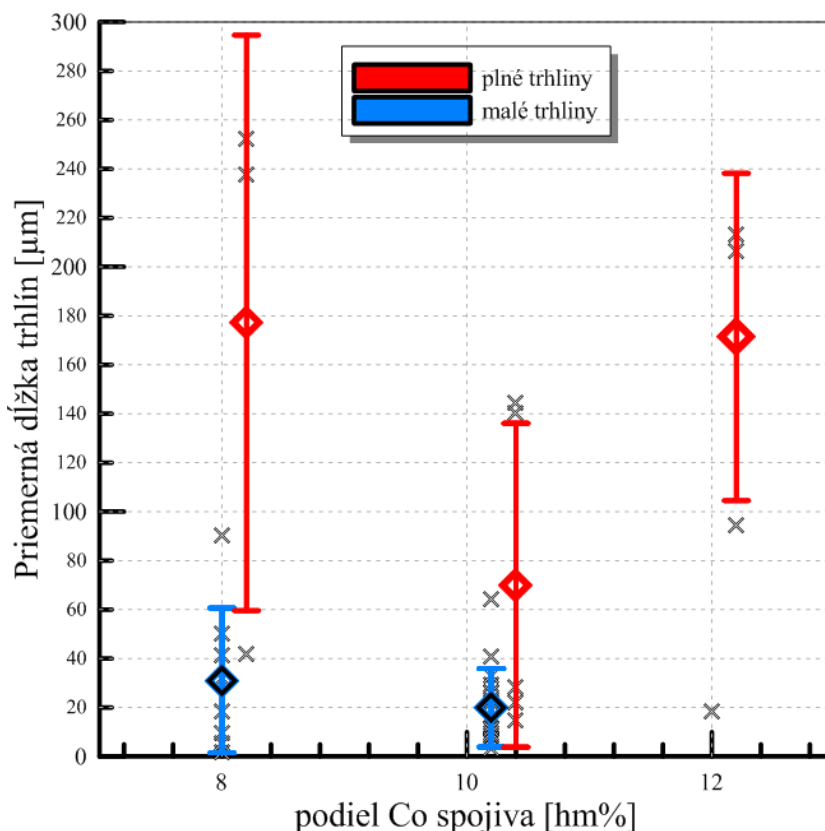
Obr. 4.27: Stĺpcový diagram závislosti počtu malých a plných trhlín v závislosti na podiele Co spojiva v jednotlivých rezných doštičkách A, B, C.

Na obr. 4.27 je vidieť, že počet malých trhlín na vzorkách *A* a *B* jednoznačne prevyšuje počet trhlín vytvorených na týchto vzorkách. Najväčší celkový počet trhlín sa vytvoril na rezných doštičkách z materiálu *B*. Je, však, dôležité podotknúť, že drvivá väčšina z týchto trhlín je malých, ktoré nepredstavujú zas tak veľké riziko zlyhania materiálu ako plné trhliny siahajúce až po reznú hranu.

Na druhej strane na vzorke *C* sa vytvorili prevažne plné trhliny už po prvom prejazde frézy obrobkom. Počet malých trhlín je v tomto prípade veľmi nízky. Takáto situácia výrazne oslabuje materiál, pretože plné trhliny sú najčastejšie oveľa väčším koncentrátorom napätia ako malé a krátke trhliny, ktoré sa môžu na povrchu vyskytovať aj vo väčšom počte a zároveň nemusí dôjsť k lomu nástroja. Vzorka *A* vykázala priemernú hodnotu počtu malých aj plných trhlín spomedzi všetkých troch testovaných materiálov.

Ďalšou dôležitou veličinou iniciovaných trhlín na jednotlivých doštičkách je ich dĺžka. Finálne dĺžky malých a plných trhlín boli pre jednotlivé rezné doštičky z materiálov *A*, *B*,

C vykreslené podľa podielu C_o spojiva do grafu, obr. 4.28.

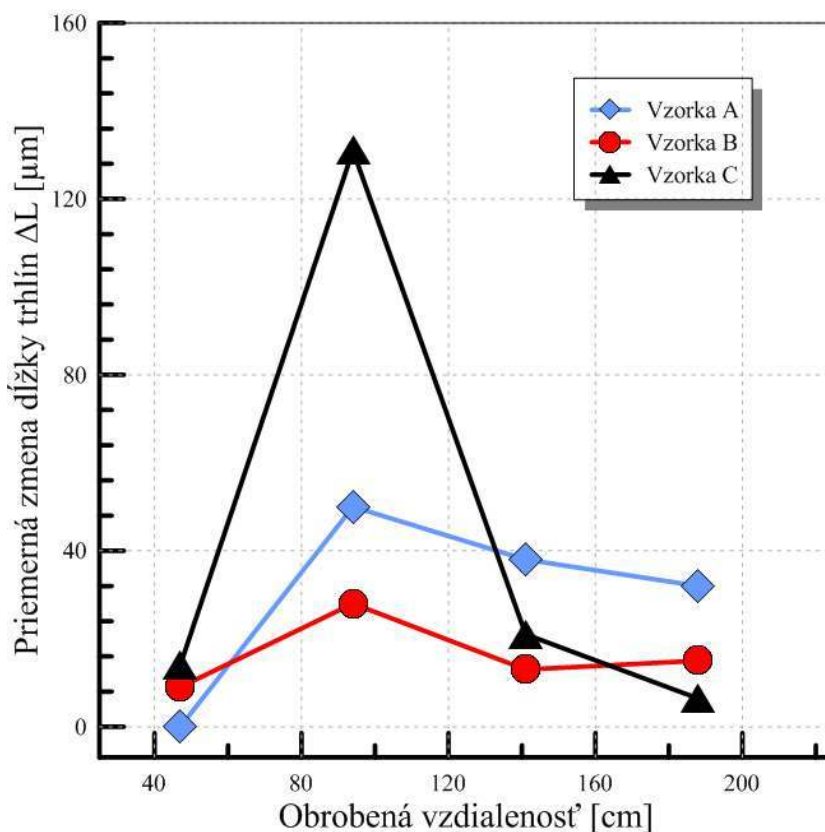


Obr. 4.28: Diagram znázorňujúci dĺžky nameraných malých a plných trhlín vytvorených na rezných doštičkách z materiálov A, B, C po poslednom prejazde reznej skúšky.

Z obr. 4.28 je možné konštatovať, že najdlhšie trhliny vznikli na materiále A. Podľa predpokladu boli na vzorke materiálu B vytvorené v priemere najkratšie trhliny, či už malé alebo plné. Výsledné dĺžky trhlín vzorky C, taktiež potvrdili predpoklad, že ak sa pri vysoko-teplotných materiáloch vytvorí trhlina, rýchlo sa šíri k reznej hrane a stáva sa plnou.

Poslednou sledovanou veličinou, ktorá bola získaná z nameraných dát reznej skúšky bola priemerná zmena dĺžky jednotlivých trhlín, ΔL , iniciovaných rezným procesom na materiálových vzorkách A, B, C. Táto veličina popisuje zmenu dĺžky trhlín, ktorá nastala medzi jednotlivými prejazdmi. Pomocou hodnôt ΔL je možné stanoviť priebeh rýchlosti šírenia trhlín v danom materiále.

Vypočítané hodnoty zmien dĺžok trhlín medzi prejazdmi boli vykreslené do grafu závislosti ΔL na obrobenej vzdialenosti od hrany vzorky, vid'. obr. 4.29.



Obr. 4.29: Diagram závislosti zmeny dĺžky trhlín na obrobenej vzdialenosti od hrany obrobku rezných doštičiek z materiálov A, B, C.

Už pri prvom pohľade na obr. 4.29 je zrejmé, že vzorka *C* vykazuje prudký nárast dĺžky trhlín hlavne po druhom prejazde reznej skúšky. Z toho vyplýva, že trhliny sa v tomto materiále šíria veľmi dobre. Rýchlosť šírenia trhlín po treťom a štvrtom prejazde výrazne poklesla, no prvotný nárast bol dostatočne intenzívny na to, aby sa vytvorili dlhé plné trhliny siahajúce až po reznú hranu.

Šírenie trhlín na rezných doštičkách z materiálov *A* a *B* nebolo také výrazné ako v prípade materiálu *C*. Najnižšiu rýchlosť šírenia trhlín spomedzi všetkých testovaných vzoriek vykázal materiál *B*.

DISKUSIA

Vyhodnotením výsledkov experimentálnych skúšok boli obdržané všetky potrebné veličiny na to, aby bolo možné posúdiť, v akej miere podliehali jednotlivé vzorky materiálov *A*, *B*, *C* tepelným rázom. Tieto veličiny boli pre názornosť zostavené do tabuľky 4.6.

Vzorka	$\Delta\sigma_o$ [%]	R [-]	Δm [%]	# trhlín [p/v]	L_{pp} [μm]	body
<i>A</i>	-8,1 (2)	1	+400 (3)	3/14 (2)	244 (3)	10
<i>B</i>	-3,8 (1)	1,05	+57 (1)	5/22 (3)	70 (1)	6
<i>C</i>	-11,3 (3)	1,08	+2/+311 (2)	3/4 (1)	209 (2)	8

Tabuľka 4.6: Výsledné hodnoty experimentálnych skúšok vzoriek materiálov *A*, *B*, *C*.

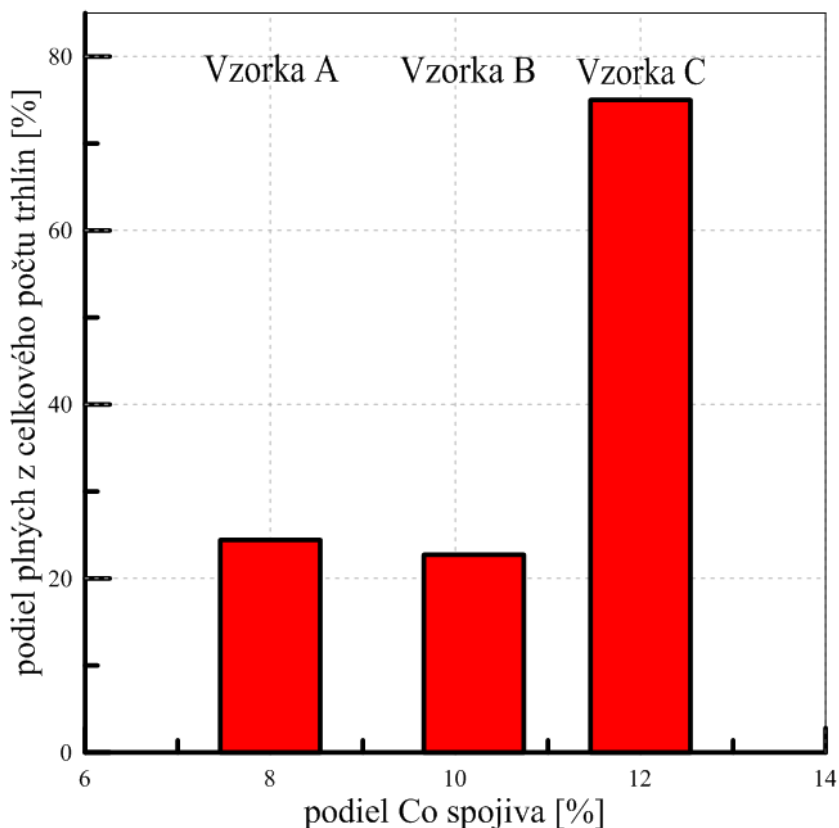
V tabuľke 4.6 predstavuje $\Delta\sigma_o$ percentuálny pokles ohybovej pevnosti spôsobený skúškou zamáčania vzoriek materiálov *A*, *B*, *C*. *R* je odolnosť materiálu voči termálnym napätiam počítaná podľa vzťahu (3.1), prezentovaného v kapitole 3. Hodnoty tepelnej vodivosti a koeficient lineárnej rozťažnosti neboli namerané, ale vypočítané podľa zmesného pravidla. Veličina Δm je zmena Weibullovoho parametru tvaru skúšky ohybovej pevnosti pred a po zamáčaní skúšobných vzoriek. Hodnota *m* vypovedá o determiničnosti výskytu väd materiálu, na ktorých došlo k porušeniu vzorky. Ďalší údaj v tabuľke # trhlín [*p/v*] predstavuje počet plných trhlín z celkového počtu trhlín vzniknutých na povrchu jednotlivých rezných doštičiek. L_{pp} je priemerná dĺžka plných trhlín, ktorá bol nameraná na materiáloch *A*, *B*, *C*.

Najväčšia priemerná percentuálna strata ohybovej pevnosti $\Delta\sigma_o$ bola pozorovaná na vzorkách z materiálu *C*. Takto vysoká hodnota poklesu pevnosti koreluje s nameranou hodnotou lomovej húževnatosti materiálu a počiatočnej vysokej rýchlosti šírenia trhlín indukovaných tepelnými rázmi. To potvrdzuje aj diagram závislosti zmeny dĺžky trhlín na obrobenej vzdialenosti od hrany obrobku prezentovaný na obr. 4.29. Na druhej strane, najmenší pokles pevnosti v ohybe mal materiál *B*. V tomto materiáli sa trhliny šíria len veľmi obtiažne. To je spôsobené vysokou hodnotou lomovej húževnatosti, viď. obr. 4.17, ktorá zabraňuje rýchlemu šíreniu trhlín. To znamená, že vznikajú prevažne len krátke trhliny, ktoré nevytvoria tak veľký povrchový defekt na to, aby materiál náhle praskol.

Hodnota Weibullovoho parametru tvaru, *m*, potvrdzuje výsledky z porovnávania poklesov ohybovej pevnosti jednotlivých vzoriek *A*, *B*, *C*. Pri všetkých troch študovaných materiáloch došlo k značnému navýšeniu parametru *m*, čo potvrdzuje zmenu výskytu typu defektov, po ktorej došlo k zlyhaniu skúšobných vzoriek. Parameter taktiež, potvrdzuje predpoklad, že teplotnými šokmi je možné naindukovať povrchové trhliny. Nárast Weibullovoho parametru tvaru bolo možné pozorovať aj na vzorke *B*, napriek jej vysokej lomovej húževnatosti a faktu, že nedošlo k výraznej zmene ohybovej pevnosti vzoriek, ktoré podstúpili tepelné rázy. Pri vzorke materiálu *C* sú dve hodnoty z dôvodu zlomu, ktorý nastal v pravdepodobnosti porušenia pri Weibullovej analýze, viď. obr. 4.25. Zamáčaním vzoriek tohto materiálu sa Weibulova charakteristika unifikuje a prevažuje povrchové porušenie. Vysoká hodnota parametru *m* pri jednom súbore nameraných hodnôt referenčnej ohybovej pevnosti materiálu *C* odpovedá jednému spoločnému defektu, a to zrnú prírodného kubického karbidu *TaNbC*, ktorý bol identifikovaný ako zdroj porušenia. Druhý súbor hodnôt ohybovej pevnosti referenčných vzoriek s nízkou hodnotou parametru *m* odpovedá náhodnému výskytu podpovrchových pórov.

Počet a maximálna dĺžka vytvorených trhlín na vzorkách materiálov *A*, *B*, *C*, taktiež zohrala významnú úlohu pri vyhodnocovaní odolnosti voči tepelným rázom a mechanic-

kému zaťažaniu, ktoré sú súčasťou každého rezného procesu. Pre porovnanie percentuálneho podielu plných trhlín z celkového počtu vzniknutých trhlín jednotlivých materiálových vzoriek bol vytvorený stĺpcový graf, vid'. obr. 4.30.



Obr. 4.30: Stĺpcový diagram percentuálneho podielu plných trhlín z celkového počtu trhlín vzniknutých pri reznej skúške materiálov A, B, C.

Z hodnôt počtu a priemernej dĺžky plných trhlín, uvedených v tabuľke 4.6, je patrné, že na vzorke B bol zaznamenaný najväčší počet trhlín naindukovaných rezným procesom. Tieto trhliny boli, však, relatívne krátke, a ako je vidieť na obr. 4.30 vzorka B vykázala len veľmi nízke percento plných z celkového počtu trhlín. V porovnaní so vzorkou materiálu C je vidieť úplne opačné výsledky. Na povrchu rezných doštičiek vyrobených z materiálu C sa vytvorili prevažne plné trhliny.

Vyššie uvedené a diskutované parametre z tabuľky 4.6, ktoré popisujú mieru poškodenia materiálu tepelne indukovanými rázmi, boli nazáver ohodnotené váhovým koeficientom 1 až 3, podľa dôležitosti dopadu na výslednú celkovú životnosť rezného materiálu. Kde 1 je najlepšie a 3 je najhoršie hodnotený materiál. Tieto body boli následne spočítané. Vzorka A získala najviac bodov, čo vypovedá o tom, že tento materiál je náchylný nie len na vznik ale aj na šírenie tepelne indukovaných trhlín. To bolo potvrdené vysokým celkovým počtom tepelne indukovaných trhlín a ich relatívne veľkej dĺžke. Vzorka C mala hodnotenie o niečo nižšie. Napriek tomu, že materiál vykazuje najmenšie množstvo tepelne indukovaných trhlín, čo je v súlade s najvyššou vypočítanou hodnotou parametru R , dĺžka týchto trhlín dosahuje veľmi vysokých hodnôt. Vzorka B vykázala veľmi dobrú odolnosť voči vystavovanému ohybovému namáhaniu, napriek tomu, že počet tepelne indukovaných trhlín dosiahol najvyššieho počtu medzi všetkými tromi testovanými materiálmi. Tieto trhliny

boli prevažne malé a krátke, čo nepredstavuje, pre vzorky vykazujúce najvyššiu hodnotu lomovej húževnatosti, vysoké riziko vzniku krehkých lomov.

Všetkých namerané, vypočítané a diskutované výsledky sú v súlade s použitím skúmaných materiálov spékaných karbidov *A*, *B*, *C* v praxi firmou Pramet Tools. Všetky hodnoty nasvedčujú tomu, že:

- vzorka *A* je v praxi veľmi úspešná napriek tomu, že vykázala horšiu odolnosť voči šíreniu a druhú najhoršiu odolnosť voči vzniku tepelne indukovaných trhlín. Využíva sa hlavne na dokončovacie operácie, pri vysokých rezných rýchlostiach tak, aby bolo zaručené malé zaťaženie rezných doštičiek. Napriek tomu, že je na povrchu doštičky vytvorené veľké množstvo tepelných trhlín, mechanické zaťaženie nedosahuje tak vysokých hodnôt, aby sa tieto trhliny ďalej šírili a predstavovali pre rezný materiál vážne nebezpečie.
- Vzorka *B* mala najnižšiu odolnosť voči vzniku trhlín, no tieto trhliny sa už ďalej prakticky nešírili. V praxi má tento nástrojový materiál veľmi univerzálne použitie. Jednou z jeho najhlavnejších priemyselných aplikácií je ťažké hrubovanie.
- Vzorka *C* sa javí ako najmenej odolná voči šíreniu tepelných trhlín. Rezný materiál vykazuje vysoké percento *Co* spojivovej fáze, čo vzhľadom k možnému výskytu plastickej deformácie, znemožňuje jeho použitie pri vysokých rezných rýchlostiach, ako tomu bolo v prípade materiálu *A*. Použitie tohto materiálu v aplikáciách spojených s ťažkým mechanickým zaťažením reznej hrany je, taktiež veľmi nebezpečné, lebo výskyt, čo i len malého počtu dlhých trhlín by viedol k náhlemu porušeniu reznej doštičky. V súčasnosti bola výroba rezných doštičiek z tohto materiálu zastavená hlavne z dôvodu prevádzkovej nespoľahlivosti. V praxi bolo pozorované veľmi rýchle šírenie, veľká dĺžka trhlín a v neposlednom rade vysoká strata ohybovej pevnosti. Toto všetko viedlo k častému a náhlemu zlyhávaniu materiálu rezných doštičiek.

ZÁVERY

V práci boli porovnané vzájomé vzťahy základných fyzikálno-mechanických vlastností nástrojových materiálov vyrobených zo spékaných *WC-Co* karbidov, s ich odolnosťou voči vzniku a šíreniu tepelných trhlín.

Experimentálne boli tepelné rázy pri týchto materiáloch simulované tzv. skúškou zamáčania vzoriek. Cieľom tohto experimentu bolo pomocou tepelných rázov indukovať povrchové trhliny na jednotlivých vzorkách. Skúška zamáčania vzoriek viedla k úspešnému vytvoreniu mikrotrhlín na povrchu. V konečnom dôsledku sa, však, skúška javila málo efektívna a veľmi časovo náročná, preto sa vo firme Prame Tools využíva len v špeciálnych prípadoch, najmä pri vývoji a testovaní nových materiálov.

Ako druhá praktická skúška bola v tomto prípade zvolená rezná skúška, konkrétne frézovanie bloku oceľového polotovaru. Tento experiment pomohol objasniť priebeh vzniku a šírenia jednotlivých trhlín indukovaných rezným procesom na vzorkách *A*, *B*, *C*. Rezná skúška bola veľmi efektívna a rýchla, kedy bolo na frézovaciu hlavu upnutých sedem rezných doštičiek súčasne. V modernej dobe vyhodnocovania vzoriek materiálov pomocou elektrónového mikroskopu, je meranie a pozorovanie trhlín vznikajúcich na povrchu veľmi jednoduché. Skúška sa vo veľkej miere využíva vo firme Prame Tools pri rutinných kontrolách kvality, príčiny zlyhávania, odolnosti a životnosti nástrojov zo spékaných karbidov.

Technologickým vyhodnotením jednotlivých vzoriek *WC-Co* spékaných karbidov poskytnutých a tiež vyrábaných firmou Pramet Tools, boli vyvedené jednotlivé vzťahy pozorovaných veličín medzi sebou. Bolo zistené, že percentuálny podiel plných trhlín, siahajúcich až po reznú hranu, ktoré boli iniciované tepelnými a mechanickými rázmi typickými pre rezný proces, má priamu súvislosť s počiatočnou pevnosťou v ohybe a zrnitosťou jednotlivých materiálov *A*, *B*, *C*. Teda, čím jemnejšia zrnitosť pri konštantnom obsahu *Co* spojivovej fáze, tým je vyššia ohybová pevnosť materiálu, tým pádom sa trhliny menej ľahko indukujú, ale šíria sa rýchlejšie a dorastajú do väčšej dĺžky. Naopak, čím hrubšie je *WC* zrno a vyšší je obsah *Co* fáze, tým horšie sa trhliny šíria, ale veľmi ľahko vytvárajú. Tým pádom je, teda, možné konštatovať, že vznik trhlín na povrchu spékaných *WC-Co* karbidov je závislý hlavne na veľkosti ohybovej pevnosti σ_o , kdežto šírenie trhlín v materiále spékaných karbidov je závislé predovšetkým na výslednej lomovej húževnatosti K_{IC} .

Na základe vyššie uvedených informácií, je možné uviesť, že nasadenie vybraných typov materiálov, predovšetkým vo frézovacích aplikáciách, musí byť v dobrom súlade s ich fyzikálno-mechanickými vlastnosťami. To znamená, že materiály s vysokou počiatočnou pevnosťou môžu byť vystavené vyšším tepelným rázom, ale zároveň nižšiemu mechanickému zaťaženiu, ako to je v prípade testovaných rezných doštičiek z materiálu *A*. Nástroje z tohto materiálu sú v súčasnosti veľmi úspešné pri dokončovacích aplikáciách, kedy nástroj pracuje pri vysokých rezných rýchlostiach a nízkom mechanickom zaťažení. Naopak za materiály vhodné na ťažké frézovacie operácie, napr. hrubovanie, je možné považovať spékané karbidy s nižšou ohybovou pevnosťou, no na druhú stranu s vysokou lomovou húževnatosťou, ktorá zabraňuje rýchlemu šíreniu trhlín. Príkladom takéhoto typu materiálu bola v tejto práci testovaná vzorka *B*, pri ktorej bolo pozorované veľké množstvo trhlín, indukovaných tepelnými rázmi, no tieto trhliny sa, však, ďalej nešírili a nepôsobili pre materiál veľké riziko porušenia. Preto spékané karbidy s takými to vlastnosťami sú vhodné prevažne na ťažké hrubovanie pri nízkych rezných rýchlostiach, no naopak veľkom zaťažení.

ZOZNAM POUŽITEJ LITERATÚRY

1. HUMÁR, Anton. *Materiály pro řezné nástroje*. Praha: MM publishing, 2008. 235 s. ISBN 978-80-254-2250-2.
2. UPADHYAY, Gopal S. *Cemented Tungsten Carbides*. New Jersey: Noyes Publications, 1998, 403 s. ISBN 08-155-1417-4.
3. SHEIKH, Saad. *Effect of microstructure on toughness characteristics of cutting materials*. STOCKHOLM, 2012. Diplomová práce. KTH - Royal Institute of Technology. Vedoucí práce John Agren.
4. DOLEŽALOVÁ, Petra. *Řezné materiály ze SK a jejich teplotní odolnost* [online]. Brno, 2011 [vid. 2013-05-13]. Dostupné z: https://www.vutbr.cz/www_base/zav_prace_soubor_verejne.php?file_id=39011. Bakalářská práce. Vysoké učení technické. Vedoucí práce Ing. Karel Osička Ph.D.
5. ENGQVIST, H., S. JACOBSON a N. AXÉN. *A model for the hardness of cemented carbides*. *Wear*. 2002, vol. 252, 5-6, s. 384-393. DOI: 10.1016/S0043-1648(01)00866-3. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0043164801008663>
6. FERREIRA, J.A.M., M.A. Pina AMARAL, F.V. ANTUNES a J.D.M. COSTA. *A study on the mechanical behaviour of WC/Co hardmetals*. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*. 2009, vol. 27, issue 1. DOI: 10.1016/j.ijrmhm.2008.01.013. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0263436808000152>
7. HERMANN, W a H.-G. SOCKELB. *Encyclopedia of materials: science and technology*. Elastic Modulus Measurement. Editor K Buschow. 2003, č. 1. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/B0080431526004319>
8. ISHIHARA, S., H. SHIBATA, T. GOSHIMA a A.J. MCEVILY. *Thermal shock induced microcracking of cermets and cemented carbides*. *Scripta Materialia*. 2005, vol. 52, issue 7, s. 559-563. DOI: 10.1016/j.scriptamat.2004.12.002. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S1359646204006840>
9. KOUŘIL, K. *Odolnost slinutých karbidů proti teplotním a mechanickým rázům (2. díl)*. MM Průmyslové spektrum. Praha: SEND Předplatné s.r.o, 2004, roč. 2004, č. 5, s. 22-23.
10. LI, Tao, Qingfa LI, J.Y.H. FUH, Poh Ching YU, L. LU a C.C. WU. *Effects of AGG on fracture toughness of tungsten carbide*. *Materials Science and Engineering: A*. 2007, 445-446, issue 2, s. 587-592. DOI: 10.1016/j.msea.2006.09.076. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0921509306020594#>
11. MELO, Anderson C. A. de, Júlio César G. MILAN, Márcio B. da SILVA a Álisson R. MACHADO. *Some observations on wear and damages in cemented carbide tools*. *Journal of the Brazilian Society of Mechanical Sciences and Engineering*. 2006, vol. 28, issue 3. DOI: 10.1590/S1678-58782006000300004.

12. PUCHEGGER, S., D. LOIDL, K. KROMP, H. PETERLIK a R. WEIß. *Extension of the resonant beam technique to highly anisotropic materials*. Journal of Sound and Vibration. 2005, vol. 279, 3-5. DOI: 10.1016/j.jsv.2003.11.049. Dostupné z: <http://www.sciencedirect.com/science/article/pii/S0022460X04000264>
13. *8861/8862 High-Precision Electric Actuator Systems*. Instron: Materials Testing Machines for Tensile, Fatigue, Impact & Hardness Testing [online]. 2013 [vid. 2013-05-14]. Dostupné z: <http://www.instron.com/wa/product/8860-Electric-Actuator-Systems.aspx>
14. *Designer's Guide*. General Carbide [online]. 2009 [vid. 2013-05-13]. Dostupné z: <http://www.generalcarbide.com/designers-guide.php>
15. *Fracture Mechanics Tutorials: The Paris Crack Growth Rate 'Law'*. Fracture Mechanics Tutorials [online]. 2011 [vid. 2013-05-13]. Dostupné z: http://www.tech.plym.ac.uk/sme/interactive_resources/tutorials/fracturemechanics/
16. *Hardness Testing Part 1 - Job knowledge 74*. TWI: Manufacturing, engineering, materials and joining specialists [online]. 2011 [vid. 2013-05-13]. Dostupné z: <http://www.twi.co.uk/technical-knowledge/job-knowledge/hardness-testing-part-1-074/>
17. *MIRA3 LM*. TESCAN [online]. 2012 [vid. 2013-05-14]. Dostupné z: <http://www.tescan.com/cz/produkty/mira-feg-sem/mira3-lm>
18. ROEBUCK, B, M GEE, E G BENNETT a R MORRELL. *TECHNICAL REVIEW-NATIONAL PHYSICAL LABORATORY: Measurement Good Practice Guide No. 20*. Teddington: Crown, 1999. ISSN 1368-6550. Dostupné z: http://publications.npl.co.uk/npl_web/pdf/mgpg20.pdf

ZOZNAM POUŽITÝCH SKRATIEK A SYMBOLOV

Skratka	Jednotka	Popis
ASTM	[-]	American Society for Testing and Materials
BSE	[-]	back-scattered electrons
C	[-]	uhlík
Co	[-]	kobalt
FCC	[-]	plošne stredená kryštálová mriežka
FE SEM	[-]	Field Emission Scanning Microscopy
GPa	[-]	Giga Pascal
HCP	[-]	hexagonálna kryštálová mriežka
ISO	[-]	International Organisation for Standardization
K	[-]	Kelvin
Mpa	[-]	mega pascal
NbC	[-]	karbid niobu
PVD	[-]	Physical vapor deposition
TaC	[-]	karbid tantalu
TiC	[-]	karbid titanu
VAMAS	[-]	The Versailles Advanced Materials and Standards
WC	[-]	karbid wolfámu
WC-Co	[-]	karbid wolfrámu - kobalt
kg	[-]	kilogram
mm	[-]	milimeter
napr.	[-]	napríklad
obr.	[-]	obrázok
s.	[-]	strana
tzv.	[-]	tak zvaný
vid'.	[-]	videné

Symbol	Jednotka	Popis
#	[-]	počet
A	[-]	konštanta
C	[mm]	vzdialenosť
E	[GPa]	Youngov modul pružnosti
F	[N]	sila
F_{max}	[N]	maximálna sila
F_N	[N]	zaťažujúca sila
G	[GPa]	modul pružnosti v šmyku
H_T	[HV ₃₀]	tvrdosť pri danej teplote
Hv	[HV ₃₀]	tvrdosť
HV ₃₀	[-]	tvrdosť podľa Vickersa, zaťaženie 30 kg
K_{IC}	[MPa · m ^{1/2}]	lomová húževnatosť
N	[-]	počet
P	[-]	pravdepodobnosť porušenia
R	[J · K ⁻¹ · mol ⁻¹]	univerzálna plynová konštanta
T	[°C, K]	teplota
V_B	[%]	podiel spojivovej fáze
Y_{min}	[-]	súčiniteľ intenzity napätia
a	[mm]	dĺžka
a_p	[mm]	hlĺbka záberu
b	[mm]	šírka
C	[-]	kontinuita karbidovej fáze
d_1	[mm]	dĺžka
d_2	[mm]	dĺžka
\bar{d}_C	[μ m]	menovita zrnitosť
f_R	[Hz]	rezonančná frekvencia
f_z	[mm/z]	posuv na zub
h	[mm]	hrúbka
k	[J · m ⁻¹ · s ⁻¹ · K ⁻¹]	tepelná vodivosť
l	[mm]	dĺžka
\bar{l}	[μ m]	priemerná zrnitosť
m	[-]	Weibullov parameter tvaru
r	[mm]	rádus
R	[-]	odolnosť voči termálnemu napätiu
t	[s]	čas
v_c	[m/min]	rezná rýchlosť
x	[mm]	vzdialenosť

Symbol	Jednotka	Popis
ΔK	[-]	rozsah faktoru aplikovaného napätia
ΔT	[-]	zmena teploty
$\dot{\epsilon}_s$	[m/s]	rýchlosť tečenia materiálu
ρ	[kg/m ²]	hustota
μm	[-]	mikrometer
α	[K ⁻¹]	koeficient teplotnej rozťažnosti
$\alpha - Co$	[-]	alfa kobalt
β	[-]	faktor modifikácie
ϵ	[-]	deformácia
η	[-]	fáza spékaného karbidu
θ	[°]	uhol Chevronovho vrubu
λ	[μm]	vzdialenosť medzi zrnami
ν	[-]	Poissonovo číslo
σ	[MPa]	napätie
σ_{max}	[MPa]	maximálne ohybové napätia
σ_o	[MPa]	ohybové napätie
σ_{st}	[MPa]	medz pevnosti v ťahu kryštálu
σ_T	[MPa]	ťahové napätie
ϕ	[mm]	priemer

ZOZNAM PRÍLOH

Príloha 1 Príklady merania zrnitosti vzoriek A, B ,C

Príloha 2 Tabulka hodnôt merania tvrdosti podľa Vickersa

Príloha 3 Tabulka nameraných a vypočítaných hodnôt zo skúšky ohybom chevron-notch

Príloha 4 Tabulka nameraných hodnôt Youngovho modulu pružnosti

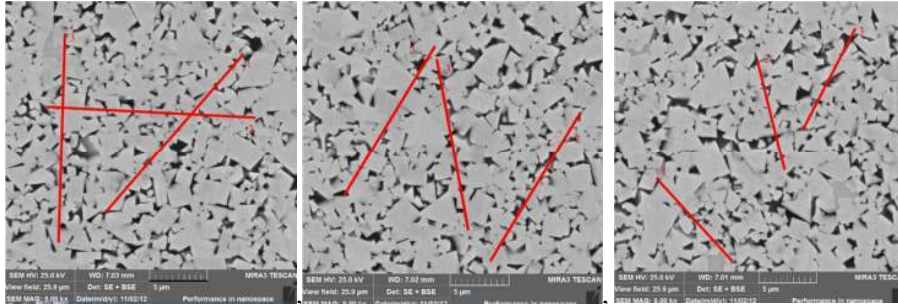
Príloha 5 Tabulka nameraných hodnôt z ohybovej skúšky referenčných a zamácaných vzoriek

Príloha 6 Príklad metodiky pozorovania, merania dĺžky a zmeny dĺžky trhlín indukovaných reznou skúškou

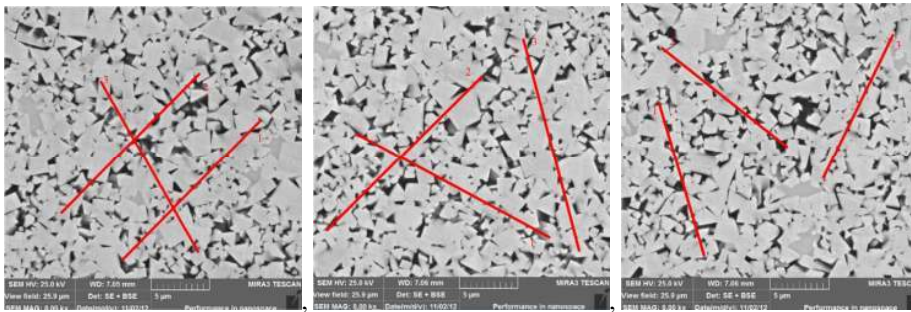
Príloha 1

Príklady merania zrnitosti vzoriek *A, B, C*, pomocou rôznobežok na snímkach mikroštruktúry jednotlivých vzoriek.

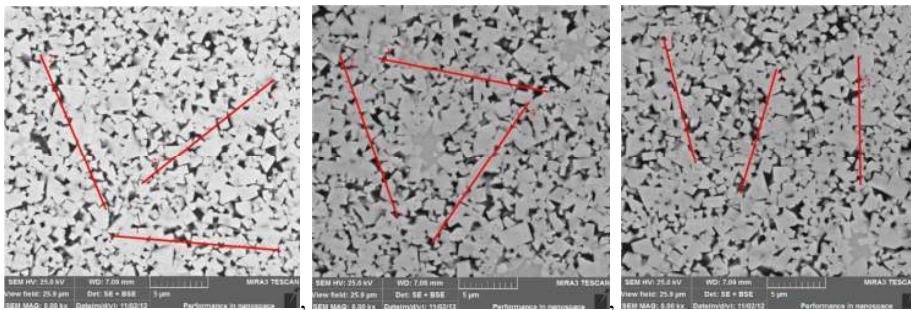
Vzorka A



Vzorka B



Vzorka C



Vzorové tabuľky nameraných hodnôt zrnitosti ku každej so vzoriek A, B, C

Vzorka A

Vzorka A_1						
súradnice priamky				dĺžka priamky		
počiatočný bod		koncový bod				
$X[px]$	$Y[px]$	$X[px]$	$Y[px]$	$[px]$	$[\mu m]$	
367	767	862	198	754,17902	18,04256038	
priamka č.:	počet pretnutých zŕn			zrnitosť $[\mu m]$	priemerná zrnitosť $[\mu m]$	
1	15			1,202837359	1,260115328	
2	14			1,288754313		
3	14			1,288754313		

Vzorka B_1						
súradnice priamky				dĺžka priamky		
počiatočný bod		koncový bod				
$X[px]$	$Y[px]$	$X[px]$	$Y[px]$	$[px]$	$[\mu m]$	
424	907	917	410	700,04143	16,74740257	
priamka č.:	počet pretnutých zŕn			zrnitosť $[\mu m]$	priemerná zrnitosť $[\mu m]$	
1	17			1,061327081	1,130608154	
2	15			1,202837359		
3	16			1,127660024		

Vzorka C_1						
súradnice priamky				dĺžka priamky		
počiatočný bod		koncový bod				
$X[px]$	$Y[px]$	$X[px]$	$Y[px]$	$[px]$	$[\mu m]$	
388	828	990	879	604,15644	14,45350327	
priamka č.:	počet pretnutých zŕn			zrnitosť $[\mu m]$	priemerná zrnitosť $[\mu m]$	
1	16			1,127660024	1,093368608	
2	15			1,202837359		
3	19			0,949608441		

Príloha 2

Tabuľka hodnôt merania tvrdosti podľa Vickersa

Materiál A		<i>Zataženie = 30 kg = 294 N, po dobu 10s, 1 dielik = 1,97 μm</i>			
číslo merania	d1[dielikov]	d2[dielikov]	d1[μm]	d2[μm]	Hv 30
1.	100	100	197	197	1431,781288
2.	101	100,5	198,97	197,985	1410,543788
3.	100	99,5	197	196,015	1438,96713
4.	100,5	100	197,985	197	1424,649138
5.	100	100	197	197	1431,781288
			Priemerná hodnota Hv 30		1427,544526
Materiál B		<i>Zataženie = 30 kg = 294 N, po dobu 10s, 1 dielik = 1,97 μm</i>			
číslo merania	d1[dielikov]	d2[dielikov]	d1[μm]	d2[μm]	Hv 30
1.	103	104	202,91	204,88	1336,583153
2.	103,5	104	203,895	204,88	1330,149549
3.	103	103	202,91	202,91	1349,591185
4.	104	103,5	204,88	203,895	1330,149549
5.	103	104	202,91	204,88	1336,583153
			Priemerná hodnota Hv 30		1336,611318
Materiál C		<i>Zataženie = 30 kg = 294 N, po dobu 10s, 1 dielik = 1,97 μm</i>			
číslo merania	d1[dielikov]	d2[dielikov]	d1[μm]	d2[μm]	Hv 30
1.	104	103	204,88	202,91	1336,583153
2.	103,5	103,5	203,895	203,895	1336,583153
3.	103	103	202,91	202,91	1349,591185
4.	103,5	103,5	203,895	203,895	1336,583153
5.	103,5	104	203,895	204,88	1330,149549
			Priemerná hodnota Hv 30		1337,898038

Príloha 3

Tabuľka nameraných a vypočítaných hodnôt zo skúšky ohybom chevron-notch vzoriek + lomová húževnatosť vzoriek A, B, C.

Vzorka	b[mm]	h[mm]	S[mm] ²	mi	angle	Fmax	a	ac	V ² min	KIC	a/W	ac/W	Material	Co [µm%]	zrnitosť[µm]	Group
WCCo A 1ab	3.055	4.066	16	0.22	89.2	241.51	0.978	1.451988	9.836831	12.19538	0.240531	0.357105	A	8	1.2	3
WCCo A 1cd	3.055	4.066	16	0.22	89.5	239.4	0.972	1.441971	9.756626	11.99027	0.239056	0.354641	A	8	1.2	3
WCCo A 1ef	3.055	4.066	16	0.22	89.85	246.71	0.972	1.44064	9.718936	12.30865	0.239056	0.354314	A	8	1.2	3
WCCo A 2ab	3.062	4.067	16	0.22	89.05	248.81	0.969	1.442206	9.79026	12.4744	0.238259	0.354612	A	8	1.2	3
WCCo A 2cd	3.062	4.068	16	0.22	89.45	241.39	0.975	1.448005	9.788119	12.09826	0.239676	0.35595	A	8	1.2	3
WCCo A 2ef	3.063	4.068	16	0.22	89.55	242.01	0.965	1.435791	9.700592	12.01695	0.237217	0.352948	A	8	1.2	3
WCCo A 3ab	3.065	4.065	16	0.22	90.25	244.2	0.965	1.430378	9.647242	12.05558	0.237393	0.351876	A	8	1.2	3
WCCo A 3cd	3.066	4.064	16	0.22	89.45	248.6	0.962	1.432527	9.717219	12.35931	0.236713	0.352492	A	8	1.2	3
WCCo A 3ef	3.065	4.064	16	0.22	89.8	246.17	0.985	1.457123	9.859177	12.42134	0.242372	0.358544	A	8	1.2	3
WCCo B 1ab	3.062	4.061	16	0.22	89.85	258.2	0.967	1.435179	9.722907	12.86562	0.238119	0.353405	B	10.2	1.4	3
WCCo B 1cd	3.061	4.061	16	0.22	89.8	252.55	0.983	1.454507	9.853007	12.75664	0.242059	0.358165	B	10.2	1.4	3
WCCo B 1ef	3.061	4.061	16	0.22	89.7	256.59	0.975	1.445792	9.800291	12.89136	0.240089	0.356019	B	10.2	1.4	3
WCCo B 2ab	3.063	4.047	16	0.22	89.8	249.98	0.967	1.435741	9.812923	12.58897	0.238943	0.354767	B	10.2	1.4	3
WCCo B 2cd	3.063	4.047	16	0.22	89.75	253.75	0.97	1.43915	9.842336	12.81713	0.239684	0.355609	B	10.2	1.4	3
WCCo B 2ef	3.062	4.047	16	0.22	89.9	252.14	0.98	1.450838	9.904019	12.81981	0.242155	0.358497	B	10.2	1.4	3
WCCo B 3ab	3.061	4.052	16	0.22	89.55	252.89	0.975	1.447026	9.870308	12.81045	0.240622	0.357114	B	10.2	1.4	3
WCCo B 3cd	3.06	4.053	16	0.22	89.55	254.29	0.97	1.44033	9.822357	12.8214	0.239329	0.355374	B	10.2	1.4	3
WCCo B 3ef	3.061	4.053	16	0.22	90.55	255.66	0.97	1.433859	9.716488	12.74737	0.239329	0.353777	B	10.2	1.4	3
WCCo C 1ab	3.07	4.056	16	0.22	89.7	247.39	0.978	1.450176	9.872276	12.49143	0.241124	0.357539	C	12	1.2	3
WCCo C 1cd	3.07	4.051	16	0.22	89.9	240.7	0.973	1.443531	9.840257	12.12169	0.240188	0.356339	C	12	1.2	3
WCCo C 1ef	3.069	4.057	16	0.22	89.7	243.78	0.967	1.43748	9.776724	12.19248	0.238354	0.354321	C	12	1.2	3
WCCo C 2ab	3.067	4.057	16	0.22	89.05	237.35	0.965	1.438979	9.828016	11.94095	0.237861	0.35469	C	12	1.2	3
WCCo C 2cd	3.07	4.059	16	0.22	89.5	247.31	0.962	1.43273	9.749173	12.32712	0.237004	0.352976	C	12	1.2	3
WCCo C 2ef	3.068	4.06	16	0.22	89.45	241.54	0.954	1.423285	9.681779	11.96261	0.234975	0.350563	C	12	1.2	3
WCCo C 3ab	3.066	4.058	16	0.22	89.6	243.49	0.964	1.434841	9.751911	12.15746	0.237556	0.353583	C	12	1.2	3
WCCo C 3cd	3.07	4.059	16	0.22	89.55	243.59	0.969	1.440867	9.799134	12.20392	0.238729	0.354981	C	12	1.2	3
WCCo C 3ef	3.068	4.059	16	0.22	89.7	255.36	0.962	1.430784	9.72347	12.70509	0.237004	0.352497	C	12	1.2	3

Príloha 4

Tabuľka nameraných hodnôt zo refonančnej skúšky vzoriek, kôli určeniu Youngovho modulu pružnosti E .

SAMPLE ID	SHAPE	SOURCE	MODE	DIM1	DIM2	DIM3	MASS	DENSITY	M/D = Input	GS1	E-MODULU	POISSON
WCCO A naplacato	BAR	S&T	FlexTors	52.92	3.062	4.057	9.676278	14.719	D	7120.78	604.7237328	0.25
WCCO A nastojato	BAR	S&T	FlexTors	52.92	4.057	3.062	9.676278	14.719	D	9338.91	602.6819474	0.25
WCCO B naplacato	BAR	S&T	FlexTors	52.29	3.062	4.049	9.387289	14.48	D	7230.98	585.0887087	0.25
WCCO B nastojato	BAR	S&T	FlexTors	52.29	4.049	3.062	9.387289	14.48	D	9442.59	580.5248285	0.25
WCCO C naplacato	BAR	S&T	FlexTors	52.85	3.064	4.059	9.389954	14.286	D	6992.16	562.2502303	0.25
WCCO C nastojato	BAR	S&T	FlexTors	52.85	4.059	3.064	9.389954	14.286	D	9159.01	559.1901575	0.25

Príloha 5

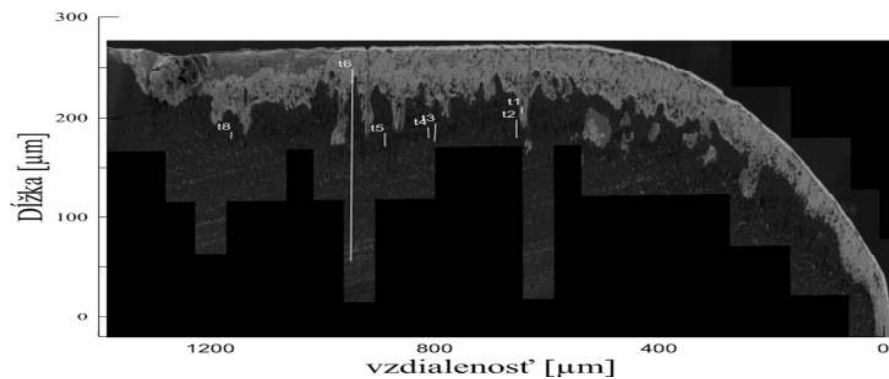
Tabuľka nameraných hodnôt z ohybovej skúšky referenčných a zamáčaných vzoriek

Powder	Treatment	ID	Material	Rýchlosť priechnik (mm/min)	Podpora v (mm)	Podpora v (mm)	Šírka (mm)	hrúbka (mm)	Lomová sila (N)	Ohybové napätie (MPa)	Priehyb z priechnik (mm)
A	Q	1	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,053	3,048	2484	1979,093521	-22,3941
A	Q	2	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,055	3,048	2810,36	2238,01208	-22,4378
A	Q	3	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,04	3,032	2776,49	2242,733186	-22,4565
A	Q	4	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,05	3,04	2739,15	2195,507271	-22,4437
A	Q	5	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,051	3,04	2873,58	2302,688206	-22,4572
A	Q	6	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,052	3,043	2926,77	2340,11127	-22,4651
A	Q	7	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,042	3,033	2815,29	2271,450425	-22,4687
A	Q	8	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,053	3,041	2753,77	2204,141517	-22,4426
A	R	1	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,062	3,061	2789,72	2198,949686	-22,4257
A	R	2	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,051	3,054	2997,26	2379,826871	-22,4633
A	R	3	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,056	3,056	3163,21	2505,212866	-22,4888
A	R	4	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,058	3,055	3218,01	2549,025454	-22,494
A	R	5	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,056	3,06	2032,97	1605,873847	-22,319
A	R	6	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,056	3,054	3327,18	2638,526982	-22,515
A	R	7	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,052	3,054	2598,13	2062,408217	-22,4072
A	R	8	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,059	3,053	2739,08	2171,967446	-22,429
B	Q	1	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,045	3,046	2858,74	2285,165134	-22,4779
B	Q	2	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,045	3,048	2918,24	2329,666794	-22,4833
B	Q	3	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,042	3,052	3309,9	2637,368167	-22,5388
B	Q	4	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,033	3,048	3308,62	2649,171035	-22,5437
B	Q	5	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,037	3,05	2908,88	2323,745877	-22,479
B	Q	6	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,047	3,051	2564,4	2042,158297	-22,4242
B	Q	7	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,042	3,051	3098,46	2470,508908	-22,5113
B	Q	8	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,048	3,04	2785,75	2233,961699	-22,4724
B	R	1	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,045	3,059	3546,1	2810,572246	-22,5939
B	R	2	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,053	3,062	3345,38	2641,06892	-22,5397
B	R	3	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,035	3,055	2326,4	1853,274182	-22,3851
B	R	4	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,044	3,058	2709,05	2149,077941	-22,4425
B	R	5	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,035	3,061	3363,28	2668,788031	-22,5567
B	R	6	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,04	3,061	2834,65	2246,532334	-22,4592
B	R	7	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,05	3,067	2937,97	2313,588071	-22,4708
B	R	8	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,045	3,062	2838,05	2244,979598	-22,4506
C	Q	1	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,033	3,04	2924,9	2354,273358	-22,5107
C	Q	2	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,042	3,043	3128,05	2507,233184	-22,5363
C	Q	3	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4	3	3189,7	2658,083333	-22,5495
C	Q	4	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,041	3,039	3094,12	2487,185385	-22,5416
C	Q	5	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,038	3,037	2863,32	2306,403259	-22,5049
C	Q	6	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,032	3,038	3030,61	2443,17876	-22,5337
C	Q	7	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,04	3,045	3092,1	2476,388773	-22,5365
C	Q	8	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,041	3,04	2782,7	2235,381359	-22,4866
C	R	1	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,041	3,049	2858,96	2283,103683	-22,4832
C	R	2	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,04	3,044	3055,23	2448,468399	-22,5278
C	R	3	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,033	3,051	3625,03	2896,81141	-22,6147
C	R	4	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,044	3,053	3644,12	2900,341715	-22,6156
C	R	5	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,041	3,059	2453,53	1946,54668	-22,4065
C	R	6	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,042	3,057	3499,21	2779,099364	-22,5851
C	R	7	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,043	3,057	3413,99	2710,746343	-22,5667
C	R	8	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,035	3,053	3734,76	2979,111828	-22,6384
C	R	9	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,042	3,053	3516,53	2800,178158	-22,5936
C	R	10	WCCo+TaNb	0,5	40	20	4,043	3,058	3522,01	2794,68675	-22,5895

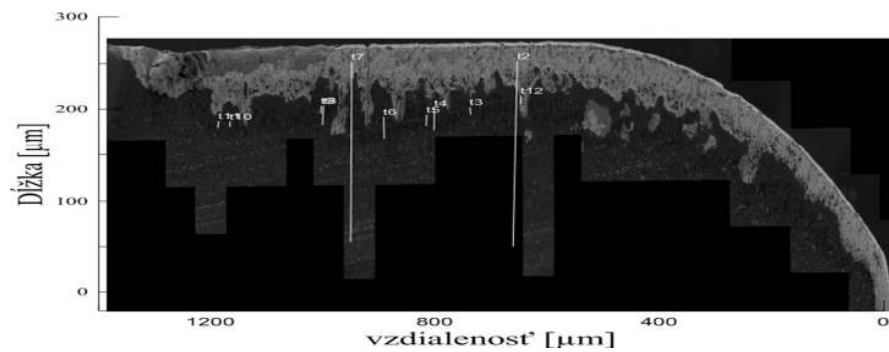
Príloha 6

Príklad metodika pozorovania a merania dĺžky a zmeny dĺžky trhlín indukovaných rezným procesom na rezných doštičkách z materiálu A.

Trhliny na vzorke A po prejazde vo vzdialenosti 94mm od okraja polotovaru.



Trhliny na vzorke A po prejazde vo vzdialenosti 141mm od okraja polotovaru.



Trhliny na vzorke A po prejazde vo vzdialenosti 188mm od okraja polotovaru.

