

POLITECHNIKA POZNAŃSKA

**Wydział Inżynierii Mechanicznej
Instytut Technologii Mechanicznej
Zakład Projektowania Technologii**

ROZPRAWA DOKTORSKA

Jędrzej Komolka

**Porównawcze badania właściwości technologicznych i eksploatacyjnych
ostrzy skrawających z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej**

Promotor:

prof. dr hab. inż. Maciej Jan Kupczyk

Poznań 2020

Szczególne podziękowania autor pracy kieruje dla prof. dr. hab. inż. Macieja Jana Kupczyka, bez którego wsparcia i cierpliwości realizacja poniższej pracy byłaby niemożliwa.

SPIS TREŚCI

STRESZCZENIE.....	5
ABSTRACT	6
1. WSTĘP I UZASADNIENIE PODJĘCIA TEMATU	7
2. ANALIZA LITERATURY	8
2.1. Definicje i podstawowe pojęcia użyte w pracy	8
2.1.1. Właściwości technologiczne i eksploatacyjne ostrzy skrawających.....	8
2.1.2. Zużycie ostrzy skrawających.....	10
2.1.2.1. Objawy zużycia ostrzy skrawających	18
2.1.2.2. Postacie zużycia ostrzy skrawających i przyczyny ich powstania	21
2.1.3. Pomiar twardości ostrzy skrawających	23
2.2. Charakterystyka stali szybko tnących.....	31
2.2.1. Zarys rozwoju wytwarzania stali narzędziowych	31
2.2.2. Właściwości, podział i gatunki stali szybko tnących	35
2.2.3. Oszczędnościowa stal szybko tnąca (OSS)	39
2.2.4. Metody wytwarzania stali szybko tnących.....	45
2.2.4.1. Metody konwencjonalne.....	45
2.2.4.2. Metalurgia proszków	47
2.2.4.3. Wytwarzanie proszków	50
2.2.4.4. Mieszanie i proszkowanie surowca	51
2.2.4.5. Badania materiału sypkiego	62
2.2.4.6. Prasowanie materiału sypkiego.....	70
2.2.4.7. Obróbka dodatkowa spieków.....	78
2.2.4.8. Produkcja spiekanych stali szybko tnących	78
2.2.5. Analiza porównawcza trwałości, kosztów wytworzenia i zakresów stosowalności konwencjonalnych i spiekanych stali szybko tnących	84
2.3. Podsumowanie analizy literatury	90
3. CELE PRACY.....	92
4. METODYKA BADAŃ	93
4.1. Opis materiału badawczego	93
4.1.1. Opis materiału na ostrza skrawające.....	93
4.1.2. Opis materiału obrabianego.....	100
4.2. Metodyka badań wybranych parametrów właściwości technologicznych ostrzy skrawających.....	101
4.2.1. Metodyka pomiaru twardości ostrzy skrawających	101
4.2.1.1. Pomiary składu chemicznego ostrzy skrawających	102
4.3. Metodyka badań właściwości eksploatacyjnych ostrzy skrawających.....	103
4.3.1. Metodyka badania zużycia i trwałości ostrzy skrawających – określenie wskaźników stopnia i sposobu wyznaczania krzywych zużycia	103

4.4.	Metodyka badań weryfikacyjnych.....	106
4.4.1.	Metodyka badań metalograficznych.....	106
4.4.2.	Metodyka badań topografii powierzchni	109
4.4.3.	Metodyka pomiarów tarcia	110
4.4.4.	Metodyka badań powierzchniowej objętości olejowej płytek skrawających	113
5.	WYNIKI BADAŃ I ICH OMÓWIENIE	114
5.1.	Wyniki badań wybranych parametrów właściwości technologicznych	114
5.1.1.	Badania mikrotwardości ostrzy skrawających.....	114
5.1.2.	Badania składu chemicznego	116
5.2.	Wyniki badań wybranych parametrów właściwości eksploatacyjnych ostrzy skrawających.	117
5.2.1.	Wyniki badań zużycia ostrzy skrawających dla $v_c = 34$ m/min.....	117
5.2.2.	Wyniki badań zużycia ostrzy skrawających dla $v_c = 43$ m/min.....	118
5.2.3.	Wyniki badań zużycia ostrzy skrawających dla $v_c = 60$ m/min.....	119
5.2.4.	Wyniki badań trwałości ostrzy skrawających	120
5.3.	Wyniki badań weryfikacyjnych	121
5.3.1.	Ocena morfologii powierzchni płytek skrawających.....	121
5.3.2.	Badania topografii powierzchni	122
5.3.3.	Zdjęcia mikroskopowe powierzchni płytek skrawających.....	123
5.3.4.	Określenie powierzchniowej objętości olejowej płytek skrawających	124
5.3.5.	Badania tribologiczne	126
6.	ANALIZA EKONOMICZNA.....	132
7.	WNIOSKI KOŃCOWE.....	134
8.	LITERATURA.....	135

STRESZCZENIE

W niniejszej pracy przedstawiono wyniki badań, właściwości technologicznych i eksploatacyjnych ostrzy skrawających z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnących.

Rozprawa zawiera osiem rozdziałów. W pierwszym z nich uzasadniono potrzebę podjęcia tematu i sprecyzowano zakres pracy. W rozdziale drugim przeanalizowano dostępną literaturę, m.in. scharakteryzowano stale szybko tnące wraz z metodami ich wytwarzania. Bazując na przeprowadzonej analizie literatury i wcześniejszych badaniach własnych, w rozdziale trzecim zdefiniowano cele pracy. W rozdziale czwartym scharakteryzowano warunki przeprowadzanych badań wraz z metodyką sporządzania ich wyników. W rozdziale piątym zawarto wyniki badań właściwości technologicznych i eksploatacyjnych, które uzupełniono o badania weryfikacyjne. W rozdziale szóstym przedstawiono aspekt ekonomiczny zastosowania obu odmian stali szybko tnących.

W rozdziale siódmym zawarto wnioski końcowe wynikające z przeprowadzonych badań oraz zaproponowano kierunki dalszych prac o charakterze badawczym w zakresie przedstawianej w pracy tematyki. Uzupełnienie pracy stanowi ostatni rozdział w postaci wykazu najbardziej istotnych pozycji literatury.

ABSTRACT

In this thesis was published the research of technological and functional quality of cutting edges made of conventional and sintered high-speed steel.

The dissertation contains eight chapters. First of these justifies the necessity to take up the topic and specifies its scope. The second chapter presents the analysis of the available literature. Furthermore this chapter presents the review of high-speed steels and methods of their preparation. Based on the conducted analysis of literature and own research in the third chapter were defined the goals of the dissertation. The fourth chapter describes the conditions of the research and the methods for developing their results. The fifth chapter presents the results of the research. It concern the technological and operational quality and also presents the scope of verification tests. The sixth chapter presents the economic aspect of using both high-speed steels grades. The seventh chapter contains the final conclusions related from the researcher. Moreover another directions of the research have been proposed in the field of the discussed area. Ending dissertation contains the list of significant literature items.

1. WSTĘP I UZASADNIENIE PODJĘCIA TEMATU

Do materiałów narzędziowych, które wciąż znajdują od wielu lat szerokie zastosowanie do produkcji narzędzi skrawających, pracujących przy umiarkowanych prędkościach skrawania, należą konwencjonalne stale szybko tnące. Do podstawowych zalet konwencjonalnych stali szybko tnących należy zaliczyć ich znaczną wytrzymałość na skręcanie i zginanie w porównaniu z innymi materiałami narzędziowymi [76, 82]. Nie bez znaczenia jest stosunkowo niski koszt ich wytworzenia. W celu poprawy właściwości eksploatacyjnych zaczęto stopniowo zastępować konwencjonalne stale szybko tnące stalami otrzymywanymi w procesach metalurgii proszków. Przy zastosowaniu technologii spiekania w miejsce klasycznej metody hutniczej, kierowano się tym, że metalurgia proszków daje przede wszystkim bardziej równomierne rozłożenie węglików, a ponadto większą swobodę w doborze składu chemicznego wyrobu, w który można praktycznie dowolnie ingerować, łącząc składniki nie rozpuszczające się wzajemnie, ze skrajnie różnymi temperaturami topnienia, będące materiałami o różnych wiązaniach chemicznych [2, 27, 28, 46, 49, 102, 103, 149]. Jak często zwraca się uwagę w literaturze, na właściwości ostrzy ze stali szybko tnących wpływa głównie równomierne rozłożenie węglików w ich strukturze. Ze wstępnych badań własnych wynika jednak, że w znacznym stopniu odmienna morfologia powierzchni wpływa na zróżnicowane właściwości tribologiczne i w związku z tym ma równie, jeżeli nie bardziej znaczący wpływ na właściwości eksploatacyjne ostrzy skrawających. Tego typu obserwacja może mieć istotne znaczenie z punktu widzenia określenia uzasadnionego zakresu stosowalności obu odmian stali szybko tnących. Z tego też względu w pracy podjęto badania nad tym zagadnieniem, biorąc w szczególności pod uwagę to, że w żadnej z publikacji na temat stali narzędziowych szybko tnących, nie znaleziono:

- bezpośredniego porównania właściwości technologicznych i eksploatacyjnych stali szybko tnących wytworzonych przy użyciu różnych technologii, a posiadających podobny skład chemiczny,
- kompleksowego i jednoznacznego wyjaśnienia zaobserwowanych we wstępnych badaniach własnych występujących różnic właściwości eksploatacyjnych ostrzy skrawających z konwencjonalnych i spiekanych stali szybko tnących w różnych warunkach skrawania, nie zawsze na korzyść dużo droższej spiekanej stali szybko tnącej.

Praca składa się z trzech zasadniczych części: teoretycznej, badawczej i końcowej – podsumowującej.

W części teoretycznej zawarto analizę literatury wraz z podaniem definicji i wyjaśnieniem podstawowych pojęć użytych w pracy, a ponadto syntetyczny opis pojęć właściwości technologicznych i eksploatacyjnych oraz mechanizmów zużywania ostrzy skrawających.

Na podstawie przeprowadzonej analizy literatury i wstępnych badań własnych, w rozdziale 3 sformułowano cele pracy, a następnie w kolejnych rozdziałach zamieszczono metodykę badań i uzyskane wyniki w formie graficznej i tabelarycznej.

Podsumowanie, wnioski końcowe i wykaz literatury zamieszczono w części końcowej pracy.

2. ANALIZA LITERATURY

2.1. Definicje i podstawowe pojęcia użyte w pracy

2.1.1. Właściwości technologiczne i eksploatacyjne ostrzy skrawających

Tak, jak to wynika z samego tematu oraz zakresu pracy doktorskiej, przy opisie i ocenie właściwości ostrzy skrawających użyto terminy właściwości technologicznych i eksploatacyjnych. W kontekście narzędzi skrawających, pojęcie to zostało już wcześniej wprowadzone m.in. przez autorów prac [76-78, 80].

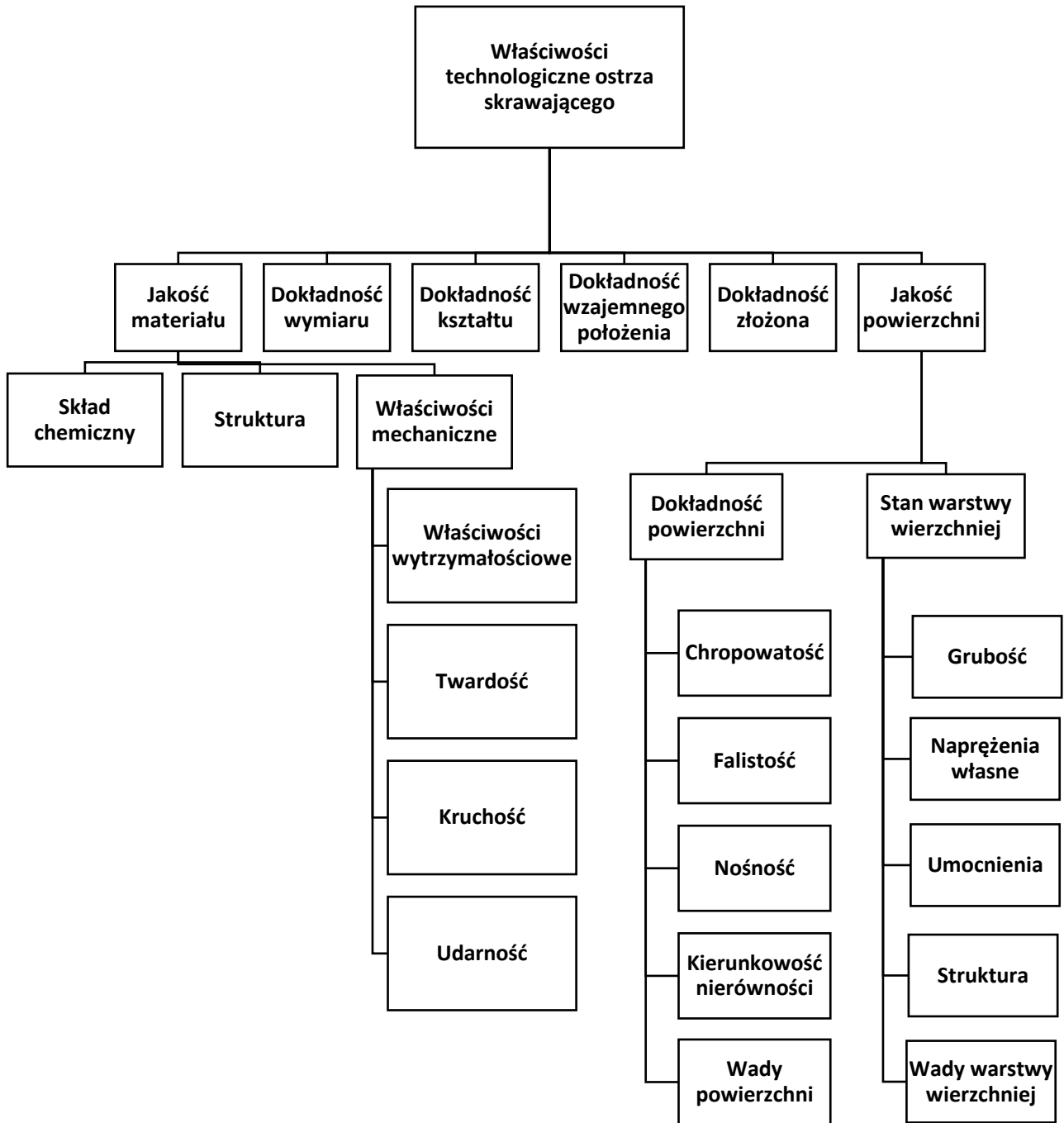
Biorąc pod uwagę cykl życia wyrobów, można wyróżnić, po stronie producenta – proces jego wytwarzania oraz, najczęściej po stronie klienta – proces użytkowania. Po ukończeniu procesu wytwarzania można określić właściwości technologiczne, czyli potencjalne wyrobu. Są to właściwości aprioryczne, czyli pierwotne będące antonimem określenia a posteriori, dla tego co wtórne. Kompilacją właściwości technologicznych i warunków użytkowania są właściwości eksploatacyjne, będące właściwościami a posteriori czyli stanem wyrobu (z następstwa) podczas jego użytkowania [2, 82]. Nie da się jedynie na podstawie *właściwości technologicznych* określić, czy właściwości produktu będą właściwe, ponieważ znaczący wpływ mają warunki użytkowania.

W przypadku ostrzy skrawających warunkami określającymi proces użytkowania są: narzędzia, obrabiarka, przedmiot obrabiany, sposób mocowania, chłodzenie i smarowanie, parametry skrawania itd. [76-78, 80]

Właściwości technologiczne materiału ostrza skrawającego (materiału objętościowego) determinuje przede wszystkim struktura metalograficzna, z której wynikają inne właściwości:

- mechaniczne (twardość, kruchość, wytrzymałość, plastyczność, odporność na zużycie tribologiczne),
- chemiczne (np. odporność korozyjna),
- termofizyczne (przewodnictwo cieplne, rozszerzalność cieplna).

Zaś sposób wytwarzania determinuje jakość powierzchni, a w tym dokładność powierzchni i stan warstwy wierzchniej. Jak wspomniano wcześniej, *właściwości eksploatacyjne* zależą od *właściwości technologicznych* oraz od określonych warunków użytkowania. W przypadku ostrzy skrawających, wyznacznikami *właściwości użytkowych* są m.in. trwałość, niezawodność i względy ekonomiczne [14, 47]. Na rysunku 2.1 przedstawiono w formie graficznej czynniki i parametry wpływające na właściwości technologiczne ostrzy skrawających.



Rys. 2.1. Czynniki i parametry wpływające na właściwości technologiczne ostrzy skrawających [13, 82]

2.1.2. Zużycie ostrzy skrawających

Zużycie narzędzi skrawających jest tematem licznych publikacji. Po przeprowadzeniu analizy dostępnej literatury wyodrębnić można dwa kluczowe kierunki badań. Pierwszy z nich to kierunek badawczy, który dotyczy zjawisk i mechanizmów determinujących zużycie ostrzy. Drugi kierunek dotyczy kwestii geometryczno-konstrukcyjnych narzędzi oraz doboru wskaźników zużycia i kryteriów stopienia ostrzy. Klasyfikacja ta nie ma wyraźnej granicy, głównie z powodu przenikania się i uzupełniania zagadnień [76-89].

Proces skrawania metali i ich stopów związany jest z bardzo niekorzystnymi warunkami pracy narzędzia (znaczące naciski jednostkowe, wysoka temperatura). Na podstawie licznych badań Harasymowicz, Kodym, Kawalec, Kupczyk, Wieczorowski [48, 64-65, 68, 137-138] wskazują na oddziaływania mechaniczne, cieplne i molekularne pomiędzy ostrzem skrawającym, materiałem obrabianym i wiórem. Wartości obciążeń mechanicznych i cieplnych w strefie styku ostrza skrawającego z przedmiotem obrabianym i wiórem mają wartości rzadko spotykane w budowie maszyn i zmieniają się w zależności od warunków obróbki. Najczęściej, końcowe zużycie ostrzy skrawających jest efektem nakładania się podstawowych, wymienionych wyżej mechanizmów.

Efektom wspomnianych wyżej obciążeń mechanicznych są naprężenia normalne i styczne, a dla obciążeń cieplnych – temperatura. Zmieniająca się grubość warstwy skrawanej powoduje zróżnicowanie układu sił i ich wartości. Powierzchnia przekroju poprzecznego warstwy skrawanej wynosi zazwyczaj 0,005-100 mm² [9]. Siły występujące podczas skrawania można podzielić na [9, 47, 83]:

- siłę konieczną do odkształcenia plastycznego warstwy skrawanej (jej spęczenia),
- siłę konieczną do oddzielenia warstwy skrawanej od bazowego materiału obrabianego,
- siłę konieczną do odkształcenia wióra,
- siłę tarcia pomiędzy powierzchnią natarcia a wiórem,
- siłę tarcia pomiędzy powierzchnią przyłożenia a materiałem obrabianym.

Rodzaj obróbki i zastosowanego narzędzia determinuje wartość wyżej opisanych sił. W przypadku toczenia, większość siły skrawania jest zużywana na pokonywanie sił wewnętrznych, czyli na odkształcenie warstwy skrawanej oraz oddzielenie i zginanie wióra. Tak dla przykładu, podczas wiercenia wiertłami krętymi jednolitymi, około 20% siły skrawania zużywana jest na pokonywanie siły tarcia wióra o powierzchnię rowków śrubowych oraz wiertła o ścianki otworu. Na pokonanie siły tarcia w przypadku gwintowania gwintownikami zużywane jest około 50% siły skrawania [9, 119].

Wypadkową siłę skrawania P , położoną w płaszczyźnie normalnej, można podzielić na dwie składowe: pionową P_z oraz poziomą P_p . Poziomą składową P_p można podzielić na kolejne dwie składowe: poosiową P_x oraz promieniową P_y . Rozkład wypadkowej siły skrawania na siły składowe przedstawiono na rysunku 2.2 [9, 26].

Wyróżnić można zatem trzy składowe wypadkowej siły skrawania P :

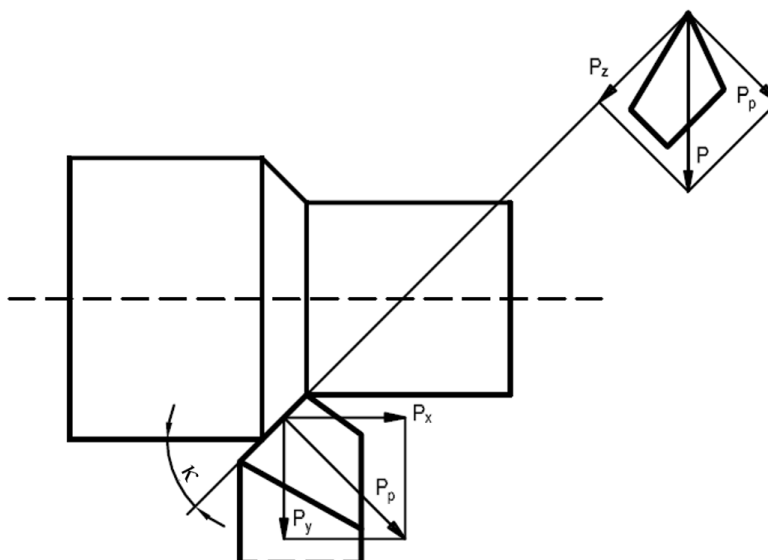
- siłę styczną (pionową) skrawania P_z ,
- siłę poosiową (poziomą) skrawania P_x ,
- siłę promieniową skrawania P_y .

Z rysunku 2.2 wynika, że podczas toczenia wzdłużnego:

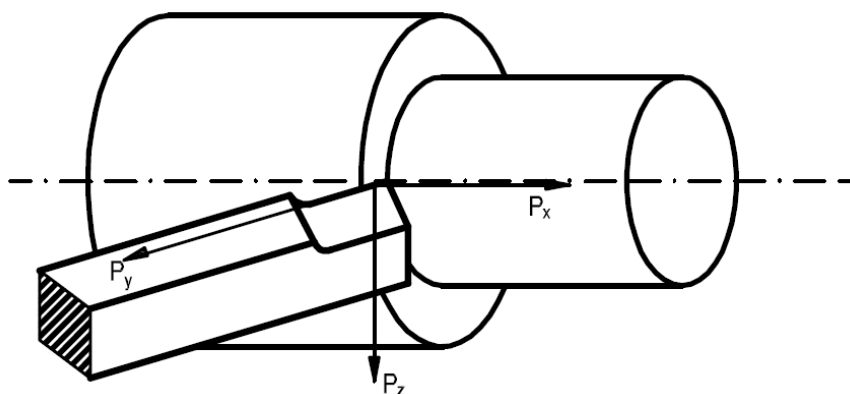
$$P_x = P_p \sin \kappa, \quad (2.1)$$

$$P_y = P_p \cos \kappa, \quad (2.2)$$

a zatem, podczas toczenia nożem o kącie przystawienia $\kappa = 90^\circ$, siła promieniowa skrawania $P_y = 0$. Siły skrawania przedstawiono na rysunku 2.3 [9].



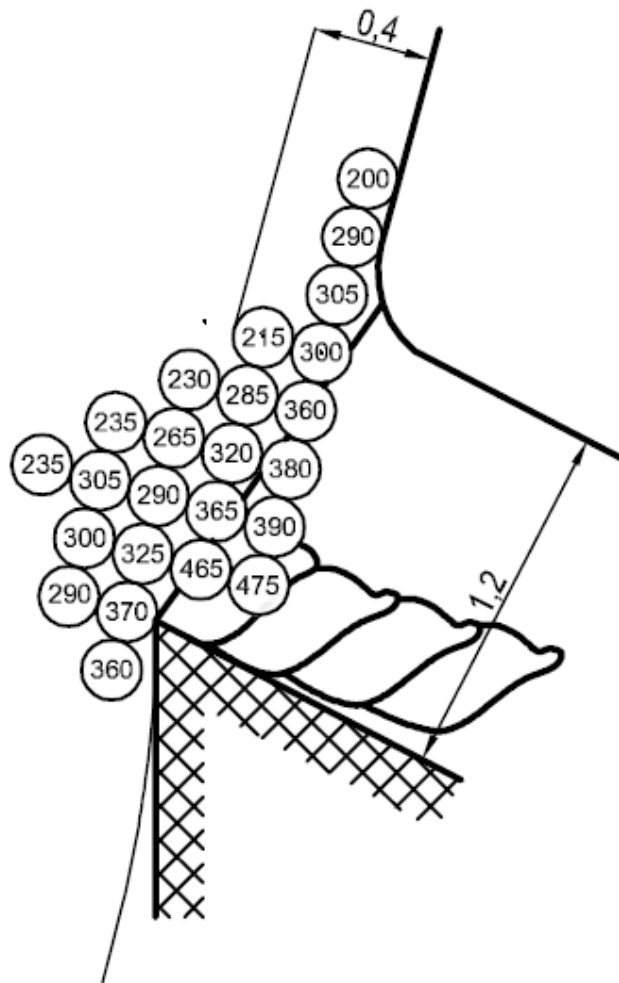
Rys. 2.2. Rozkład wypadkowej siły skrawania na siły składowe [9, 26]



Podczas skrawania, na ciepło zamieniana jest praca potrzebna do [9, 39-40]:

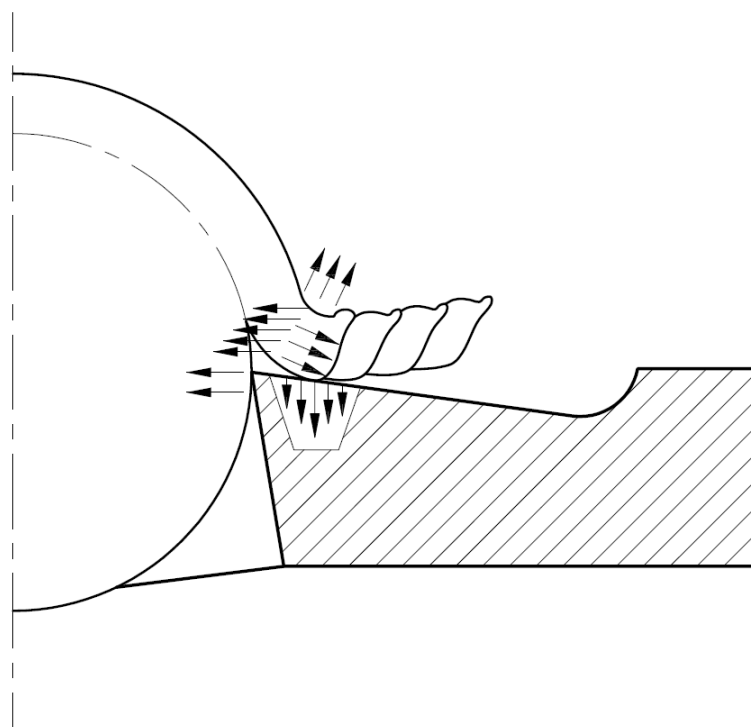
- spęcznienia warstwy skrawanej,
- oddzielenia warstwy skrawanej od bazowego materiału obrabianego (przedmiotu obrabianego),
- zginania wióra podczas spływania,
- tarcia wióra o powierzchnię natarcia ostrza,
- tarcia ostrza o powierzchnię przedmiotu obrabianego.

Wydzielające się ciepło ogrzewa wiór, narzędzie i przedmiot obrabiany w sposób nierównomierny. Ponieważ praca odkształcenia plastycznego warstwy skrawanej oraz oddzielania wióra stanowią rudymetarną część pracy skrawania, największa ilość ciepła wydziela się w warstwie skrawanej przy krawędzi skrawającej narzędzia. W wyniku wydzielającego się ciepła wzrasta temperatura otoczenia. Występuje zróżnicowana temperatura w różnych miejscach narzędzia i warstwy skrawanej, która jest związana z odmienną ilością ciepła wydzielonego w tych obszarach. Na rysunku 2.4 przedstawiono rozkład temperatury w obszarze skrawania [9, 39-40].

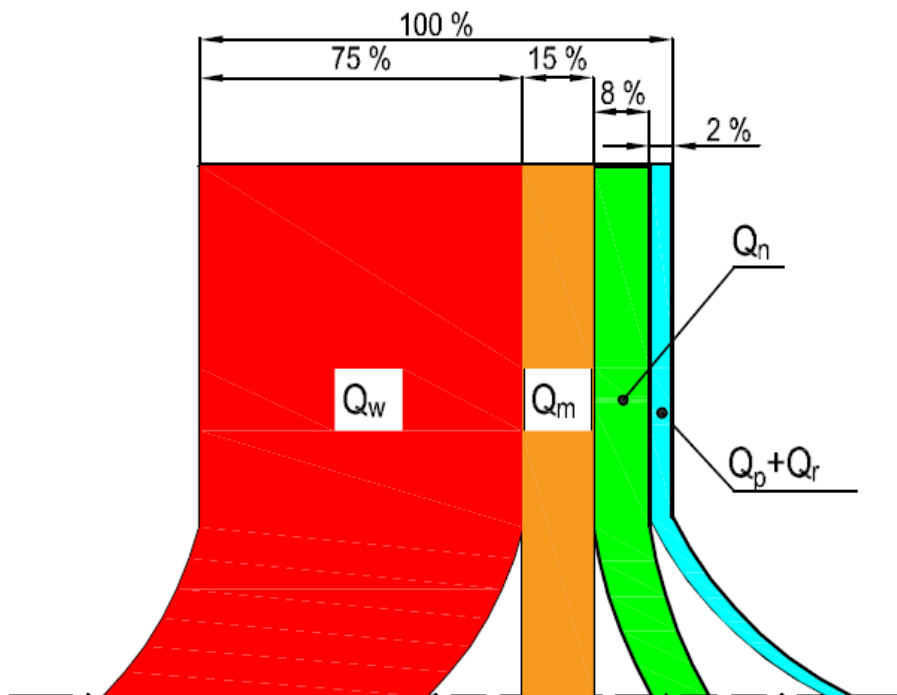


Rys. 2.4. Rozkład temperatury w przedmiocie obrabianym i wiórze [9]

Odprowadzenie powstałego podczas skrawania ciepła następuje za pośrednictwem przedmiotu obrabianego, narzędzia, płynu chłodząco-smarującego, promieniowania, ale przeważająca część wytworzonego ciepła odbierana jest w większości przypadków materiałów obrabianych, tj. stali konstrukcyjnych – przez wióry. Ze względu na to, że strumień ciepła emitowanego w kierunku przedmiotu obrabianego jest nieustannie przecinany przez narzędzie skrawające, niewielka ilość ciepła dociera do niego. Większość ciepła odprowadzana jest przez wiór. W przypadku przedmiotu obrabianego, zewnętrzna jego warstwa ogrzewa się w miejscu styku z krawędzią skrawającą. Ze względu na to, że ilość emitowanego ciepła jest mała w stosunku do objętości materiału obrabianego, dlatego też przedmiot obrabiany ogrzewa się nieznacznie. Narzędzie skrawające z oczywistych względów ogrzewane jest najbardziej w pobliżu krawędzi skrawającej, przy czym część ciepła jest odprowadzana przez część chwytową (oprawkę, trzonek) narzędzia. Przyjmuje się, że podczas skrawania materiałów miękkich około 50-80% całego ciepła unoszone jest przez wióry, od 20-30% przenika do narzędzia skrawającego, od 10-40% pozostaje w przedmiocie obrabianym, a 1% rozprasza się przez promieniowanie [63, 119]. Na rysunku 2.5 przedstawiono kierunek odprowadzania ciepła podczas skrawania, a na rysunku 2.6 pokazano opisane wyżej proporcje. W odróżnieniu od najczęściej spotykanych przypadków, podczas np. skrawania aluminium z $v_C = 100$ m/min w materiale obrabianym pozostaje ponad 70% ciepła, a wióry odprowadzają około 20% [24-26]. W stalach austenitycznych kwasoodpornych ze względu na ich słabą przewodność cieplną ilość ciepła odprowadzanego przez wióry i pozostającą w przedmiocie obrabianym jest niewielka. Główny strumień ciepła odbierany jest przez ostrze skrawające.



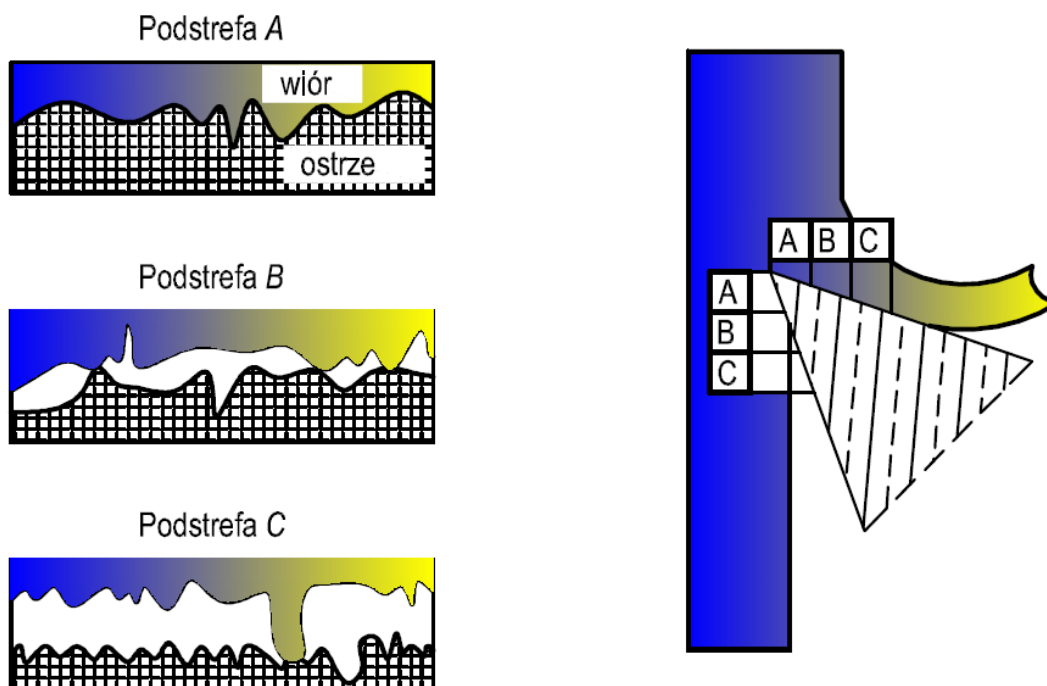
Rys. 2.5. Kierunki odpływu ciepła podczas skrawania [9]



Rys. 2.6. Rozkładu ciepła powstającego podczas skrawania [4, 9]

Opisane wyżej rodzaje i mechanizmy oddziaływań występujące w obszarze skrawania nazywane są przyczynami zużycia [68, 76-83]. Mając na względzie ich jakościowy i ilościowy wpływ, Höglund [52] stworzył model zużycia ostrzy skrawających ze stali szybko tnących i opisał możliwe podstawowe procesy zużywania. Wydzielił obszary kontaktu narzędzia z wiórem od strony powierzchni natarcia i materiału przedmiotu obrabianego od strony powierzchni przyłożenia na trzy podobszary [52, 76]:

- podobszar *A*, w którym występuje adhezyjny wpływ wióra lub przedmiotu obrabianego na ostrze narzędzia – najczęściej w tym podobszarze dochodzi do zużycia adhezyjnego, dyfuzyjnego i termoelektrycznego;
- podobszar *B*, w którym pod wpływem wysokiej temperatury dochodzi w osobnych podstrefach do szepiania materiału obrabianego i wióra z powierzchnią narzędzia – w tym podobszarze zużycie następuje przez wrywanie szepionych ziaren materiału narzędzia, rzadziej przez zużycie ściernie, dyfuzję, mikropęknięcia i zużycie cieplne;
- podobszar *C* – zgodnie z Höglundem występuje tam głównie czyste tarcie. W tym podobszarze dominuje zużycie ściernie i w mniejszym stopniu zużycie dyfuzyjne i chemiczne; mogą również powstać mikropęknięcia.



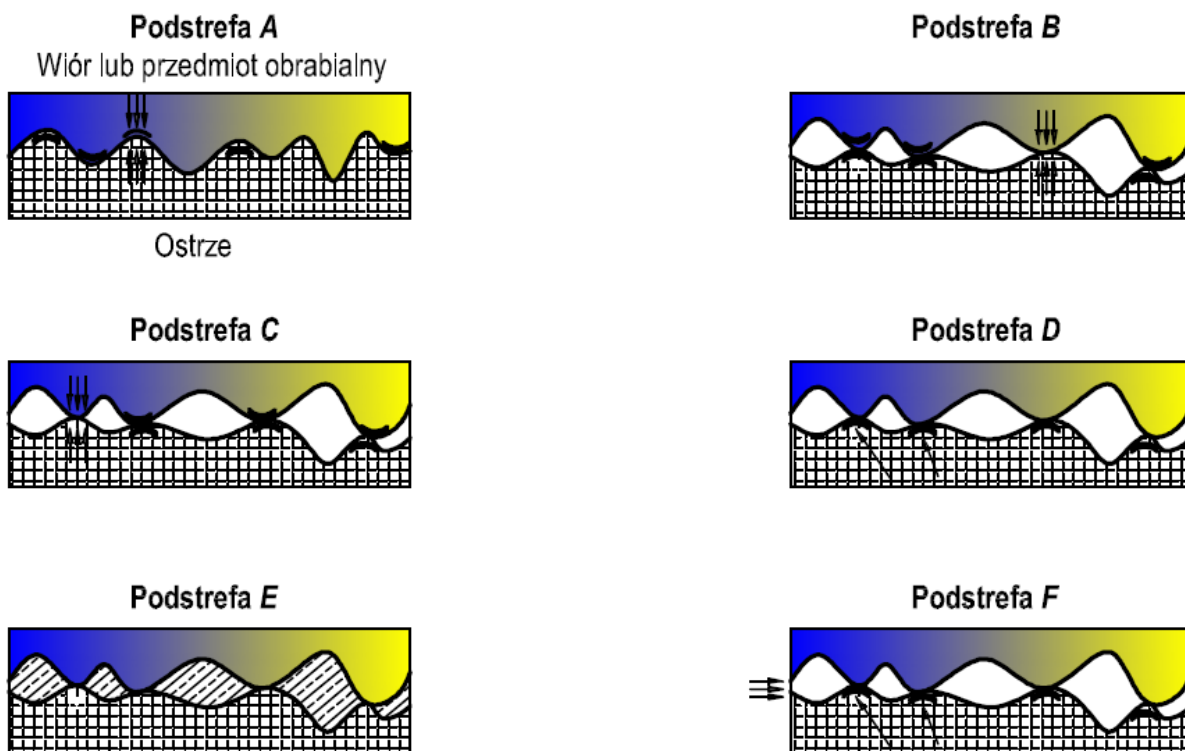
Rys. 2.7. Podobszary styku wióra lub przedmiotu obrabianego z ostrzem skrawającym [52, 76]

Należy zaznaczyć, że intensywność oddziaływań pary trącej zależy również od ich powinowactwa chemicznego. Głębsze analizy tego modelu przeprowadził Kupczyk w pracach [78, 83]. Rozszerzenie opisanego powyżej podziału zostało opracowane przez Kodyma [68]. Wyróżnił on sześć podobszarów czynnego kontaktu ostrza z przedmiotem obrabianym lub wiórem w zależności od wymienionych wyżej oddziaływań i przyczyn zużycia (mechaniczne, cieplne i molekularne). Kodym definiuje poszczególne podobszary w sposób następujący:

- podobszar *a* – w którym występuje zupełne przyleganie plastyczne odkształconych nierówności ostrza oraz przedmiotu obrabianego wraz z molekularnym oddziaływaniem między materiałami;
- podobszar *b* – w nim dochodzi do zgrzania plastycznego odkształconych nierówności wraz z oddziaływaniem molekularnym;
- podobszar *c* – występuje w nim plastyczne odkształcenie nierówności materiałów wraz z oddziaływaniem molekularnym;
- podobszar *d* – w którym następuje plastyczne odkształcenie nierówności w materiale obrabianym;
- podobszar *e* – wyróżniany jest jedynie podczas stosowania płynów chłodząco-smarujących – w tym podobszarze nie występuje tarcie graniczne z powodu znacznego obciążenia normalnego i dochodzi do zerwania warstwy granicznej, a kontakt na nierównościach uzależniony jest od obciążeń mechanicznych i cieplnych;

- podobszar f – pod wpływem środowiska zaczynają powstawać związki chemiczne. Następuje oddzielenie metalicznego styku nierówności ostrza od nierówności w materiale obrabianym.

Na rysunku 2.8 przedstawiono opisane wyżej podobszary kontaktu ostrza z wiórem i przedmiotem obrabianym.



Rys. 2.8. Podstrefy kontaktu ostrza z wiórem i przedmiotem obrabianym [68, 82]

W pracach [68, 77, 82, 83] podkreślono jakościowy i ilościowy wpływ przyczyn zużycia (mechanicznego, cieplnego i molekularnego), którego należy doszukiwać się już w ustalonych przyczynach wejściowych procesu skrawania, czyli w warunkach skrawania. Za najważniejsze czynniki wejściowe, wpływające na pojedyncze przyczyny zużycia, a więc na postać i intensywność zużywania się ostrza skrawającego, uważa się:

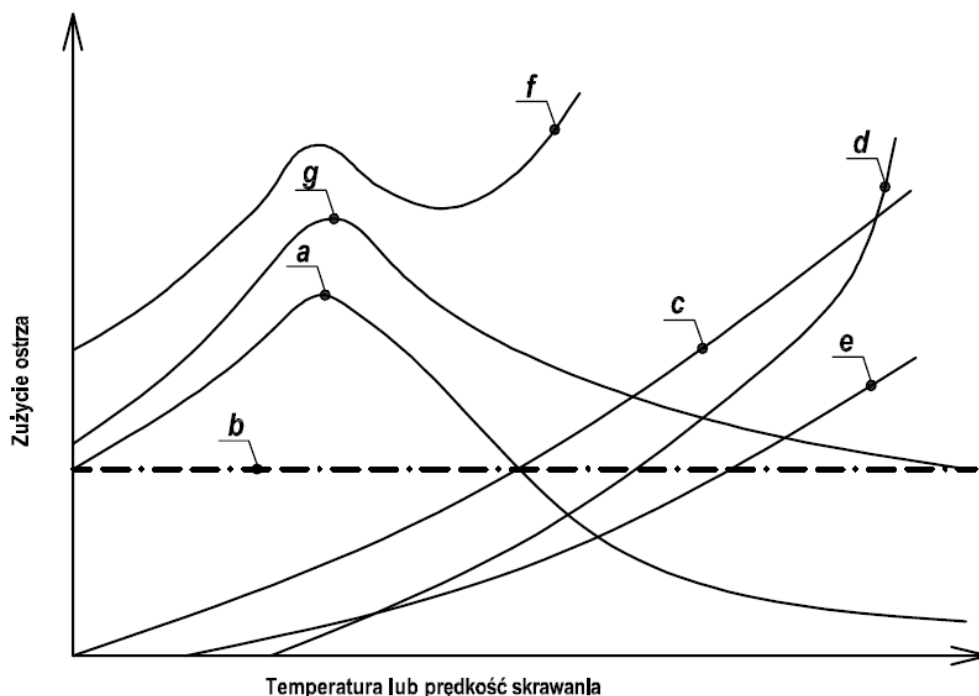
- parametry obróbkowe,
- materiał, z którego wykonany jest przedmiot obrabiany i narzędzie skrawające,
- ciecz obróbkową,
- specyfikę pracy narzędzia (praca ciągła, przerywana, udarowa itd.),
- sztywność układu Obrabiarka-Uchwyt-Przedmiot-Narzędzie.

Zużycie ostrza skrawającego, uwarunkowane wieloma czynnikami, przyjmuje różny charakter: mechaniczny, adhezyjny, chemiczny i cieplny [47, 78, 82, 91].

Na podstawie obserwacji dokonanej w pracy [138] oraz mają na uwadze wyniki badań z prac [81, 82, 91] należy zauważyć, że łączne zużycie ostrza skrawającego nie jest tylko dodaniem pojedynczych oddziaływań wskazanych przez Vieregge'a i Königa, ale również ich wzajemnym oddziaływaniem. Należy przy tym zaznaczyć, że nie wszystkie postacie zużycia występują naraz jednocześnie [91]. Podczas skrawania ze znacznymi prędkościami – w wysokiej temperaturze – można odnotować jednoczesne pojawianie się wszystkich wyżej wymienionych postaci zużycia, a przewaga którejkolwiek z nich zależy głównie od warunków skrawania [78]. Na rysunkach 2.9 oraz 2.10 przedstawiono graficznie występowanie poszczególnych postaci zużycia ostrzy w funkcji temperatury skrawania lub prędkości skrawania.

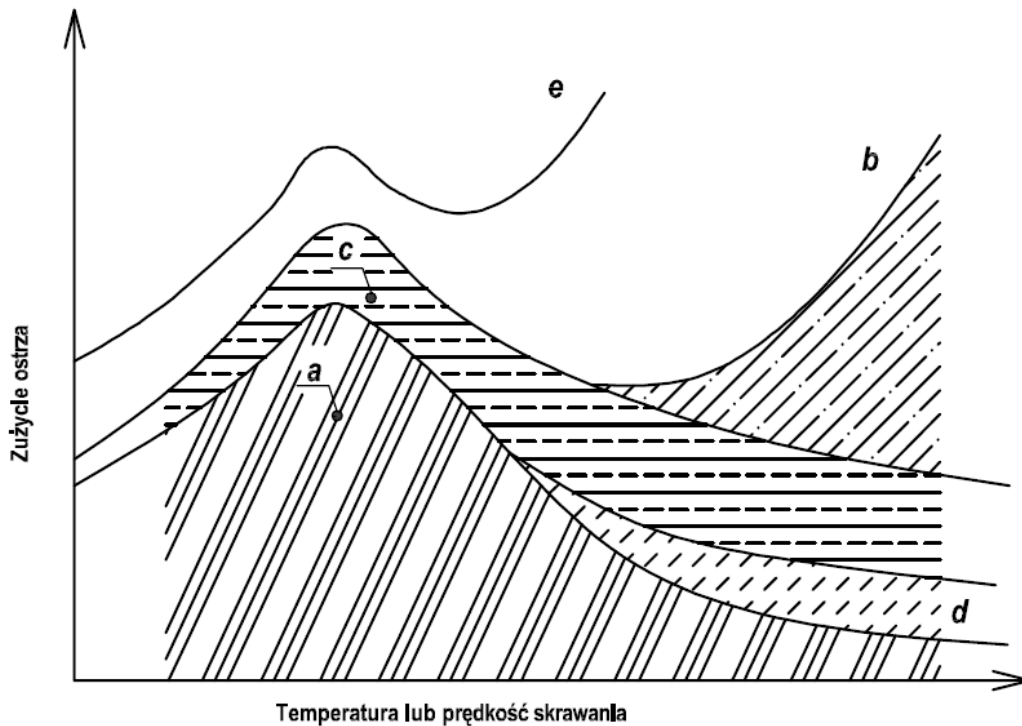
Równolegle, Kodym, podjął próbę zsyntetyzowania modeli Königa, Vieregge'a i de Vriesa. Wydaje się, że najlepiej opisuje charakterystykę udziału w zużyciu całkowitym poszczególnych postaci zużycia ostrza skrawającego w funkcji temperatury [68].

Analizom zjawisk zużycia ostrzy skrawających są dedykowane również prace [47, 70, 132, 148], w których do najważniejszych postaci zużycia zalicza się zużycie ściernie, dyfuzyjne, utlenianie oraz doraźne zużycie wytrzymałościowe.



Rys. 2.9. Udział poszczególnych postaci zużycia ostrzy skrawających w funkcji temperatury lub prędkości skrawania - ich występowanie i udział według Vieregge'a wraz z uwzględnieniem zużycia ściernego według Königa, gdzie:

- a – zużycie adhezyjne, b – odkształcenie plastyczne, c – erozja, d – zużycie dyfuzyjne, e – łuszczenie,
- f – zużycie łączne, g – zużycie ściernie (opracowano na podstawie [64, 65, 70, 80, 81, 148])



Rys. 2.10. Udział poszczególnych postaci zużycia ostrzy skrawających w funkcji temperatury lub prędkości skrawania - ich występowanie i udział według Königa z uwzględnieniem zużycia całkowitego według Vieregge'a. gdzie:

a – zużycie adhezyjne, *b* – zużycie dyfuzyjne, *c* – zużycie ściernie, *d* – utlenianie, *e* – zużycie całkowite (opracowano na podstawie [70, 80-81, 148])

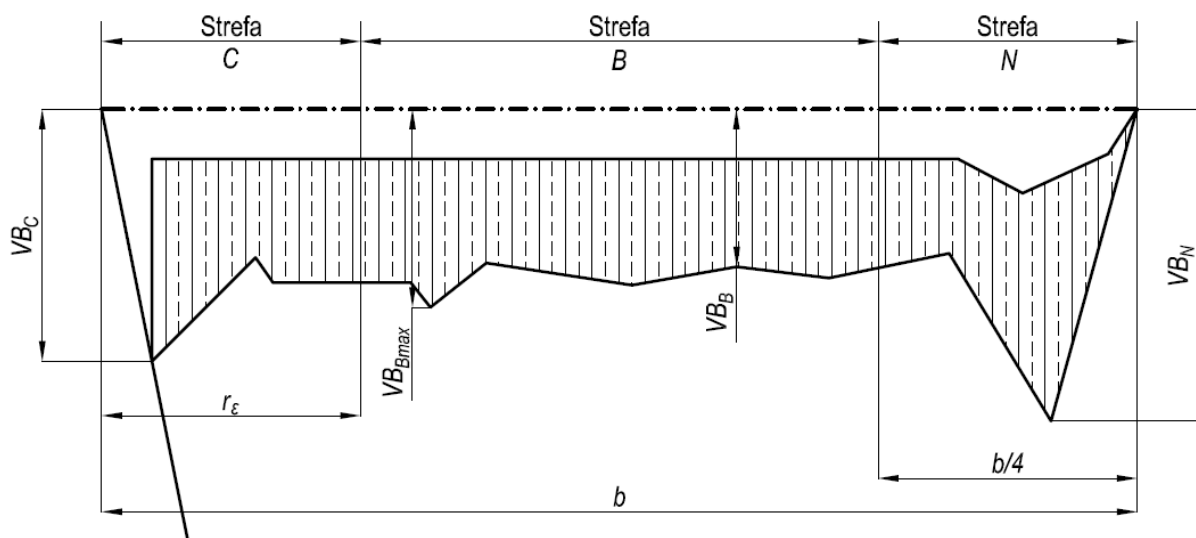
2.1.2.1. Objawy zużycia ostrzy skrawających

Pomimo licznych analiz związanych z problematyką eksploatacji i zużycia narzędzi skrawających – bez kompleksowej znajomości warunków skrawania – prognozowanie udziału poszczególnych przyczyn, postaci i objawów zużycia ma charakter szacunkowy. Objawy zużycia ostrzy skrawających są wielkościami dającymi się opisać, ale niekiedy również dającymi się zmierzyć. Mierzalnymi wskaźnikami objawów zużycia są parametry geometryczne zużycia ostrzy. Warunki skrawania determinują pojawiające się oddzielnie lub łącznie objawy zużycia. Ustandaryzowane wskaźniki zużycia ostrza pomagają określić wartość starcia na powierzchni przyłożenia i rozmiary rowka na powierzchni natarcia [76].

Wyróżnia się trzy strefy powierzchni przyłożenia wzdłuż czynnej krawędzi skrawającej do określania wskaźników zużycia ostrza – *N*, *C* i *B* i określa się je następująco [145]:

- strefa *N* – zlokalizowana najdalej od naroża ostrza – o łącznej długości wynoszącej $\frac{1}{4}$ długości czynnej krawędzi skrawającej. Dla tej strefy wyżłobienie związane ze zużyciem na głównej powierzchni przyłożenia VB_N jest odległością pomiędzy początkową główną krawędzią skrawającą a drugą granicą wyżłobienia mierzoną w płaszczyźnie stycznej P_S prostopadłej do głównej krawędzi skrawającej;

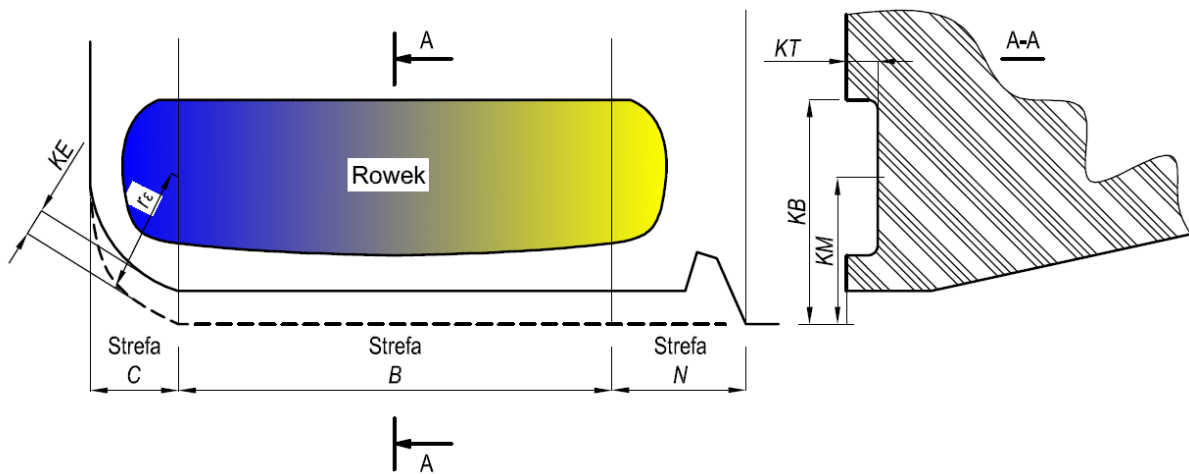
- strefa C – położona na zaokrąglonej części krawędzi skrawającej ($C = r_\epsilon$). W tej strefie wartość szerokości pasma zużycia naroża VB_C jest odległością pomiędzy początkowym wierzchołkiem ostrza mierzoną wzdłuż wysokości ostrza na przecięciu głównej i pomocniczej powierzchni przyłożenia;
- strefa B – umiejscowiona pomiędzy wyżej opisanymi strefami N i C – będąca pozostałym prostoliniowym fragmentem czynnej krawędzi skrawającej. W tym obszarze średnia szerokość pasma zużycia głównej powierzchni przyłożenia VB_B jest odległością pomiędzy początkową główną krawędzią skrawającą a końcem pola zużycia głównej powierzchni przyłożenia. Największa szerokość pasma zużycia głównej powierzchni przyłożenia VB_{Bmax} jest rozpiętością starcia mierzoną w miejscu maksymalnego zużycia o charakterze ściernym na głównej powierzchni przyłożenia.



Rys. 2.11. Wskaźniki zużycia ostrzy skrawających na powierzchni przyłożenia zgodnie z obowiązującą normą

Wyodrębnia się cztery wskaźniki zużycia o charakterze ściernym na powierzchni natarcia [145]:

- największą głębokość rowka zużycia KT , definiowaną jako maksymalna odległość pomiędzy dnem rowka a powierzchnią natarcia strefy B;
- odległość środka rowka zużycia KM , określaną jako odległość pomiędzy początkową główną krawędzią skrawającą a maksymalną głębokością rowka, mierzac równolegle do powierzchni natarcia;
- szerokość rowka zużycia KB , definiowaną jako odcinek między początkową główną krawędzią skrawającą a najdalszą krawędzią rowka w strefie B;
- cofnięcie naroża ostrza – zużycie promieniowe – KE , ustalone jako odległość pomiędzy narożem w stanie początkowym, a narożem w stanie rzeczywistym, mierzona prostopadłe do płaszczyzny bocznej narzędzia P_f .



Rys. 2.12. Wskaźniki zużycia ostrzy skrawających na powierzchni natarcia zgodnie z obowiązującą normą

Równoległe ze wskaźnikami geometrycznymi, istnieją inne, w których wyróżnia się trzy zasadnicze grupy [47, 73]:

- fizyczne:
 - przyrost siły i momentu skrawania,
 - wzrost temperatury skrawania,
 - zwiększenie energii pracy i mocy skrawania,
 - wzrost amplitudy drgań,
 - wzrost hałasu;
- technologiczne:
 - przyrost chropowatości przedmiotu obrabianego i powstawanie zadziórów (niska jakość powierzchni),
 - zmiana kształtu i postaci wióra (złe warunki łamania i odprowadzania wiórów),
 - niemożność dotrzymania zakładanej tolerancji wymiarów i kształtu przedmiotu obrabianego (skutki jakościowe),
 - wzrost mocy pobieranej przez obrabiarkę,
- ekonomiczne:
 - zwiększenie nakładów środków na regenerację ostrza,
 - wzrost kosztów obróbki.

2.1.2.2. Postacie zużycia ostrzy skrawających i przyczyny ich powstania

Fundamentalnymi postaciami zużycia ostrzy skrawających, są [82]:

- zużycie mechaniczne:
 - zużycie ściernie,
 - zużycie wytrzymałościowe,
 - deformacja plastyczna;
- zużycie adhezyjne;
- zużycie chemiczne (jako następstwo zużycia dyfuzyjnego lub utleniania);
- zużycie cieplne.

Jak dotąd, najlepiej znaną postacią zużycia jest zużycie ściernie, uwarunkowane właściwościami mechanicznymi materiału ostrza skrawającego i materiału obrabianego. Podczas zużycia ściernego dochodzi do usuwania materiału ostrza skrawającego w wyniku zaczepiania o mikronierówności powierzchni obrabianej, w konsekwencji czego występuje mikroskrawanie, bruzdowanie oraz rysowanie powierzchni ostrza [13-16]. Podczas zużycia ściernego dochodzi do wgłębiania w powierzchnię ostrza twardych cząstek – tzw. narostu zbudowanego z silnie odkształconych warstw materiału obrabianego o teksturze włóknistej, wtrąceń pochodzenia węglkowego oraz bardzo twardych tlenków [13, 14]. W pewnym uproszczeniu ten rodzaj zużycia można porównać do szlifowania, aczkolwiek zużycie ściernie jest procesem bardziej skomplikowanym, ze względu na udział zarówno ziaren utwardzonych jak i wolnych ziaren, które oprócz działania skrawającego są przetaczane i wbijane w powierzchnię przedmiotu obrabianego lub narzędzia [13, 50].

Za kryterium wyróżniające wymienione wcześniej postacie i objawy zużycia przyjmuje się iloraz powierzchni przekrojów poprzecznych zagłębienia rysy f_2 oraz spęczenia materiału wokół rysy f_1 [50, 55, 80, 81].

Samo skrawanie ma miejsce, jeżeli stosunek f_1/f_2 wynosi 0. Powierzchnia przekroju poprzecznego spęczonego materiału wynosi wtedy 0.

Odkształcenie plastyczne występuje, jeżeli iloraz f_1/f_2 wynosi 1. Występuje wtedy zjawisko bruzdowania, gdyż materiał wgniatany jest spęczony z obu stron rysy i przenoszony na zewnątrz.

Równoczesne mikroskrawanie, odkształcenie plastyczne i rysowanie pojawiają się, jeżeli $0 < f_1/f_2 < 1$ [83].

Jak wynika z badań [14, 50, 78] zużycie ściernie jest odwrotnie proporcjonalne do twardości materiału ostrza. Zostało to potwierdzone między innymi badaniami wykonanymi przez Younga, Chruszczowa i Babiczewa [50, 66], które wykazały linearną zależność pomiędzy wzrostem względnej odporności na zużycie ściernie a twardością materiału poddanego tarcia. Ta liniowa zależność została również zdefiniowana we wzorach podanych w pracach [50, 55, 66]. Poza kilkoma wyjątkami duża twardość związana jest z dużą kruchością. Na skutek sporej kruchości materiał może pękać wokół miejsc styku z twardymi cząstkami, w następstwie czego oddziela

się spora część materiału ostrza [78, 79]. W takich warunkach występuje wzmożone zużycie ściernie.

Zużycie wytrzymałościowe charakteryzuje się wyszczerbieniami, wyłamaniem, wykruszeniami i pęknięciami ostrza w wyniku przekroczenia wytrzymałości doraźnej lub zmęczeniowej [14, 24-26]. Uwarunkowaniem determinującym pojawianie się zużycia zmęczeniowego są systematycznie powtarzające się zderzenia między wierzchołkami chropowatości powierzchni. Istnieją dwa mechanizmy zużycia wytrzymałościowego. W pierwszym zużycie ostrza następuje w wyniku bezpośredniego wpływu materiału obrabianego i wiórów na ostrze. W drugim przypadku przyczyną jest odkształcenie sprężyste poprzez warstwę cieczy chłodząco-smarującej. Konsekwencją tego jest zmęczenie i rozdzielanie wierzchołków chropowatości od powierzchni. Istotnym zagrożeniem opisanych oddziaływań jest powstawanie pęknięć w materiale ostrza skrawającego [83].

Jednym z symptomów zużycia wytrzymałościowego są mikroubytki - wyszczerbienia ostrza skrawającego. Powodem tego zjawiska jest chwilowe przekroczenie wytrzymałości doraźnej w miejscu styku ostrza skrawającego z materiałem obrabianym.

Przy bardziej rozległym ubytku ostrza obejmującym nie tylko obszar bezpośredniego styku ostrza z materiałem obrabianym mówimy o wykruszeniu. Jedną z konsekwencji występowania tego objawu zużycia są niekorzystne zmiany geometrii ostrza - głównie powstawanie ujemnego kąta natarcia, które to zwiększa obciążenie narzędzia skrawającego i może prowadzić do definitywnego zniszczenia ostrza przez wyłamanie [145].

Wyłamaniem nazywa się najobszerniejszy objaw zużycia wytrzymałościowego, podobny do wykuszania, ale ze względu na odrywanie znacznej części ostrza, oznacza natychmiastową utratę właściwości skrawnych [145].

Do pęknięcia ostrza dochodzi wówczas, gdy nie występuje objętościowy ubytek materiału, ale naruszona jest spójność pomiędzy cząsteczkami materiału. Najczęściej pęknięcia występują podczas obróbki przerywanej z powtarzalnymi uderzeniami mechanicznymi i cieplnymi. Pęknięcia równoległe do krawędzi ostrza spowodowane są zmęczeniem mechanicznym, a pęknięcia prostopadłe wynikają ze zmęczenia cieplnego. Po pewnym czasie pęknięcia te propagują i są źródłami wyżej opisywanych ubytków objętościowych ostrza [76].

Powyżej opisane mechanizmy należą do tzw. dyskretnych form zużycia narzędzi skrawających.

Kolejną z postaci zużycia ostrzy skrawających jest zużycie chemiczne. Zasadniczym mechanizmem jest zużycie dyfuzyjne. Ciepło wytwarzające się podczas skrawania inicjuje i wzmacnia dyfuzję atomów z materiału ostrza do materiału przedmiotu obrabianego lub odwrotnie [14, 78]. Warunkiem rozgraniczającym rozpoczęcie dyfuzji jest przekroczenie połowy temperatury topnienia ostrza. Wielkość zmiany i dynamika procesu uzależniona jest od składu chemicznego kontaktującej się pary trącej [50]. Dyfundujące w głąb ostrza skrawającego atomy zmieniają jego skład chemiczny, a w konsekwencji mają wpływ na właściwości mechaniczne zwłaszcza warstwy wierzchniej i wzrost intensywności degradacji ostrza [78].

Drugim elementarnym mechanizmem zużycia chemicznego jest zużycie poprzez utlenianie. Wspólną cechą występowania jest zbliżony do dyfuzji zakres temperatur [47]. Reakcja utleniania występuje na granicy styku wióra z materiałem ostrza. W tym obszarze temperatura jest bardzo wysoka z jednoczesnym dostępem

powietrza. Pierwiastek osnowy materiału ostrza – w przypadku stali szybko tnących najczęściej

żelazo, kobalt i wolfram – utleniają się tworząc pory, które w skali makro obserwuje się jako wąskie wyżłobienia na powierzchniach natarcia i przyłożenia. Ze względu na porowatość powstałych tlenków są dość łatwo zabierane przez wiór [83].

W wyniku cząsteczkowych oddziaływań spowodowanych tarciami między ostrzem a wiórem dochodzi do zużycia adhezyjnego. Podczas tarcia przy większych siłach skrawania pojawia się metaliczny kontakt czystych chemicznie powierzchni pary trącej. Równolegle występuje duży nacisk jednostkowy powodując zbliżenia cząstek pary trącej do siebie i wzrastają siły międzycząsteczkowe aż do wytworzenia szepień adhezyjnych. Jednocześnie ciągły ruch wióra skutkuje wrywaniem zwartych cząstek wióra i ostrza – gdy siły adhezji przewyższają siły łączące atomy sieci krystalicznej – lub ucinanie połączenia adhezyjnego [13-16, 50, 82, 90].

Ostatnią postacią zużycia ostrzy skrawających jest zużycie cieplne będące rezultatem przekroczenia dopuszczalnej temperatury skrawania. W materiale ostrza następują nieodwracalne zmiany w warstwie wierzchniej związane z odpuszczaniem. Konsekwencją tego jest spadek właściwości mechanicznych (twardości i wytrzymałości), a także odkształcenie plastyczne doprowadzające do odkształcenia i zniszczenia ostrza. Odkształcenie plastyczne w wyniku odpuszczenia warstwy wierzchniej szczególnie dotyczy narzędzi wykonanych ze stali szybko tnących. Synergia siły i temperatury powoduje zmianę pierwotnego kształtu ostrza bez zauważalnego ubytku materiału [13-15, 81].

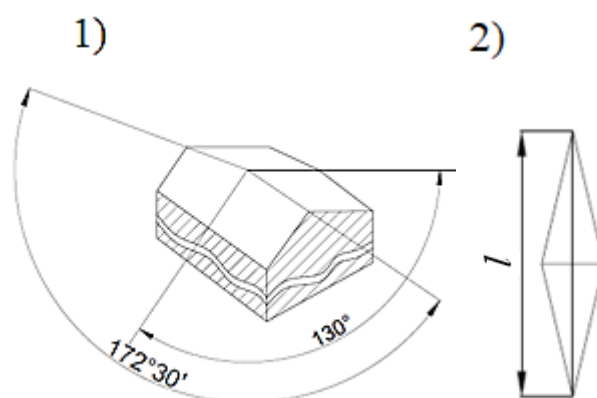
2.1.3. Pomiar twardości ostrzy skrawających

Jedną z najistotniejszych metod oceny właściwości technologicznych ostrzy skrawających jest pomiar twardości. Mierzenie twardości składa się najczęściej z dwóch etapów, gdzie pierwszym jest zadziaływanie z określoną siłą, prędkością i w określonym czasie w celu wykonania na badanym materiale trwałego odcisku. Drugim etapem jest pomiar geometryczny powstałego wcześniej odcisku. Ze względu na różnicowanie wartości twardości tej samej próbki, dla różnych metod pomiarowych i warunków podczas nich panujących, przedstawiając wyniki badań podaje się nazwę zastosowanej metody oraz warunki, przy których wykonywano pomiar.

Do pomiaru twardości objętościowych materiałów narzędziowych, do jakich należą ostrza skrawające, stosuje się następujące metody statyczne:

- metoda Knoop,
- metoda Rockwella,
- metoda Vickersa,
- metoda Brinella,
- metoda Chruszczowa – Bierkowicza,
- metoda Grodzińskiego.

Metoda Knoopa bazuje na statycznym wciskaniu wgłębnika o kształcie ostrosłupa z podstawą rombu w badany materiał i pomiarze dłuższej przekątnej powstałego odcisku l po zdjęciu siły obciążającej F . Zgodnie z normą [114] twardość Knoopa oznaczana jest symbolem HK poprzedzoną wartością tej twardości i dodatkowo uzupełnioną o liczbę określającą siłę obciążającą F oraz czas działania siły w sekundach.



Rys. 2.13. Pomiar twardości metodą Knoopa: 1 – wgłębnik, 2 – powstały odcisk, gdzie: l – dłuższa przekątna odcisku (opracowano na podstawie [24, 102, 114])

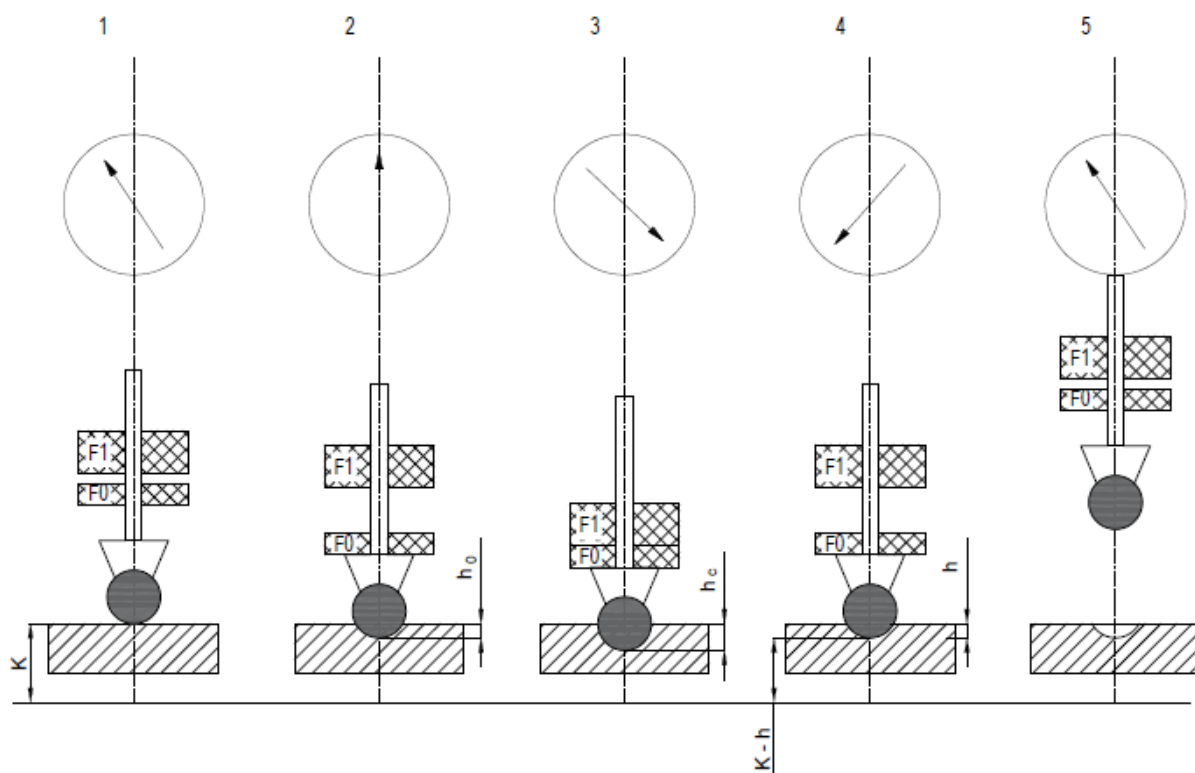
Twardość Knoopa jest wprost proporcjonalna do ilorazu siły obciążającej F oraz powierzchni S rzutu powstałego odcisku i wynosi:

$$HK = \frac{0,102 F}{0,07028 l^2} = 1,451 \frac{F}{l^2}, \quad (2.3)$$

gdzie: F – siła obciążająca [N], l – długość dłuższej przekątnej odcisku [mm] [29, 114, 141].

Najszerzej metodę Knoopa stosuje się do pomiarów twardości materiałów bardzo twardych i zarazem kruchych, np. szkła. Cechami charakterystycznymi dla tej metody jest płytki odcisk – iloraz pomiędzy długością przekątnej l a głębokością odcisku wynosi 30:1 oraz większa dokładność w stosunku do metody Vickersa spowodowane większym wymiarem dłuższej przekątnej powstałego odcisku.

Metoda Rockwella opiera się na dwuetapowym wgniataniu w badany materiał węgelnika oraz na pomiarze trwałej głębokości odcisku po zdjęciu siły obciążającej. Zgodnie z normą [118] twardość metodą Rockwella przedstawia się jako liczby niemianowane z oznaczeniem metody oraz skali, w których wykonano pomiar.



Rys. 2.14. Pomiar twardości metodą Rockwella, 1-5 kolejne etapy pomiaru, F_0 i F_1 – obciążenie wstępne i główne, h_0 i h_c – głębokość powstałego odcisku po obciążeniu wstępnym i głównym, h – trwały przyrost głębokości odcisku pod obciążeniem wstępnym bez obciążenia głównego, K – umowna stała odpowiadająca 100 lub 130 jednostkom podziałki w zależności od skali (opracowano na podstawie [29, 118, 141])

Biorąc pod uwagę powyższe, twardość Rockwella jest różnicą stałej głębokości K odpowiadającej wstępnemu obciążeniu wgłębnika F_0 oraz stabilnego przyrostu głębokości powstałego odcisku h spowodowanego obciążeniem głównym F_1 i mierzonego po odciążeniu w jednostkach równych 0,002 mm w skalach A, B, C, D, E, F, G, H, K oraz w jednostkach równych 0,001 mm przy skalach N oraz T. Przy skalach A, C, D i N wgłębnikiem jest diamentowy stożek o kącie wierzchołkowym 120° . Dla skali B, F, G i T jest to kulka stalowa lub z węglików spiekanych o średnicy 1,5875 mm, natomiast dla skali E, H i K kulka ma średnicę 3,175 mm.

$$HR = K - \frac{h}{0,002}, \quad (2.4)$$

$$HR = K - \frac{h}{0,001}, \quad (2.5)$$

gdzie: K – umowna stała wyrażona w jednostkach podziałki ($K=100$ dla stożka i kulki w skalach T oraz $K=130$ dla kulki w pozostałych skalach), h – głębokość odcisku [mm] [118]

Metoda Rockwella znalazła szerokie zastosowanie w przemyśle, głównie ze względu na szybkość i łatwość pomiaru w warunkach warsztatowych – wartość pomiaru odczytywana jest na czujniku zegarowym lub cyfrowym.

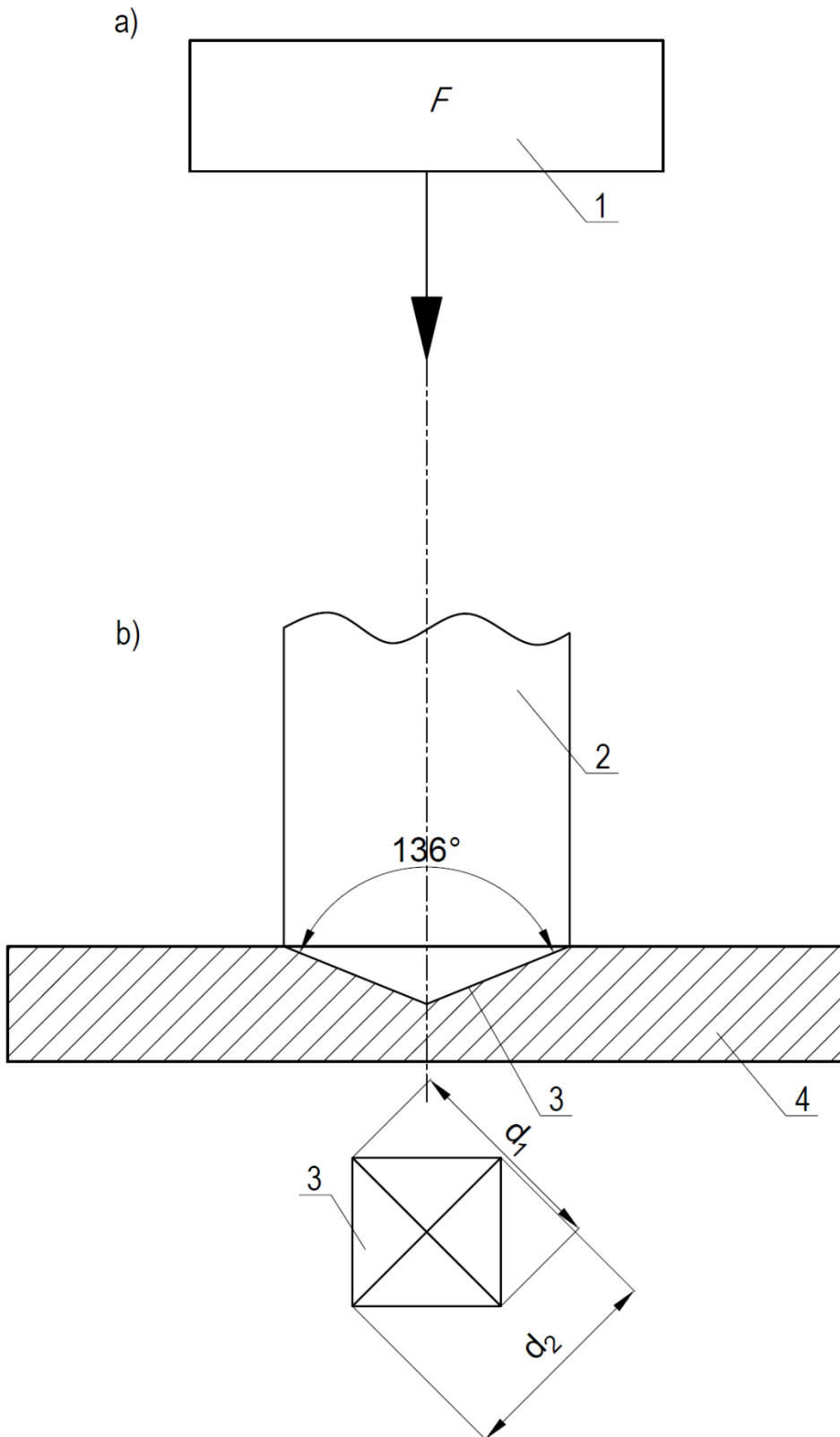
Metoda Vickersa bazuje na wciskaniu w badany materiał wgłębnika w postaci diamentowego ostrosłupa o podstawie kwadratu i kącie pomiędzy przeciwległymi ścianami wynoszącym 136° , z odpowiednim obciążeniem i po usunięciu siły obciążającej pomiarze długości przekątnych powstałego odcisku. Wzorcując się na normie [117] twardość Vickersa jest proporcjonalna do ilorazu obciążenia F i do powierzchni bocznej trwałego odcisku S .

$$HV = \frac{0,204 F \sin 68^\circ}{d^2} = 0,1891 \frac{F}{d^2}, \quad (2.6)$$

gdzie: d – arytmetyczna średnia przekątnych pojedynczego odcisku w [mm], F – siła obciążająca [N].

Pomiary twardości przy obciążeniu $F \geq 1,961$ N określone są próbami twardości Vickersa. Symbolika twardości Vickersa składa się z oznaczenia HV poprzedzonego wartością pomiaru twardości, a po nim określa się [29, 42, 117, 141]:

- liczbę opisującą siłę obciążającą w [kG],
- czas działania siły obciążającej w [s].



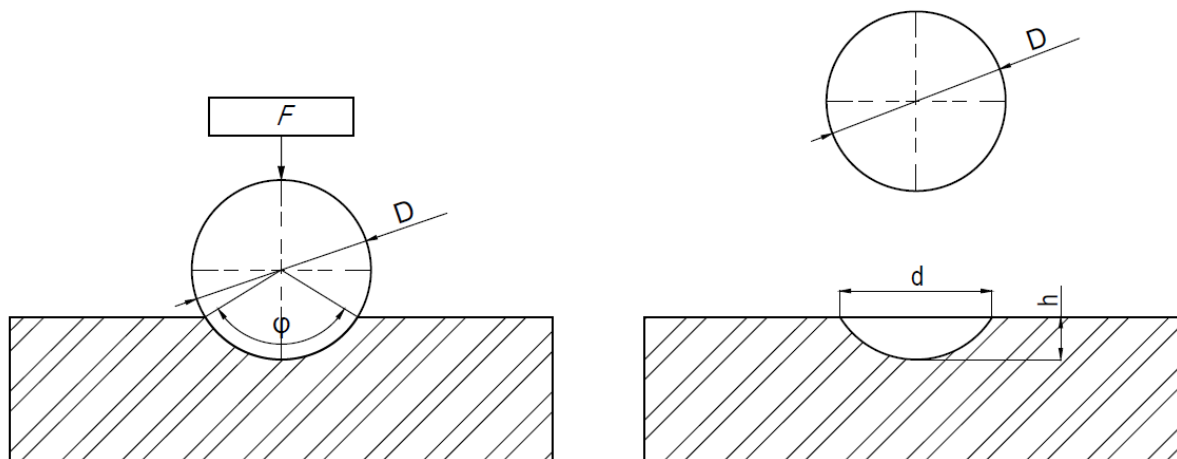
Rys. 2.15. Pomiar twardości metodą Vickersa: a) obciążenie próbki, b) – odcisk, gdzie: 1 – F – siła obciążająca węgłbnik, 2 – węgłbnik, 3 – odcisk, 4 – próbka (opracowano na podstawie [29, 117, 141])

Metoda Brinella bazuje na wciskaniu w badany materiał kulki i pomiarze średnicy powstałego odcisku. Twardość determinuje materiał węgłbnika: do 450 HB stosuje się kulki stalowe oznaczane jako HBS, powyżej 350 HB stosuje się kulki z węglików spiekanych oznaczane jako HBW. W zależności od badanego materiału czas wciskania węgłbnika wynosi od 10 do 60 sekund. Skala twardości Brinella wynosi od 3 do 600 i oznaczana jest jako HB. Ze względu na spory rozmiar odcisku nie zawsze znajduje zastosowanie, ale w przypadku np. odbioru wyrobów hutniczych jest szeroko stosowana. Wielkość odcisku może być zaletą w przypadku pomiaru stopów wielofazowych oraz wadą w przypadku małych i twardych próbek [29, 115, 116]. Wartość HB można obliczyć z zależności

$$HB = 0,102 \frac{2F}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})}, \quad (2.7)$$

gdzie: F – wartość siły obciążającej [N], D – średnica kulki [mm], d – średnica odcisku [mm] [115, 116]

Do największych zalet metody Brinella należą powtarzalność wyników oraz jedna skala twardości dla wszystkich materiałów. Do wad zalicza się potrzebę pomiarów średnic odcisków oraz konieczność odczytywania wartości twardości z tabel.

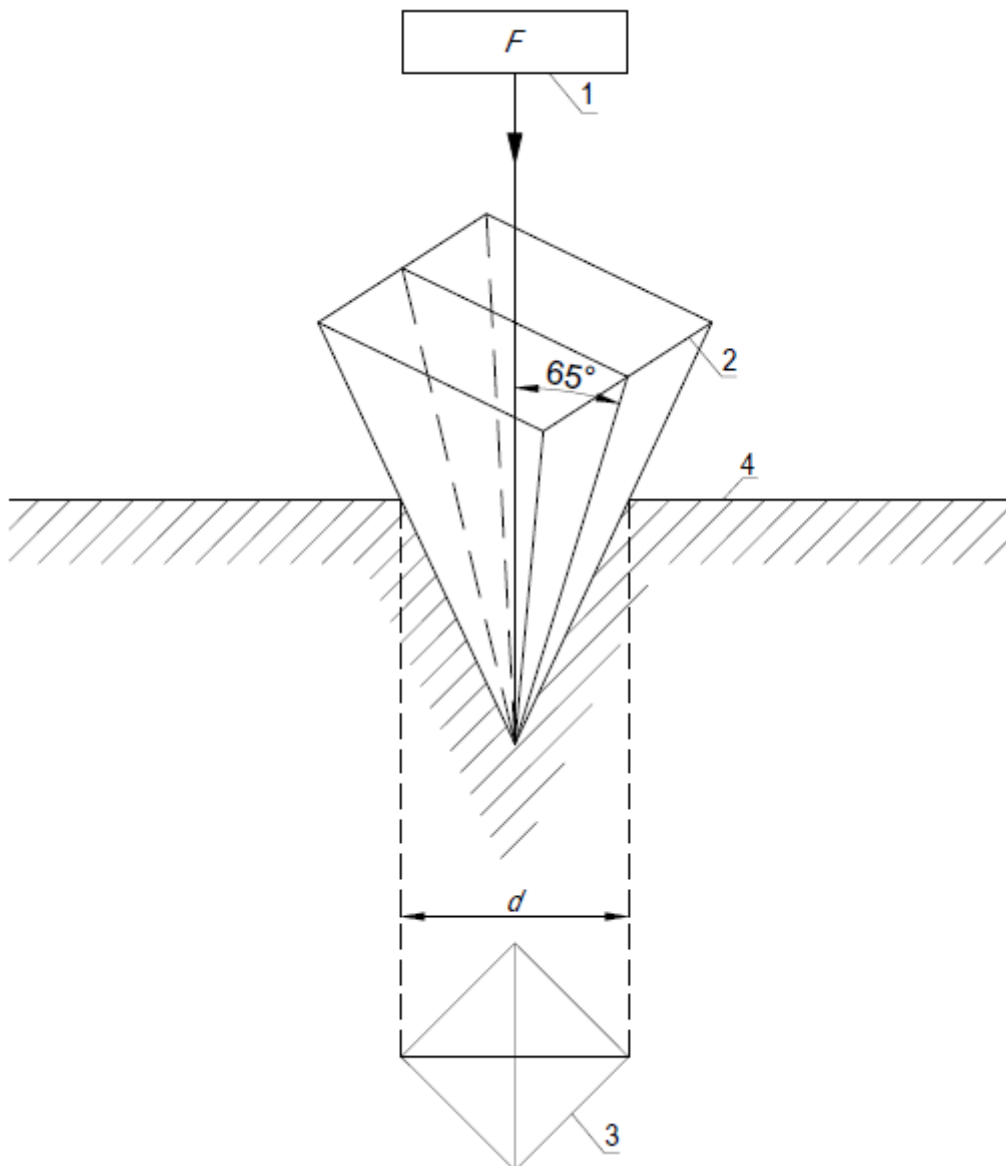


Rys. 2.16. Pomiar twardości metodą Brinella: F – obciążenie próbki, D – średnica kulki, d – średnica odcisku, h – głębokość odcisku (opracowano na podstawie [115, 116])

Metoda Chruszczowa - Bierkowicza jest techniką stosowaną do materiałów supertwardych. Bazuje ona na wciskaniu diamentowego wglębniaka o kształcie ostrosłupa, ze ścianami pochylonymi względem osi ostrosłupa pod kątem 65° . Twardość Chruszczowa – Bierkowicza jest ilorazem wartości obciążenia do powierzchni trwałego odcisku i wynosi [29, 42, 66]:

$$HCH = 1570 \frac{0,102F}{l^2}, \quad (2.8)$$

gdzie: F – siła obciążająca [N], l – wysokość trójkąta odcisku w μm (opracowano na podstawie [29])

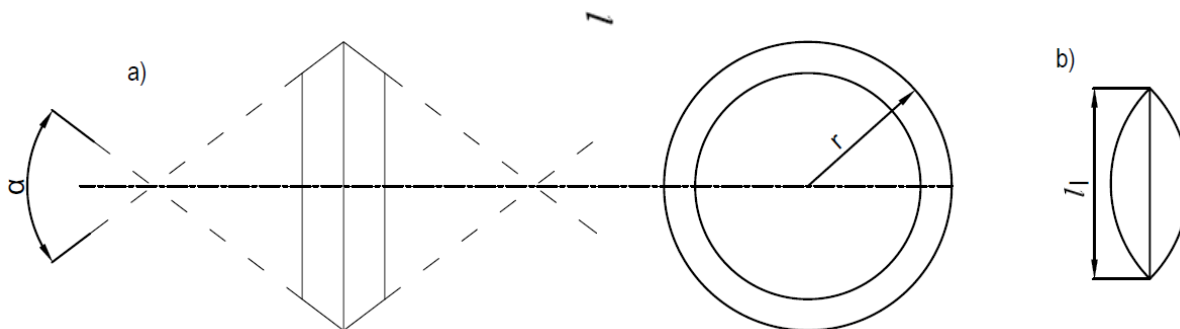


Rys. 2.17. Pomiar twardości metodą Chruszczowa-Bierkowicza, gdzie: 1 – F – siła obciążająca wgłębnik, 2 – wgłębnik, 3 – odcisk, 4 – próbka (opracowano na podstawie [66])

Twardość Grodzińskiego wyróżnia się na tle wcześniej opisywanych kształtem wgłębnika. Jest nim podwójny stożek, dzięki czemu powstałe odciski są znacznie wydłużone, a ich cięciwa jest wielokrotnie dłuższa niż przekątne w metodach Vickersa i Knoopa. Opisywana metoda znajduje zastosowanie głównie przy pomiarach materiałów supertwardych. Twardość Grodzińskiego jest ilorazem obciążenia do powierzchni trwałego odcisku [29, 42, 141]:

$$HG = \frac{0,102 F}{cl^3}, \quad (2.9)$$

gdzie: F – siła obciążająca [N], l – długość odcisku [mm], $c = \tan \frac{\alpha}{2} / 6r$ – stała dla stożka, α – kąt pomiędzy tworzącymi, r – promień podstawy stożków [mm] [29]



Rys. 2.18. Pomiar twardości metodą Grodzińskiego: a) wgłębnik, b) schemat odcisku (opracowano na podstawie [29])

2.2. Charakterystyka stali szybko tnących

2.2.1. Zarys rozwoju wytwarzania stali narzędziowych

Wytop żelaza, odegrał na tyle istotną rolę w rozwoju ludzkości, że od nazwy tego pierwiastka nazwano całą epokę. Głównym czynnikiem wpływającym na rozwój metod wytopu żelaza były potrzeby militarne – produkcja broni białej. Jak podają źródła historyczne, wytwarzaniem pierwszych przedmiotów ze stali zajmowano się już w Anatolii na 2000 lat przed Chrystusem. Odkryto huty i kuźnie z tego okresu. Wiedza dotycząca metod wytwarzania stali nie jest do końca pełna, ale uważa się, że wykorzystywano powinowactwo żelaza do węgla – podczas kucia żelazo absorbowało węgiel z paleniska i tym samym stawało się wytrzymalsze niż przed kuciem. Kolejnym krokiem było najprawdopodobniej przypadkowe odkrycie umacniania stalowych wyrobów poprzez zanurzenie w wodzie [6].

Analizując źródła historyczne, można zaobserwować nieco inny rozwój metalurgii w świecie islamskim oraz w Europie [1, 121].

W rejonie Indii i Syrii zajmowano się głównie metodą tyglową: sposób ten polegał na podgrzewaniu i topieniu stali w tyglach glinianych z dodatkiem topnika mającego za zadanie wyeliminować żużel. Jednym z powodów upowszechnienia takiej metody był zupełnie inny surowiec. Przykładowo, w rejonie Damaszku kowale mieli do dyspozycji wysokiej jakości rudy magnetytowe zawierające ponad 90% żelaza, a do ogrzewania topiącej się rudy używano wyselekcjonowanych gatunków drewna. Technologia wytwarzania stali damasceńskiej z Damaszku, Wootz z Indii, czy Toledo z Hiszpanii polegała na skuwaniu dwóch odmiennych gatunków stali (bułat) o skrajnie różnej zawartości węgla, w celu wytworzenia twardej i ostrej, ale jednocześnie ciągliwej głowni. Proces przekuwania powtarzany był wielokrotnie. Stal osiągała znakomite parametry użytkowe i charakterystyczną strukturę dzięki wykształceniu wstęg cementytu (Fe_3C). Wytworzenie tych struktur było zadaniem niezwykle trudnym: wymagało rudy żelaza o szczególnym składzie, ścisłego reżimu technologicznego (krystalizacja występuje w bardzo wąskim zakresie temperatur) i powolnego studzenia. Technologia wytwarzania tej stali zaginęła około 1700 roku, najprawdopodobniej w związku z wyczerpaniem rudy o właściwościach niezbędnych do zachowania technologii i do dzisiaj podejmowane są próby odtwarzania tej technologii [1, 45, 113, 135].

W 2006 roku niemieccy naukowcy z Instytutu Fizyki Strukturalnej Politechniki Drezdeńskiej podczas obserwacji pod mikroskopem elektronowym fragmentu szabli pochodzącej z XVII wieku i wykonanej ze stali damasceńskiej, zaobserwowali nanorurki węglowe oraz nanodruty cementytowe. Obecność nanelementów wyjaśnia ponadprzeciętne właściwości mechaniczne stali damasceńskiej [12, 113].

W tym samym czasie, na terenie Europy otrzymywano głównie żelazo dymarskie. Przemysłowa technika przetapiania stali tyglowej została w Europie rozwinięta dopiero w XIX wieku, będąc w zasadzie próbą odtworzenia tradycyjnej produkcji stali damasceńskiej. Jedną z przyczyn powodzenia tyglowego wytopu przez naukowców brytyjskich i rosyjskich były podróże na daleki wschód i możliwość podpatrzenia funkcjonujących hut [1, 45].

W Polsce zaczęto wytapiać żelazo około IV wieku p.n.e., a do najważniejszych lokalizacji należały Góry Świętokrzyskie, okolice Opola, Warszawy i Wrocławia. Źródła historyczne szacują roczny wolumen produkcji żelaza dymarkowego na około 60 ton. Najczęściej w pobliżu piecy, podczas prac archeologicznych odkrywa się kopalnie rudy darniowej, gliny, piece wapiennicze oraz warsztaty kowalskie. Niezbędne do procesów drewno pochodziło ze znajdujących się w sąsiedztwie lasów. Po wydobyciu rudy darniowej, występującej często w formie twardych, litych płyt, suszono ją i wypalano w ognisku. Pod wpływem temperatury w ognisku, ruda rozpadała się na małe kawałki mieszczące się w piecach. Temperatura paleniska w ognisku była niższa od niezbędnej do wytopienia żelaza z rudy. Wapienniki (piece wapiennicze) wytwarzały konieczne do dalszych procesów metalurgicznych wapno palone. Materiałem wsadowym dla tych piecy był kamień wapienny – CaCO_3 – który w wyniku oddziaływania temperatury $900\text{-}1200^\circ\text{C}$ rozkładał się na CaO i CO_2 . Powstały produkt – tlenek wapnia (wapno palone) – był topnikiem dla rudy darniowej i w trakcie procesu metalurgicznego zmniejszał temperaturę topnienia skały płonnej i odsiarczał rudę. Na początku naszej ery piece dymarskie były typu kotlinkowego, a podczas średniowiecza były to już dymarki. W przypadku jednorazowych dymarskich piecy szybowych typu kotlinkowego kopano w ziemi otwór i nad nim umieszczano gliniany szyb, w którego dolnej części robiono otwór doprowadzający powietrze. Na dnie pieca powstawał ruszt składający się z węgla drzewnego lub drewna. Na tak przygotowany ruszt sypano rozżarzony węgiel drzewny. Po nagrzeniu pieca wsypywano warstwami węgiel drzewny i rudę żelaza. Na wysokości otworu doprowadzającego świeże powietrze udawało się utrzymywać temperaturę $1100\text{-}1200^\circ\text{C}$, umożliwiając tym samym zachodzenie procesów utleniania i redukcji. W związku z panującą temperaturą nie otrzymywano ciekłego metalu, ale zawieszoną kulek żelaza w ciekłym żużlu. Gdy masa grawitacyjnie opadała na wysokość dysz (najwyższa temperatura) pojedyncze kulki żelaza ulegały spiekaniu w aglomeraty. Ostatnim etapem procesu było dosypanie węgla mające na celu wytopienie żużla i połączenie kawałków żelaza w większe. Po zakończeniu całego procesu trwającego nie dłużej niż dobę, piec zalewano wodą wygaszając go. Po ostudzeniu rozłukiwano piec i wyjmowano z dna – kotlinki pieca - gąbczastą łupkę oddzielając ją od płynnego żużla. Powstały produkt miał masę około 20 kg i było to miękkie żelazo połączone z żużlem jako magmowata bryła z narostami węgla drzewnego. Następnie łupkę podgrzewano i rozbijano na mniejsze, przekuwając jednocześnie w celu usunięcia żużla i węgla drzewnego. Podczas przekuwania za pomocą żelaznych młotków na

metalowych lub kamiennych kowadłach zgrzewano żelazo jednocześnie je nawęglając. Z tak powstałej stali wykuwano przede wszystkim narzędzia oraz broń. Dymarski sposób produkcji żelaza był czasochłonny i mało wydajny. Ze względu na lepłą konsystencję trudno było kontrolować skład chemiczny. Niemniej, dzięki wielokrotnemu przekuwaniu i zgrzewaniu, można było nawęglać lub odwęglać żelazo, regulując tym samym skład chemiczny. W celu uzyskania narzędzia o miękkim rdzeniu i twardej warstwie wierzchniej wygrzewano je w węglu drzewnym. Poprzez wielokrotne przekuwanie i zgrzewanie uzyskiwano również korzystną strukturę pasmową, włóknistą. Wiązka włókien, w przypadku aplikacji żelaza dymarkowego na narzędzia i broń, zmniejszała wrażliwość na propagację pęknięć.

Ewentualne wspomniane wcześniej zanieczyszczenia, czy resztki żużła pomiędzy włóknami utrudniają dalsze rozprzestrzenianie pęknięcia. Bliźniaczą strukturę mają kompozyty żywic wzmacniane włóknami szklanymi czy węglowymi. Wadą włóknistej mikrostruktury jest niższa ogólna twardość. Pomimo tego, miecz wytworzony z wielokrotnie przekuwanego i zgrzewanego żelaza jest zdecydowanie bardziej odporny na uderzenia i złamania od odkuwki z jednorodnej stali. Do dzisiaj tą tradycyjną metodą wytwarza się miecze w Japonii, a łupki żelaza tomahagane (żelazo dymarkowe) objęte są zakazem wywożenia poza granice Japonii. Główną i zasadniczą różnicą pomiędzy metodą stosowaną kiedyś na terenach Polski a w Japonii polega na tym, że w Polsce łupkę wydobywano z pieca na gorąco, gdy żużel był jeszcze płynny. Jak wspomniano wcześniej, łupkę obrabiano z resztek żużła na gorąco i od razu zgrzewano. W Japonii rozbija się zimne łupki i wydobywa z nich grona metalu, układane następnie na żelaznej płytce i zgrzewane jako całość. Dalej uzyskaną w ten sposób bryłę – sztabkę znowu rozkuwano na płytkę i dodawano kolejne okruchy metalu [6, 127].

Dymarki usprawniano zwiększając ich rozmiary i mechanizując nadmuchiwanie powietrza. Zaczęto dzielić metalurgię żelaza na metalurgię surówki i metalurgię żelaza zgrzewnego (kujnego). Za pierwszy proces stalowniczy uważa się fryszowanie. We fryszerekach – żelaznych skrzyniach wypełnionych węglem drzewnym – świeżono surówkę poprzez wdmuchiwanie powietrza umieszczonymi z boku dyszami. W ten sposób utleniało węgiel, siarkę, fosfor, krzem i mangan. Technologia fryszowania została następnie zastąpiona pudlingowaniem. W 1784 r. Henry Cort opatentował piec pudlarski.

W pudlarkach – piecach płomiennych opalanych węglem kamiennym – wymiana ciepła następowała pomiędzy gorącymi spalinami a surówką w stanie stałym. Po pewnym czasie, surówka ulegała stopieniu, a dzięki tlenowi zawartemu w spalinach węgiel i zanieczyszczenia ulegały utlenieniu [92].

Produktem finalnym dymarek, fryszerek i pudlarek był w dalszym ciągu ciastowaty produkt wymagający usuwania żużła przez przekuwanie. Stal uzyskiwana w ten sposób jest stalą zgrzewną z niejednorodną strukturą wynikającą z odmiennego składu chemicznego w obszarze przekutej stali [45].

Do XVIII wieku stal narzędziową wytwarzano wyłącznie poprzez nawęglanie: żelazo podgrzewane było w obecności węgla drzewnego lub innego nawęglającego materiału. Przełomem poprawiającym jakość wytwarzanej stali było zastosowanie pieca mufłowego, w którym palenisko jest oddzielone od ogrzewanego wsadu. W wyniku zastosowania pieca mufłowego uzyskiwano *stal pęcherzykową* (*ang. blister steel*), której nazwa pochodzi od pęcherzyków pojawiających się na powierzchni stali

podczas procesu nawęglania (ze względu na wydzielający się gaz). Technologia wytwarzania tej stali była przez lata ulepszana: dzielono pręty na małe kawałki, a następnie łączono poprzez zgrzewanie za pomocą kucia lub walcowania. Stal taką wykańczano poprzez przekuwanie ręczne w wysokiej temperaturze. Struktura takiej stali zaczęła być dużo bardziej jednorodna, tym samym jakość narzędzi wytwarzanych z niej była znacznie wyższa. Stal uzyskiwaną w ten sposób nazwano *stalą dzieloną* (ang. *shear steel*).

Gdy proces podziału prętów i ponownego zgrzewania powtarzano, stal taką nazywano *podwójnie dzieloną* (ang. *double shear steel*) [19, 45].

Przełomowym momentem w rozwoju stali narzędziowych był rok 1750, kiedy to angielski zegarmistrz Benjamin Huntsman w związku z poszukiwaniem stali o wyższej jakości na elementy zegarów, zastosował metodę tyglową wytopu stali i nazwa tej metody stosowana jest do dzisiaj. Jak wspomniano wcześniej, przed odkryciem Huntsmana stosowano nawęglanie: podgrzewano żelazo razem z węglem drzewnym [45].

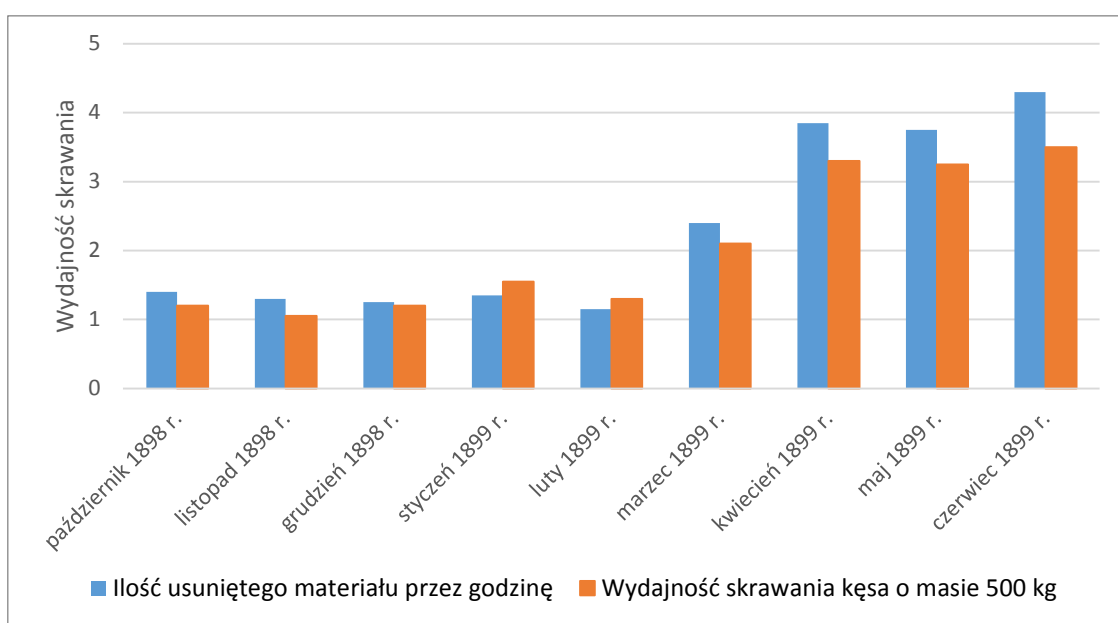
Proces Huntsmana przebiegał w dwóch etapach. Pierwszy polegał na nawęglaniu poprzez układanie warstwami kutego żelaza i sproszkowanego węgla drzewnego lub innego źródła węgla, a następnie podgrzewaniu przez kilka dni. W drugim etapie dzielono kęsy na mniejsze, przetapiano w tyglu i odlewano. Technologia ta była najdłużej praktykowaną metodą wytapiania stali – praktycznie przez prawie 200 lat, gdzie kolejnym etapem było zastąpienie źródła ciepła opalanego paliwem stałym piecem elektrycznym. Stal Huntsmana była w dzisiejszych kategoriach stalą węglową, ale w swoim okresie najlepszą pod kątem aplikacji na narzędzia skrawające. Ponadto odkrycie Huntsmana zbiegło się w czasie z powstaniem w 1797 roku pierwszej metalowej tokarki z suportem napędzanym śrubą pociągową, dzięki czemu narzędzie skrawające kontrolowanie przesuwano się wzdłuż przedmiotu obrabianego [45, 92].

Na początku XVIII wieku Mushet dokonał usprawnienia wyżej opisanego procesu dodając materiał nawęglający już do miękkiego żelaza i przetapiając je razem zamiast przetapiać po nawęglaniu, tak jak w procesie wytopu Hunstmannia. Do tego momentu żadna ze stosowanych technologii wytopu stali nie brała pod uwagę jakichkolwiek dodatków stopowych. W 1868 roku, syn Musheta, Robert, odkrył że jeden z wytopionych prętów zwiększa swoją twardość po nagrzewaniu i chłodzeniu w powietrzu bez typowego dla hartowania chłodzenia w cieczy, dzięki dodatkowi wolframu umożliwiającym hartowność w powietrzu. To odkrycie stało się podstawą przy wytwarzaniu dzisiejszych stali szybko tnących, a sama stal została wprowadzona na rynek jako *stal specjalna Roberta Musheta* (*Robert Mushet Special Steel – RMS*) zawierająca 2% węgla, 8-9% wolframu, 2,5% manganu, 0,5% chromu i 1,3% krzemu. Poprawa skrawności ostrzy z tej stali, w stosunku do wcześniej stosowanych była ogromna, dlatego główną aplikacją tej stali wolframowej były narzędzia do obrabiania twardych przedmiotów.

Początkowo stal nie zdobyła większej popularności, ze względu na strukturę martenzytyczną i trudną obrabialność. Na skutek rozwoju przemysłu maszynowego i konieczności zwiększenia wydajności obrabiania *stal Musheta* zdobyła światowe uznanie. W przeciwieństwie do wcześniej stosowanych stali na narzędzia skrawające, *stal Musheta* nie wymagała hartowania w cieczy. W 1898 roku po doświadczeniach i badaniach na stali Musheta, a w szczególności nad temperaturą hartowania, Taylor i White zaprezentowali *stal szybko obrabiającą* nazywaną również *szybkosprawną*.

Stal ta, oprócz podwojenia dodatku wolframu (do 18%) zawierała również 3,8% chromu, 1,1% wanadu i 0,75% węgla. Ten milowy krok w rozwoju stali szybko tnącej wynikał z kontroli nad dodatkami węglotwórczymi oraz procesami obróbki cieplnej: podgrzaniu do temperatury bliskiej temperaturze topnienia, ochładzaniu do temperatury 700-850°C w ołowianym tyglu, dalszym chłodzeniu w oleju, a następnie ponownym podgrzewaniu z 370 do 670°C i chłodzeniu w powietrzu [45, 67, 92]. W okresie pierwszych 5 lat stosowania tej stali w USA na narzędzia wytworzone z niej wydano 20 milionów dolarów, a wzrost produkcji uzyskany dzięki wprowadzeniu stali szybko tnącej wyniósł 8 miliardów dolarów. Za to odkrycie Taylor oraz White otrzymali złoty medal na Wystawie Światowej w Paryżu w 1900 roku [60].

W bezpośrednich porównaniach, narzędzia skrawające ze stali Musheta pracowały przez 22 sekundy, a ze stali Taylora i White'a 15 minut w tych samych warunkach obróbki [67].



Rys. 2.19. Wzrost wydajności skrawania poprzez zastosowanie narzędzi ze stali szybko tnącej opracowanej przez Taylora i White'a [67]

Pierwszy patent na stal szybko tnącą został wydany w 1910 r. dla *wolframowej węglowej stali szybko tnącej* zarejestrowanej pod nazwą *T1* w firmie Crucible Steel w Syracuse. Skład oraz właściwości tej stali były mocno zbliżone do *stali Taylora-White'a*. Reasumując, stop opracowany przez Taylora oraz White'a był pierwszą współczesną stalą szybko tnącą [45, 121].

Rozwój stali szybko tnących w XX wieku polegał na odpowiednim doborze ilości dodatków węglotwórczych takich jak: wolfram, molibden, wanad, mangan i chrom. Efektem właściwego doboru dodatków stopowych było otrzymywanie narzędzi o coraz lepszych właściwościach eksploatacyjnych [121].

2.2.2. Właściwości, podział i gatunki stali szybko tnących

Stal szybko tnąca, ze względu na warunki pracy i zastosowanie jest odrębną grupą stali narzędziowych do wytwarzania narzędzi nadających kształt poprzez obróbkę skrawaniem. Ogólnie rzecz biorąc, od stali narzędziowych oczekuje się [144]:

- odpowiednio wysokiej twardości – najczęściej powyżej 60 HRC – twardość narzędzia powinna wynosić o 25 HRC więcej od twardości przedmiotu obrabianego,
- należytej hartowności umożliwiającej powstanie odpowiednio głębokiej warstwy martenzytycznej,
- małej podatności na działanie wysokiej temperatury - możliwość zachowania wysokiej twardości i odporności na ścieranie podczas obróbki skrawaniem,
- odporności na kruche pękanie podczas cyklicznych zmian temperatury i dynamicznych obciążeń,
- odporności korozyjnej i żarowytrzymałości.

Spełnienie wszystkich wyżej wymienionych wymagań jest trudne do uzyskania lub niekiedy i niemożliwe. Najczęściej jest to kompromis pomiędzy poszczególnymi właściwościami.

Duża odporność na ścieranie, duża twardość w wysokiej temperaturze i odporność na odpuszczanie do 600°C stali szybko tnących wynika z mikrostruktury, w której występują węgliki pierwotne i wtórne. Kluczowa jest nie tylko obecność, ale i rozkład węglików w mikrostrukturze. Narzędzia wykonane ze stali o porównywalnej twardości, ale różnej morfologii i rozkładzie węglików wykazują odmienną trwałość. Właściwości tych narzędzi zależą od składu chemicznego stali, sposobu wytworzenia, rodzaju przeróbki plastycznej i zastosowanej obróbki cieplnej. Stal szybko tnącą można zdefiniować jako wieloskładnikowy stop na osnowie żelaza zawierający oprócz węgla, krzemu, manganu i zanieczyszczeń, istotne węglikotwórcze dodatki stopowe [17, 147].

Sumaryczna zawartość pierwiastków stopowych w konwencjonalnych stalach szybko tnących wynosi do 30%. Metalurgia proszków umożliwia znaczne przekroczenie tej wartości [53]. Stosunek stężenia węgla i sumarycznej zawartości pierwiastków stopowych charakteryzuje właściwości stali szybko tnących. Z tego powodu wprowadzono równoważnik węgla C_E [10, 11, 75]:

$$C_E = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr+V+Mo}{5} + \frac{Ni+Cu}{15} \% , \quad (2.10)$$

Przeprowadzone badania [10, 11, 75] wskazały, że najlepsze właściwości eksploatacyjne posiadają stale z dodatkiem wolframu, molibdenu i wanadu, zawierające o 0,1-0,2% wyższe stężenie węgla od wartości równoważnika węgla C_E [31]. Jednocześnie, podwyższenie zawartości węgla powyżej 0,2% od wartości równoważnika węgla C_E stworzyło nową grupę stali szybko tnących osiągających dużą twardość i wyższą odporność na odpuszczanie przy identycznej ciągliwości w porównaniu z dotychczasowymi gatunkami [10, 11].

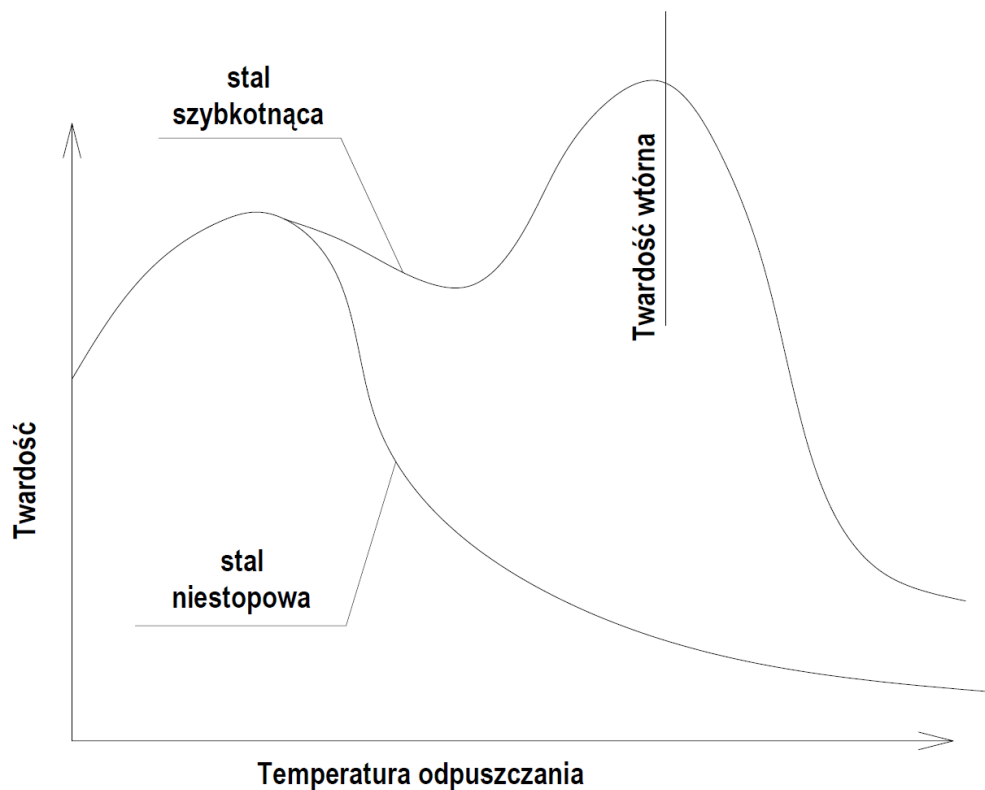
W latach 70 i 80 XX wieku nastąpił deficyt niektórych drogich pierwiastków stopowych. Pociągnęło to za sobą konieczność zastępowania ich ekonomiczniejszymi odpowiednikami, takimi jak: aluminium, krzem, niob i tytan [32, 33, 37, 38, 125]. Trafne okazało się przynajmniej częściowe zastąpienie drogiego wanadu niobem. Badania [34, 36, 38, 125] określiły możliwości zastąpienia wanadu przez tytan. Liczne badania [8, 33, 110, 111] potwierdziły zasadność zastąpienia wolframu i molibdenu krzemem, w efekcie czego wytworzono nowe gatunki stali szybkoznących o podwyższonej zawartości krzemu [30, 35]. Racjonalizacja i ulepszanie składu chemicznego doprowadziło do powstania nieledeburytycznych stali szybkoznących o właściwościach zbliżonych do konwencjonalnych stali szybkoznących, przy jednoczesnym braku segregacji węglików [21, 71, 72, 74, 123, 124]. Wymienione wcześniej pierwiastki stopowe w stalach szybkoznących mają wielorakie znaczenie. Do najważniejszych należą zdolność do tworzenia węglików specjalnych i wpływ na przemiany fazowe podczas obróbki cieplnej. Rozpuszczalność węglikotwórczych pierwiastków stopowych w austenicie jest uzależniona od zawartości węgla w stali. Dla 1150°C najwyższa rozpuszczalność odpowiada zawartości 0,2-0,5% węgla w stali, w zależności od pierwiastka stopowego. Przekroczenie zawartości węgla w równowadze z austenitem powoduje pozostanie nierozpuszczonych węglików. Miarą powinowactwa pierwiastka stopowego rozpuszczonego w austenicie do węgla może być jego wpływ na położenie punktu eutektoidalnego. Bardziej węglikotwórcze pierwiastki stopowe przesuwają ten punkt w stronę niższej zawartości węgla. W zależności od umiejscowienia danego pierwiastka w układzie okresowym i wynikającym z tego powinowactwie do węgla powstają węgliki o różnej strukturze krystalograficznej. Węgliki o złożonej sieci (M_3C , $M_{23}C_6$, M_7C_7 , M_6C) tworzone są przez pierwiastki o mniejszym powinowactwie do węgla, natomiast węgliki o sieci prostej (MC i M_2C) – przez pierwiastki o większym powinowactwie do węgla [57, 59].

Wymienione wcześniej węglikotwórcze pierwiastki stopowe wywierają wpływ na kinetykę przemian fazowych przechłodzonego austenitu [57, 59]:

- opóźniają i podwyższają temperaturę przemiany perlitycznej,
- opóźniają i obniżają temperaturę przemiany bainitycznej,
- oddzielają przemianę perlityczną od bainitycznej zakresem dużej stabilności austenitu.

Pierwiastki stopowe mają również istotne znaczenie dla położenia temperatury początku i końca przemiany martenzytycznej i na hartowność stali szybkoznących, natomiast ich wpływ na twardość makroskopową zahartowanej stali jest niewielki. Powodują one jedynie pewien wzrost twardości martenzytu w stali o niskiej zawartości węgla. W początkowych stadiach odpuszczania wpływ pierwiastków stopowych na mikrostrukturę i właściwości jest znikomy. Podczas odpuszczania w niskiej temperaturze przemiany fazowe stali nisko i wysokostopowej są zbliżone. Dopiero podczas odpuszczania w wysokiej temperaturze, obecność węglikotwórczych pierwiastków stopowych zaczyna wywierać duży wpływ na proces. Na rysunku 2.20 przedstawiono krzywe odpuszczania dla stali szybkoznących i niestopowej. W wysokiej temperaturze zaczynają wydzielać się węgliki wolframu i molibdenu typu M_2C oraz węgliki wanadu typu MC wywołując zjawisko twardości wtórnej. Im większe

powinowactwo pierwiastków stopowych do węgla, tym większa tendencja do zarodkowania i wydzielania węglików [59].



Rys. 2.20. Krzywe przebiegu odpuszczania stali niestopowej i stali szybkoctnanej (opracowano na podstawie [59])

Pierwiastki stopowe wpływają na mikrostrukturę stali, kształtując tym samym jej właściwości. Przy wytwarzaniu narzędzi najbardziej oczekiwanymi właściwościami, są przede wszystkim twardość, wysoka granica plastyczności rozumiana jako odporność na trwałe odkształcenie, odporność na pękanie, odporność na ścieranie, wysoka szlifowalność i odporność na odpuszczanie zachodzące w wysokiej temperaturze [28, 105]. Istotną kwestią jest zestawienie zawartości węglilotwórczych pierwiastków stopowych z zawartością węgla, przy czym ilość węgla jest kompromisem pomiędzy odpornością na ścieranie a szlifowalnością i ciągliwością stali. Wanad jest pierwiastkiem węglilotwórczym o podobnym i intensywnym wpływie na właściwości co węgiel. Pierwiastkiem podnoszącym odporność na odpuszczanie jest utrzymujący się w osnowie kobalt. Ma on dość unikalny wpływ na oczekiwane właściwości, podnosząc twardość w wysokiej temperaturze. Pierwiastkami mającymi największy wpływ na odpuszczalność są wolfram i molibden. Chrom determinuje hartowność i stabilność austenitu szczątkowego. Wraz z rozwojem nowych gatunków stali szybkoctnających, wanad zastępowany jest również węglilotwórczymi niobem oraz tytanem [59]. W tabeli 2.1 zestawiono wpływ omawianych pierwiastków stopowych na właściwości stali szybkoctnającej. W tabeli 2.2 zestawiono gatunki stali szybkoctnających wytwarzanych konwencjonalnie oraz metodą metalurgii proszków.

Tab. 2.1. Wpływ pierwiastków stopowych na wybrane właściwości technologiczne stali szybko tnących (opracowano na podstawie [29])

Właściwości	Pierwiastek stopowy					
	C	Cr	Mo	W	V	Co
Węglotwórczość	↑↑↑	↑	↑↑	↑↑	↑↑↑	x
Odporność na ścieranie	↑↑↑	↑	↑↑	↑↑	↑↑↑	↑↑
Twardość w podwyższonej temperaturze	↑↑	↑	↑↑	↑↑↑	↑↑	↑↑↑
Ciągliwość	↓	↓	↑	↔	↓	↓
Obrabialność	↓↓↓	↓	↓↓	↓↓	↓↓↓	↓
Odporność na zmianę kształtu	↑↑	↑	↑	↑	↑	↑↑

Gdzie: ↑ - wzrost, ↓ - obniżanie, ↔ - wpływ niezmienny, x - nieznaną wpływ

Tab. 2.2. Przybliżony skład chemiczny wraz z parametrami obróbki cieplnej oraz uzyskiwaną twardością gatunków stali szybko tnących zgodnie z normą PN-EN ISO 4957:2004

Znak stali	Średnie stężenie pierwiastków						Temperatura [°C]		Twardość HRC
	C	Cr	W	Mo	V	Co	hartowania	odpuszczania	
Stal bezkobaltowa									
HS0-4-1	0,81	4,2	-	4,3	1,0	/	1120	560	60
HS1-4-2	0,9	4,0	1,1	4,5	2,0		1180		63
HS3-3-2	0,99	4,2	2,9	2,7	2,3		1190		62
HS1-8-1	0,82	4,0	1,7	8,5	1,2		1200		63
HS2-9-2	1,0		1,8	8,7	2,0		1260		64
HS18-0-1	0,78	4,2	18	-	1,1		1220		63
HS6-5-2	0,84		5,0	1,9	1200		64		
HS6-6-2	1,05		6,3	6,0					2,4
HS6-5-3	1,12		5,0	3,0					
HS6-5-4	1,33		5,6	4,6					4,0
Stal kobaltowa									
HS6-5-2-5	0,91	4,2	6,3	5,0	1,9	4,8	1210	560	64
HS2-9-1-8	1,1	4,0	1,6	9,5	1,1	8,0	1190	550	66
Stal bezkobaltowa o zwiększonym stężeniu węgla									
HS6-5-2C	0,91	4,2	6,3	5,0	1,9	/	1210	560	64
HS6-5-3C	1,1	4,0	1,6	9,5	1,1		1190	550	65
Stal kobaltowa o zwiększonym stężeniu węgla									
HS6-5-3-8	1,28	4,2	6,3	5,0	3,0	8,4	1180	560	65
HS10-4-3-10	1,27		9,5	3,6	3,3	10,0	1230		66

2.2.3. Oszczędnościowa stal szybko tnąca (OSS)

Narzędzia skrawające wykonane ze stali szybko tnących stanowią wciąż liczny udział w całkowitej liczbie narzędzi. Oczekuje się od nich nadal wzrostu prędkości skrawania. Zapewnienie najistotniejszych właściwości umożliwiających spełnianie tych wymagań, takich jak twardość, wytrzymałość, odporność na ścieranie,

odpuszczalność i przewodność cieplna wiąże się ze sporym udziałem pierwiastków stopowych: wolframu, molibdenu, kobaltu i wanadu. Jednocześnie mamy do czynienia z deficytem pierwiastków stopowych i potrzebą ich racjonalnego gospodarowania. Sensownym rozwiązaniem uwzględniającym zarówno potrzeby techniczne, jak i aspekt ekonomiczny wydaje się rozwój oszczędnościowych stali szybko tnących (OSS) oraz korzystanie z nowoczesnych metod obróbki powierzchni. Ponadto na stal szybko tnącą należy patrzeć nie tylko jako na materiał na ostrza skrawające, ale na narzędzia do przeróbki plastycznej czy na formy wtryskowe do wyrobów z tworzyw polimerowych [57, 59].

Uprzednio stal szybko tnącą definiowano w ujęciu jakościowym, jako materiał na narzędzia, które podczas obróbki skrawaniem zwłaszcza ze znacznymi prędkościami muszą zachować dużą odporność na ścieranie i twardość ostrza nagrzanego do temperatury tzw. czerwonego żaru [45].

Obecnie, idąc za normą PN-EN ISO 4957:2004 jest ona definiowana jako stal zawierająca w swoim składzie $>0,6\%$ węgla, od 3-6% chromu oraz co najmniej dwa dodatki stopowe: molibden, wolfram lub wanad o łącznym stężeniu $>7\%$ [59].

W związku z powyższym intensyfikacja rozwoju stali szybko tnących zmierza w trzech kierunkach:

- dopracowania technologii produkcji w celu umożliwienia uzyskania lepszej kontroli nad składem chemicznym i homogenicznością struktury,
- wynalezienia gatunków stali o korzystniejszych właściwościach technologicznych pomimo dużej zawartości pierwiastków stopowych,
- stworzenia ekonomiczniejszych gatunków stali szybko tnącej.

Definiując OSS należy przyjąć następujące założenia [57, 59]:

- typowe zawartości chromu i wanadu są we wszystkich stalach szybko tnących na podobnym poziomie,
- efektywność molibdenu jest w przypadku stali szybko tnących dwukrotnie większa niż wolframu (sumę efektywności obu dodatków można wyrazić jako $W\%+2Mo\%$),
- najbardziej powszechna stal szybko tnąca HS6-5-2 ma równoważną zawartość $W\%+Mo\% = 16,5\%$

Proponuje się [59], aby definiując OSS przyjąć założenie, że jest to gatunek stali spełniający kryterium najbardziej powszechnej zawartości wolframu i molibdenu w przedziale:

$$7 \leq W\% + 2Mo\% \leq 16,5 . \quad (2.11)$$

Obniżona zawartość węglotwórczych składników stopowych, w przypadku OSS o dobrych właściwościach wytrzymałościowych powoduje zmniejszoną odporność na ścieranie [5]. Ma to negatywne konsekwencje w przypadku aplikacji takiego materiału

na ostrza skrawające, ale w zastosowaniu np. na narzędzia do przeróbki plastycznej na zimno nie powinno mieć to wpływu.

Zainicjowanie opracowania i wdrożenia OSS miało miejsce podczas II wojny światowej. Skład chemiczny opracowanych wtedy nowych gatunków niskostopowych OSS przedstawiono w tabeli 2.3.

Tab. 2.3. Przybliżony skład chemiczny oszczędnościowych stali szybko tnących (opracowano na podstawie [57])

Gatunek stali	Zawartość dodatków stopowych				
	C	W	Mo	Cr	V
X95CrWV9-2-1	0,9-1,0	2,0-3,0	-	8,0-10,10	1,0-1,15
X90CrWV8-4-1	0,8-1,0	3,5-4,8	-	7,0-9,0	1,0-1,5
HS0-4-2	0,9-1,65	-	3,2-4,0	4,0-5,0	2,0-2,6
HS3-4-2	0,9-1,1	3,0-3,7	3,7-4,5	4,0-5,0	2,0-2,6
HS3-4-3	1,0-1,15	2,2-2,9	2,3-2,9	3,8-4,6	2,2-2,8
HS3-3-3	1,1-1,25	-	2,3-2,9	3,8-4,6	2,6-3,3
HS3-4-2	0,85-1,0	2,6-3,3	2,6-3,3	3,6-4,3	1,5-2,0
HS5-4-2	0,8-0,95	5,0-6,0	4,0-5,0	3,7-4,5	2,0-2,6
HS3-3-2	0,92-1,0	2,7-3,0	2,5-2,8	3,8-4,5	2,2-4,5

W byłym ZSRR zaczęto powszechnie stosować głównie dwa gatunki OSS: X95CrWV9-2-1 i X90CrWV8-4-1. Zestawiając wydajność narzędzi wykonanych z tych gatunków ze stalą HS18-0-1 ich wydajność była większa o 53-84% [54]. Przyczyną komplikacji związanych z wprowadzeniem tych stali były gorsze właściwości technologiczne. Z powodu wysokiej ilości chromu następowała segregacja węglików, tendencja do pęknięć i spora ilość austenitu szczątkowego po zakończeniu obróbki cieplnej. Dzięki zmniejszeniu zawartości chromu zwiększono zakres temperatury hartowania (HS0-4-1 i HS6-5-2). Oczekiwana twardość i mikrostruktura uzyskiwana była po trzykrotnym odpuszczaniu. Równocześnie w związku z obecnością molibdenu występowała skłonność do odwęglania podczas nagrzewania [57]. W tabeli 2.4 przedstawiono wyniki badań właściwości skrawnych opisywanych stali.

Tab. 2.4. Zalecane prędkości skrawania zapewniające ostrzom skrawającym wykonanym z oszczędnościowych stali szybko tnących godzinną trwałość (opracowano na podstawie [105])

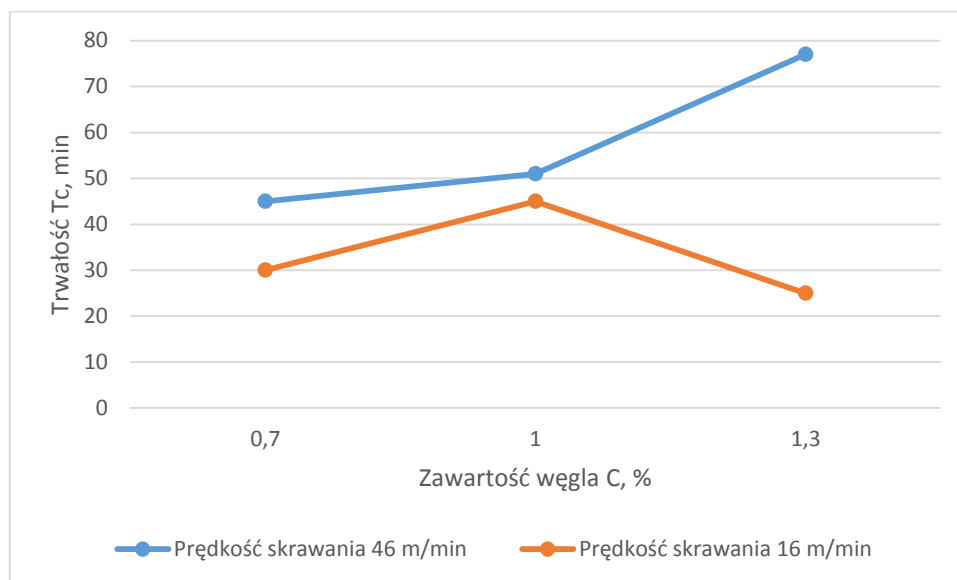
Materiał obrabiany	Twardość [HB]	Przekrój wióra $a_p \times f$ [mm ²]	Prędkość skrawania dla trwałości ostrza $T_C = 1 h$ [m/min]			
			HS0-4-2	HS3-3-3	HS0-3-3	HS18-0-1
			260	276	277	
Stal węglowa	150	3 x 0,3	-	81	80	70
	165	5 x 0,48	-	52	54	50
Niskostopowa stal chromoniklowa	180	3 x 0,3	-	54,5	54	54,5
	225	3 x 0,3	-	34	34	34
Wysokostopowa stal	270	3 x 0,6	-	17,6	-	18,5
	350	0,8 x 0,25	-	18,6	-	19,5



chromoniklowa						
Stal C45, stal stopowa	183-192 217-228	3 x 0,78 3 x 0,78	33 24	- -	- -	33 27

Trwałość wiertel wykonanych z OSS była identyczna z wiertłami wykonanymi ze stali HS18-0-1. Obróbka polegająca na frezowaniu kół zębatych frezem ślimakowym i dłutowaniu dłutakiem obwiedniowym (nożem Fellowsa) potwierdziła poprzednie badania. W przypadku gwintowników i pogłębiaczy trwałość narzędzi wykonanych ze stali HS3-3-3 oraz HS0-3-3 była niewiele niższa niż wykonanych ze stali HS18-0-1. Zdaniem specjalistów zajmujących się zagadnieniem narzędzi z OSS istnieje korelacja pomiędzy dominującym miejscem występowania zużycia a trwałością OSS na tle stali konwencjonalnych. W przypadku narzędzi zużywających się głównie na powierzchni przyłożenia, te wykonane z OSS wykazują się niższą trwałością, natomiast dla narzędzi, w których podczas pracy występuje przewaga zużycia powierzchni natarcia (np. frezy czołowe) trwałość ta jest wyższa od analogicznych stali szybkotnących HS18-0-1. Najistotniejszą wadą OSS z tamtych czasów była bardzo zła szlifowalność, zwłaszcza dla stali z dużą zawartością molibdenu [54]. Do najgorzej szlifowalnych stali należy HS3-3-3 o podwyższonej zawartości wanadu. Zdaniem Biernawskiego [7] i Jaworskiego [57] to właśnie niekorzystne właściwości technologiczne: zła szlifowalność w połączeniu na czele z segregacją węglików oraz tendencją do odwęglania, a nie nieco niższa trwałość, są główną wadą OSS. Finalnie ze stali HS3-3-3 wytwarza się frezy, piły tarczowe, wiertła i rozwiertaki.

W okresie powojennym w Polsce rozpoczęto krajowy program badawczy dotyczący tematyki OSS pod kierownictwem profesora Tadeusza Malkiewicza [59]. Skrawność tych stali badano w Katedrze Mechanicznej Obróbki Materiałów AGH pod kierunkiem profesora Witolda Biernawskiego. Badania dowiodły, że narzędzia wykonane z OSS typu Argo14 (9-0,5-1,6) i Argo14V (2,5-2,5-2,5) mogą z dobrymi rezultatami znajdować zastosowanie do obróbki metali, szczególnie w umiarkowanych warunkach pracy. Powodem ograniczającym stosowanie tych stali była niemożność zachowania reżimu technologicznego obróbki cieplnej [7]. Efektem programu badawczego było ustalenie sensownej zawartości dodatków stopowych i ich wpływu na właściwości skrawne.

Na rysunku 2.21 zaprezentowano wpływ zawartości węgla na trwałość ostrza skrawającego. Z rysunku wynika, że oddziaływanie jest różne w zależności od parametrów skrawania. Przy toczeniu zgrubnym, kiedy wydzielą się duża ilość ciepła, zwiększanie zawartości węgla skutkuje zmniejszeniem odporności na temperaturę i obniżaniem trwałości ostrza. Natomiast przy toczeniu wykańczającym, przy znacznie mniejszym wpływie ciepła, wzrost zawartości węgla powoduje wzrost twardości i równocześnie wzrost odporności na ścieranie – trwałość ostrza rośnie [59].



Prędkość skrawania		t, min	f, $\frac{mm}{obr}$,
	46	1	0,23
	16	5	1,4

Rys. 2.21. Wpływ zawartości węgla na trwałość ostrzy skrawających wykonanych z oszczędnościowych stali szybko tnących (opracowano na podstawie [59])

Dla OSS zawierającej 3% wanadu i 2,5% molibdenu, najwyższą trwałość uzyskuje się do 4% wolframu. Wzrost zawartości do powyżej podanej granicy wolframu i molibdenu zwiększa trwałość ostrza. W przypadku OSS molibden z wanadem zastępują wolfram w znacznym stopniu. Bezwolframowe narzędzie z OSS uzyskuje najkorzystniejsze właściwości skrawne przy ok. 2% wanadu. Przedział zawartości wanadu dla maksymalnych właściwości skrawnych jest wąski, dlatego też trudno temu sprostać mając na uwadze różnice w składzie chemicznym różnych wytopów [57, 59].

Najczęściej stal szybko tnąca zawiera 3-5% chromu. Próba podmiany chromu innymi węglotwórczymi pierwiastkami nie przynosi rezultatów, ponieważ to właśnie chrom jest najekonomicznym dodatkiem węglotwórczym. Dodatkowo chrom polepsza hartowność i powoduje ujednorodnienie struktury martenzytycznej [57].

Tytan jest dodatkiem, który w niewielkiej ilości zmniejsza tendencję stali do przegrzania przy hartowaniu i pozwala o 50°C zwiększyć temperaturę hartowania [59].

Aluminium jest dodatkiem w nieznaczny sposób poprawiającym właściwości skrawne, dzięki zdolności do tworzenia na powierzchni ostrza skrawającego trwałych trudno topliwych tlenków [104].

Krzem może powodować homogeniczność rozłożenia węglików i tym samym poprawę właściwości skrawnych oraz szlifowalności [44, 104].

Azot w przedziale 0,02-0,12% zwiększa twardość wtórną i skrawność o około 45%. Bliźniaczy wpływ mają cyrkon oraz niob [44, 104].

Ciekawe wydają się wyniki badań nad wpływem berylu jako dodatku stopowego w OSS. W przedziale 0,12-0,48% w stali o składzie: 0,9-1,05% węgla, 4,5-5% chromu, 3,2-4% molibdenu oraz 2-2,6% wanadu zwiększa się odporność na zużycie w podwyższonej temperaturze. Przy zawartości jedynie 0,48% berylu twardość przy

temperaturze 600°C wynosi 650HB. Bez udziału berylu twardość w tej temperaturze wynosi 540 HB. Pamiętać należy, że beryl podnosi twardość zarówno w warunkach „na zimno” jak i „na gorąco” [59].

Drugim szczególnie intensywnym okresem rozwoju OSS były lata 70. XX wieku. Kierunkiem rozwoju były [147]:

- dążenie do ograniczenia zawartości wanadu,
- wytworzenie stali pozbawionych wolframu,
- wytworzenie stali kobaltowych,
- zmiana dotychczasowej technologii wytwarzania na metalurgię proszków.

Opracowane w tamtym okresie OSS nie ustępują swoimi właściwościami najbardziej popularnemu gatunkowi stali szybko tnącej HS6-5-2. W tabeli 2.5 przedstawiono trwałość tych ostrzy, które nie ustępują narzędziom wykonanym ze stali HS18-0-1 i HS6-5-2. Poprzez obniżenie zawartości wanadu w OSS poprawiono szlifowalność. Również właściwości skrawne nie uległy pogorszeniu [53, 93, 147].

Tab. 2.5. Iloraz trwałości wybranych narzędzi wytworzonych z OSS gatunku HS3 – 1 - 2 do narzędzi ze stali szybko tnących gatunku HS18 – 0 – 1 (opracowano na podstawie [105])

Odmiana narzędzia	Liczba zweryfikowanych narzędzi	$\frac{\text{Trwałość narzędzia z OSS}}{\text{Trwałość narzędzia ze stali szybko tnącej}} = \frac{T_{OSS}}{T_{HSS}}$
Narzynki	6	1*
Gwintowniki	65	2*
Wiertła Ø10	8	0,8
Przecięgacze Ø12	2	1
Pogłębiacze	2	2

*HS6 – 5 – 2

2.2.4. Metody wytwarzania stali szybkoctnych

2.2.4.1. Metody konwencjonalne

Jak wspomniano wczeniej istotny wplyw na wlasciwosci stali szybkoctnej ma sposob ich wytworzenia. Przebieg procesu metalurgicznego determinuje sklad chemiczny w tym zarowno stzenie dodatkow stopowych, jak i niekorzystnych domieszek. Warunki procesu wplywaja rowniez na homogenicznosc struktury [29, 31].

Jedna z zalecanych konwencjonalnych metod wytopu stali jest rafinacja pozapieczowa i przetapianie elektrouzulowe. Do innych, rowniez stosowanych metod naleza [29, 31, 147]:

- przetapianie w prozniovym piecu indukcyjnym,
- przetapianie w prozniovym piecu lukowym,
- przetapianie w prozniovym piecu elektronowym.

Piece indukcyjne sredniej czestotliwosci (500-10000 Hz) wczeniej nazywane bezdrzeniowymi naleza do najpopularniejszych rodzajow piecy stosowanych w stalowniach elektrycznych. Zwyciele pojemnosc tego typu piecow wynosi od 50 kg do 15 t. Piec skonstruowany jest z ogniotrwalego naczynia – tygla z nawinieta wokol niego miedziana cewka. Dzialanie tego typu pieca jest zblizone do transformatora w stanie zwarcia po stronie wtornej. Uzwojeniem pierwotnym w tym przypadku jest chlodzona woda rura miedziana w formie cewki a uzwojeniem wtornym – (plynny) metal znajdujacy sie w tyglu. Prad przemienny plynacy przez cewke wytwarza zmienne pole elektromagnetyczne, ktore to indukuje we wsadzie silę elektromotoryczna. SEM indukuje z kolei prady wirowe, ktorych przeplyw nagrzewa wsad zgodnie z prawem Joule'a-Lenza i powoduje wirowy ruch cieklego metalu [31].

W zaleznoSci od konstrukcji, wylozenie pieca moze miec odczyn kwaśny lub zasadowy. Tygiel kwaśny jest wykładany ubitym mielonym kwarcytem zmieszonym z kwasem borowym będącym materiałem wiązującym. Tygiel zasadowy wylozony jest ubitym proszkiem magnezytowym, fosforytowym lub chromianowo-magnezytowym zmieszonym z kwasem borowym lub woda jako materiałem wiązującym. Tygle wystarczaja na okolo 40-50 wytopow. W zaleznoSci od czestotliwosci zasilania cewki, pojemnosci tygla i mocy, czas jednego wytopu wynosi od 60-180 minut, przy zużyciu 500-800 kWh energii elektrycznej na 1 tone stali [31, 147].

W stosunku do innych procesow stalowniczych, wytapianie stali w piecu o sredniej czestotliwosci ma nastepujace zalety [29, 31, 147]:

- dzieki elektrochemicznemu wymieszaniu metalu reakcja w kapieli metalowej przebiega szybko i dokladnie, co wyrównuje sklad chemiczny i oczyszcza z wtracen niemetalicznych,
- dzieki wyeliminowaniu luku elektrycznego otrzymuje sie metal o malej zawartosci gazow, a ponadto brak elektrod powoduje otrzymanie metalu o niskiej zawartosci węgla,
- male zgar pierwiastkow stopowych.

Największą wadą opisywanego procesu jest mała trwałość tygla, stosunkowo duże nakłady inwestycyjne na urządzenie i nieaktywny – zimny żużel. W związku z tym piece tego typu nie są wykorzystywane na szeroką skalę [31].

Stale wysokostopowe wytapia się w piecach średniej częstotliwości praktycznie tylko poprzez przetapianie odpadów stali stopowych lub złomu stali węglowej o niskiej zawartości fosforu i siarki. Procesy świeżenia domieszek, odfosforowania i odsiarczania są możliwe w tego typu piecach, ale wiążą się z wieloma problemami. Pod koniec roztopienia wsadu dorzuca się topnik. W przypadku piecy zasadowych są to wapno i fluoryt, a w piecach kwaśnych: piasek, szamot i złom szklany. Gdy wsad pieca przejdzie w stan ciekły, pobierana jest próbka do analizy chemicznej. Stary żużel jest usuwany i wrzucany nowy. Do odtleniania stali służą metody osadowe lub dyfuzyjne [29, 31, 147].

W **próżniowym piecu łukowym** energia elektryczna jest przemieniana w energię cieplną za pomocą łuku elektrycznego. Piece takie można podzielić na [31, 147]:

- pośrednie, w których łuk jarzy się nad wsadem, pomiędzy poziomo ustawionymi elektrodami,
- bezpośrednie, w których łuk jarzy się pomiędzy pionowo ustawionymi elektrodami a metalową kąpielą.

Najczęściej stosowanymi piecami łukowymi są piece o zasilaniu trójfazowym z nagrzewaniem bezpośrednim. W tego typu urządzeniu przeprowadzane są procesy topienia, przegrzewania i uszlachetniania. Przemiana energii elektrycznej w ciepłą następuje za pomocą łuku elektrycznego o temperaturze 3000-6000 °C. Przepływ prądu elektrycznego następuje pomiędzy elektrodami a roztopionym metalem. Zazwyczaj pojemność używanych w przemyśle pieców łukowych wynosi od 5 do 100 t. Czas jednego wytopu wynosi od 150-500 minut, przy zużyciu 450 kWh energii elektrycznej na 1 tonę stali [29, 31, 147].

Piec łukowy zbudowany jest z kotła wykonanego z blach stalowych o grubości 10-30 mm z wyciętymi po przeciwnych stronach dwoma otworami: oknem spustowym i roboczym. Oddzielnym elementem konstrukcyjnym jest sklepienie pieca, w którym wykonane są otwory pod elektrody. Elektrody używane w piecach łukowych są grafityzowane lub węglowe, z czego te drugie są 2-krotnie tańsze i mniej trwałe. Ze względu na bardzo wysoką temperaturę łuku elektrycznego, działa on destrukcyjnie na ogniotrwałe wyłożenie sklepienia i ścian pieca. Ze względu na to wymagania stawiane materiałom stosowanym na wyłożenie pieca dotyczą wysokiej ogniotrwałości, odporności na pełzanie pod obciążeniem w wysokiej temperaturze, a także dużej wytrzymałości na chemiczne oddziaływanie stali i żużla. Wymagana jest również niska przewodność cieplna.

W **próżniowym piecu elektronowym** stosuje się często przetapianie, ze względu na to, że proces wytapiania stali w konwencjonalnych piecach indukcyjnych i łukowych w atmosferze powietrza nie gwarantuje odpowiedniej czystości i homogeniczności stali szybko tnącej.

Alternatywnym sposobem umożliwiającym zasadnicze polepszenie czystości i jednorodności stali szybko tnących jest zastosowanie rafinacji pozapiecowej [147].

2.2.4.2. Metalurgia proszków

Alternatywną metodą wytwarzania stali szybkoznających jest proces metalurgii proszków, polegający na łączeniu ziaren proszków w jednolitą masę bez przechodzenia w stan ciekły. Technologia formowania i spiekania była stosowana już w czasach starożytnych. Za pomocą zgrzewania produkowano wyroby z metali szlachetnych. Odkrycie hutniczego sposobu wytopu metali spowodowało zarzucenie poprzednio stosowanej technologii. Nadal jednak korzystano z metalurgii proszków w przypadku pierwiastków o bardzo wysokiej temperaturze topnienia, takich jak iryd i platyna, gdzie przetop hutniczy nie był możliwy. Sproszkowaną platynę otrzymywano za pomocą rozkładu związków chemicznych platyny – chloroplatynianu amonu. Otrzymany w ten sposób proszek prasowano, spiekano i przerabiano za pomocą obróbki plastycznej. Jeszcze w XIX wieku stosowano tę metodę do wytwarzania platynowych monet w Hiszpanii i Rosji [107].

Rosnące potrzeby przemysłu determinowały rozwój metalurgii proszków. 30 lat po wynalezieniu przez Edisona żarówki zastosowano w niej włókno wolframu, tantalu i molibdenu powstałe przez metalurgię proszków. Włókno otrzymano z pasty proszku metalu z materiałem organicznym, dalej tłoczonej przez oczko o małej średnicy. Powstały w ten sposób drut suszono i wypalano w atmosferze ochronnej. Temperaturę niezbędną do spiekania osiągnęto za pomocą przepływu prądu elektrycznego. Dopiero po pewnym czasie włókna do żarówek zaczęto wytwarzać metodą prasowania i spiekania prętów ze sproszkowanego wolframu, przekuwania w wysokiej temperaturze i przeciągania na określoną średnicę. Technologia ta ma zastosowanie do dzisiaj [92].

W przypadku rozwoju materiałów narzędziowych, istotny był rok 1922, kiedy rozpoczęto w Niemczech wytwarzanie węglików spiekanych pod nazwą Widia (Wie Diamant). Krajową produkcję węglików spiekanych zapoczątkowały dwa zakłady: Huta Baildon oraz Starachowickie Zakłady Górniczo-Hutnicze. Po okresie II wojny światowej rozwój przemysłu samochodowego, a przede wszystkim rosnące wymagania stawiane poszczególnym komponentom, w kontekście jakości, niezawodności ale i aspektu ekonomicznego, przyczyniły się do dynamizacji technologii metalurgii proszków. Obecnie metalurgia proszków dostarcza wyroby praktycznie do wszystkich gałęzi przemysłu [109, 112]:

- motoryzacyjnego i maszynowego – łożyska i panewki ślizgowe, krzywki popychaczy, gniazda zaworowe, koła zębate pomp olejowych i pasków zębatych, pierścienie tłokowe o obniżonym współczynniku tarcia;
- budowlanego – tuleje, rolki, łożyska klamek, zapadki zamków, segmenty zębate;
- elektrotechnicznego – elementy styczników, elektrody, nabiegunniki;
- zbrojeniowego i lotniczego.

W technologii metalurgii proszków można wyróżnić dwa kierunki rozwoju [29, 107, 109, 112]:

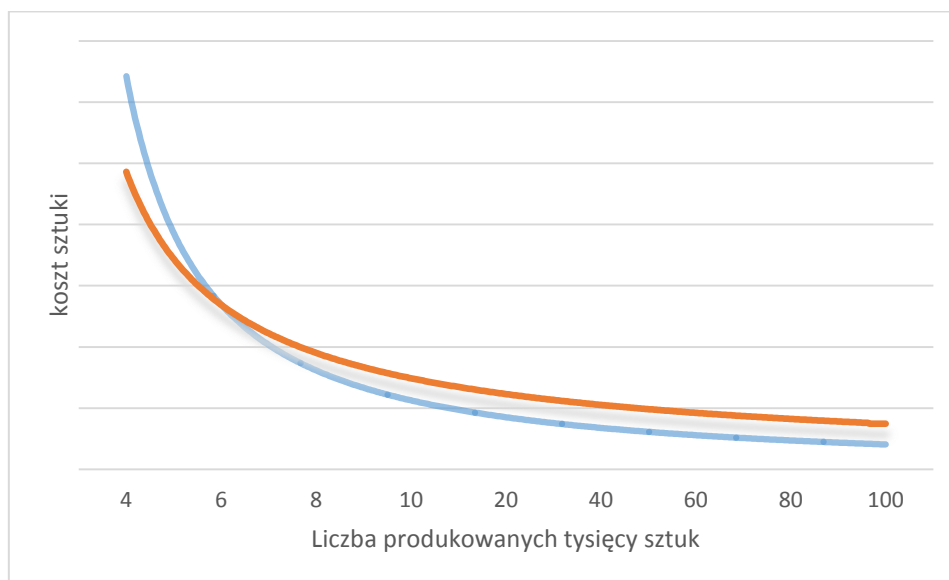
- masowe wytwarzanie wyrobów – głównie z żelaza, miedzi i ich stopów, gdzie pomija się klasyczne procesy: topienie, odlewanie, obróbkę plastyczną i ubytkową. W przypadku żelaza osiągnięto wytrzymałość na rozciąganie $R_m > 400 \text{ N/mm}^2$ powodując tym samym brak ograniczenia w masowym zastosowaniu w budowie maszyn czy przemysle motoryzacyjnym. Złożone kształty wytwarzanych części byłyby możliwe do uzyskania za pomocą wspomnianych wyżej klasycznych metod wytwarzania, ale koszty produkcji byłyby nieporównywalnie wyższe.
- wytwarzanie wyrobów o specjalnych właściwościach fizycznych – produkcja elementów maszyn o tym samym składzie chemicznym, ale o różnej gęstości, w tym ze składników nie rozpuszczających się wzajemnie. Kontrolując porowatość można wypełnić spieki metalami o niskiej temperaturze topnienia, tworzywami polimerowymi czy olejami. Posługując się powyższymi możliwościami wytwarza się wyroby o wysokiej odporności na zużycie, niskim współczynniku tarcia, ściśle określonych właściwościach magnetycznych, elektrycznych i cieplnych, czy dużej żaroodporności i żarowytrzymałości. Istnieje grupa wyrobów, którą da się uzyskać tylko za pomocą metalurgii proszków. Zestawiono je w tabeli 2.6.

Tab 2.6. Wyroby możliwe do wytwarzania wyłącznie za pomocą metalurgii proszków (opracowano na podstawie [29])



Nazwa wyrobu	Zastosowany materiał
Włókna lamp żarowych, izolatory, elektrody	W, Mo
Lampy elektronowe, kineskopy	W, Mo, Ta, Nb
Oslony radiacyjne i żyroskopy	W-Ni-Cu
Twarde spieki cermetalowe, np. na zaawansowane układy hamulcowe	WC, TaC, NbC, VC, Cr
Porowate katalizatory i filtry w układach wydechowych	Pt, Ni, Fe, Cu
Baterie alkaliczne	Ni, Fe, Co
Łożyska i panewki porowate, filtry	Cu, Fe, Sn
Szczotki w silnikach elektrycznych	Cu-C
Rdzenie magnetyczne, ferryty, magnesy głośnikowe	Fe, tlenki Fe, Li, Ba
Styki elektryczne	W-Ag, Mo-Ag, Mo-Cu, W-Cu, W-Mo, tlenki
Oslony chłodzące, osłony ablacyjne w statkach kosmicznych	W-Ag
Materiały w przemyśle atomowym	Be, Th, U, Zr
Samosmarujące łożyska nieporowate	Fe, Cu-grafit i ich stopy nasycane polimerami lub metalami o niskiej temperaturze topnienia

Podsumowując, do najważniejszych zalet MP należą [24, 106, 107]:

- precyzyjna kontrola i dowolność składu chemicznego oraz brak zanieczyszczeń;
- możliwość łączenia metali trudno topliwych (W,Mo,Ta,Ir) oraz materiałów ze skrajnie różnymi temperaturami topnienia (np. W i Ag na styki elektryczne);
- możliwość uzyskania drobnoziarnistej mikrostruktury o właściwościach izotropowych;
- minimalizacja lub wykluczenie konieczności obróbki maszynowej wytwarzanych części – produktem metody MP jest najczęściej gotowy wyrób o ostatecznych wymiarach;
- ograniczenie powstawania ubytków materiałowych – aż 97% materiału wejściowego jest w gotowym produkcie;
- wysokiej jakości powierzchnia gotowego produktu;
- możliwość kontrolowania porowatości np. w celu uzyskania właściwości samosmarnych lub filtracyjnych (łożyska, katalizatory) poprzez zmianę stopnia sprasowania;
- sposobność wytwarzania przedmiotów o skomplikowanych kształtach, kłopotliwych lub niemożliwych do uzyskania za pomocą obróbki maszynowej;
- możliwość adaptacji do produkcji średnio i wielkoseryjnej;
- większa żywotność i niezawodność wyrobów z tych materiałów.



Rys. 2.22. Porównanie kosztu wytwarzania produktów za pomocą MP i innych metod (opracowano na podstawie [29])

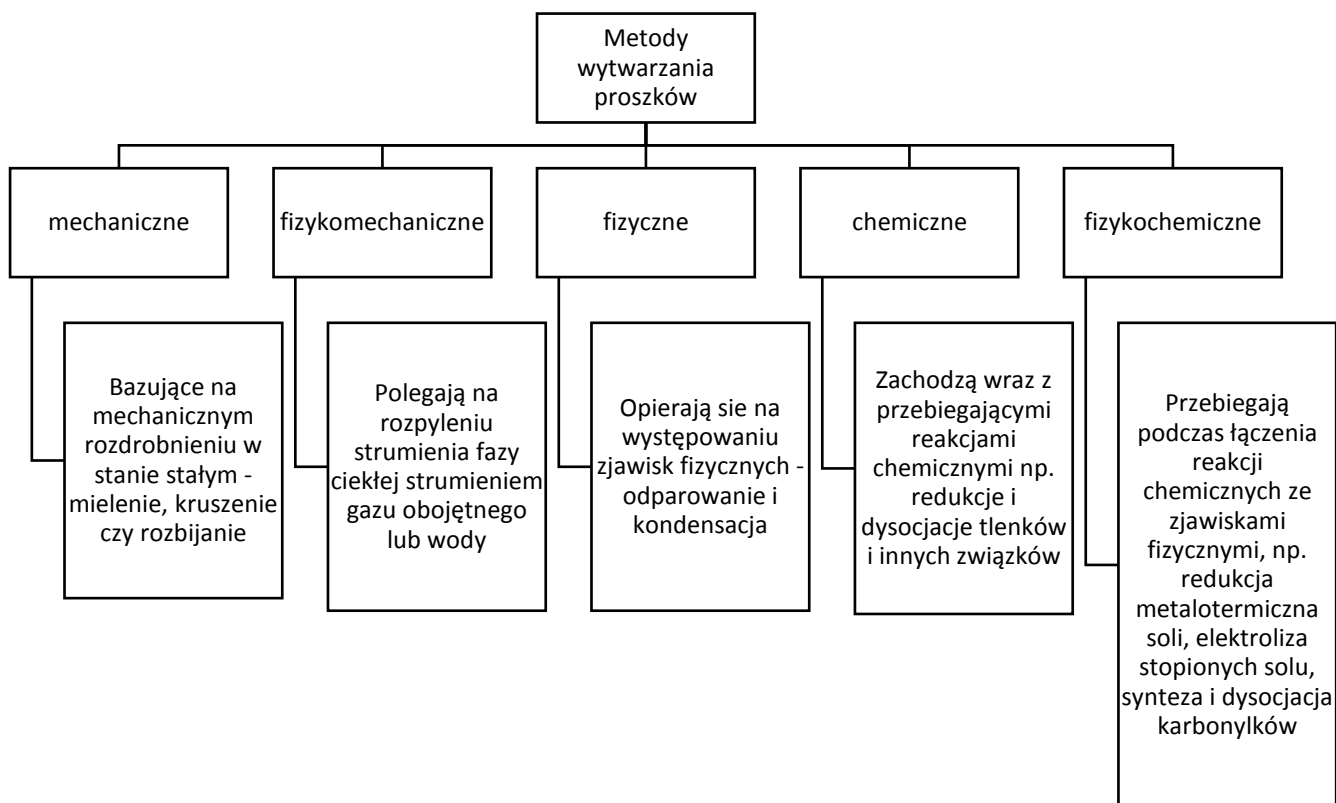
Metoda wytwarzania	
	Metalurgia proszków
	Inne metody

Najczęściej proces metalurgii proszków dzieli się na następujące etapy [24, 106, 107]:

1. Wytwarzanie proszku materiału wejściowego i badanie jego właściwości
2. Formowanie proszku
3. Prasowanie (jedno lub wielokrotne)
4. Spiekanie
5. Ewentualna obróbka wykańczająca

2.2.4.3. Wytwarzanie proszków

Potencjał współczesnej techniki umożliwia wytworzenie proszku o cząstkach $< 1 \mu\text{m}$ z każdego metalu, stopu i niemetalu. Poprzez dobór właściwych procesów mechanicznych, fizycznych i chemicznych wytwarza się pierwiastek, roztwór, mieszaninę czy związek jako materiał sypki.



Rys 2.23. Podział metod wytwarzania proszków wraz z krótkim opisem (opracowano na podstawie [29, 106, 107])

W zależności od zastosowanej metody wytwarzania kształt otrzymanego proszku może być [24, 106, 107]:

- kulisty,
- strzępiasty,
- globularny,
- gąbczasty,
- dendrytyczny,
- talerzykowaty,
- wielkościenny,
- odłamkowy,
- płatkowy.

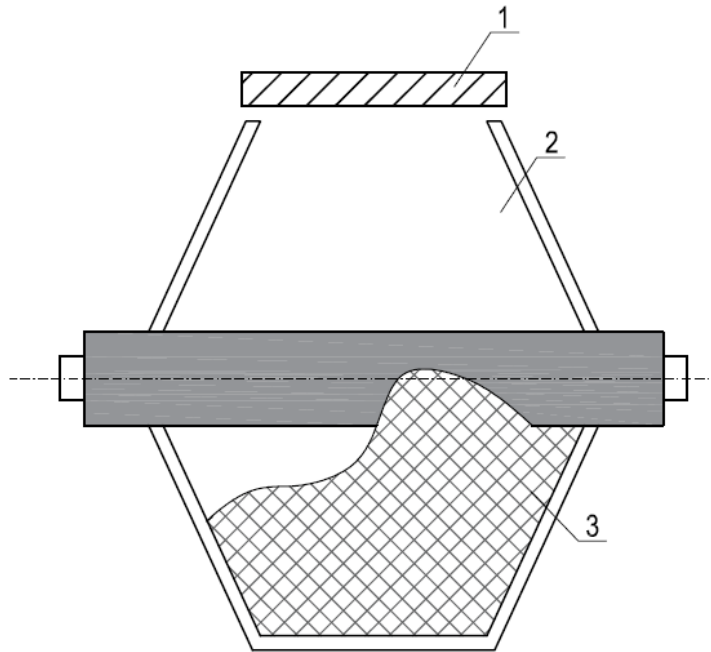
Wielkość i kształt sypkiego materiału determinują zarówno proces formowania, jak i spiekania [107].

2.2.4.4. Mieszanie i proskowanie surowca

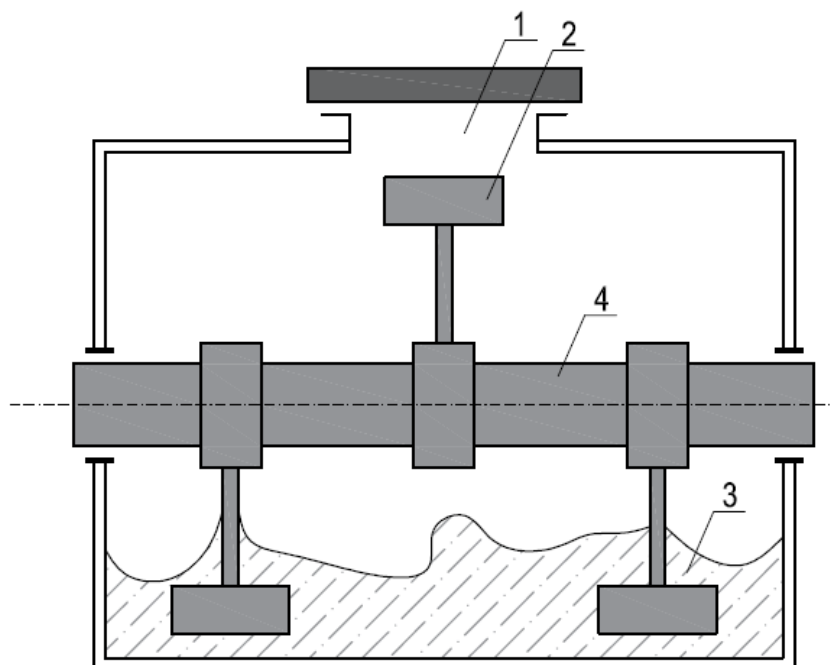
Oczekiwana homogeniczna mikrostruktura i niezróżnicowane właściwości determinowane są już na etapie mieszania proszku. W zależności od wspomnianych wcześniej rozmiaru i kształtu surowca oraz jego wilgotności, korzysta się z mieszalników [29, 83, 107, 112]:

- talerzowych,
- stożkowych,
- łopatkowych,
- przeciwprądowych,
- dwupłatowych.

Podczas występowania sporych różnic rozmiaru, kształtu czy gęstości surowca, miesza się go w obecności odtłuszczacza (spirytus, benzyna) lub wody zapobiegając tym samym segregacji proszków. W przypadku surowca w formie zawiesiny, w celu ujednorodnienia korzysta się z mieszalników, młynów wyposażonych w mieszadła oraz suszarek rozpyłowych [83, 112].



Rys 2.24. Budowa mieszalnika stożkowego: 1 – kłapa otworu zasypowego, 2 – komora mieszania, 3 – materiał proszkowy (opracowano na podstawie [83, 107])



Rys 2.25. Budowa mieszalnika łopatkowego: 1 – otwór zasypowy, 2 – łopaty, 3 – materiał proszkowy, 4 – wał napędowy (opracowano na podstawie [82, 106])

W celu uzyskania odpowiednich właściwości technologicznych podczas formowania, na etapie mieszania, surowiec domieszkuje się komponentami funkcjonalnymi [29, 31, 107, 109, 112]:

- poślizgowymi,
- antyadhezyjnymi,
- lepiszczami,
- plastyfikatorami,
- upłynniającymi,
- zwilżającymi,
- ułatwiającymi proces spiekania.

W przypadku, gdy surowiec nie uzyska oczekiwanej ziarnistości, istnieje konieczność dodatkowego rozdrobnienia. Energia sił tnących występujących w tych procesach wystarcza tylko na wygenerowanie naprężeń przewyższających wytrzymałość pojedynczych ziaren jedynie na ich powierzchni. W efekcie rozdrobnienie uzyskiwane jest poprzez ścieranie, gdzie otrzymuje się drobnoziarnisty materiał proszkowy.

W zależności od skali proszkowania, urządzenia można podzielić na [83, 112]:

- młyny do rozdrabniania grubego,
- młyny do uzyskiwania drobnoziarnistych proszków.

Do pierwszej grupy młynów materiałem wsadowym są najczęściej kopaliny występujące naturalnie. Nie są stosowane do proszkowania metali, stopów i materiałów ceramicznych na ostrza skrawające.

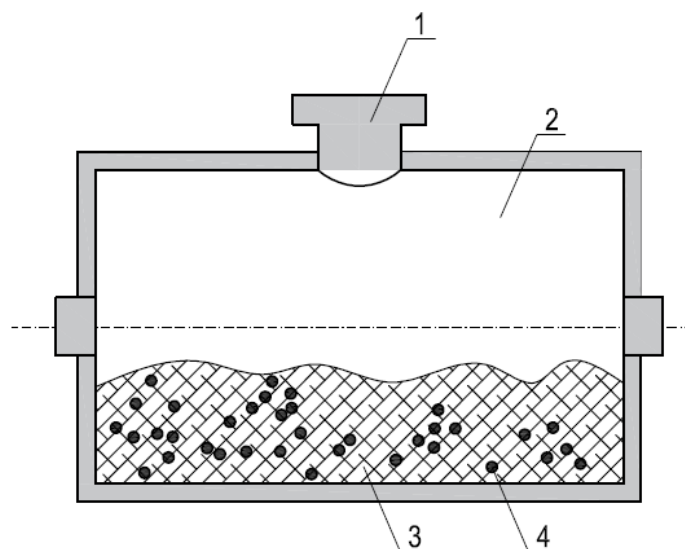
W celu uzyskania materiału proszkowego drobnoziarnistego stosowane są następujące urządzenia [83, 107]:

- młyny grawitacyjne,
- młyny planetarne (odśrodkowe),
- młyny strumieniowe,
- młyny wibracyjne,
- młyny obrotowo-wibracyjne,
- młyny pierścieniowe,
- młyny typu attritor.

Do pierwszej wymienionej grupy młynów grawitacyjnych należą młyny kulowe [83, 107]:

- cylindryczne,
- cylindryczno-stożkowe,
- wielokomorowe,
- z kulami rozdrabniającymi na pobocznicę.

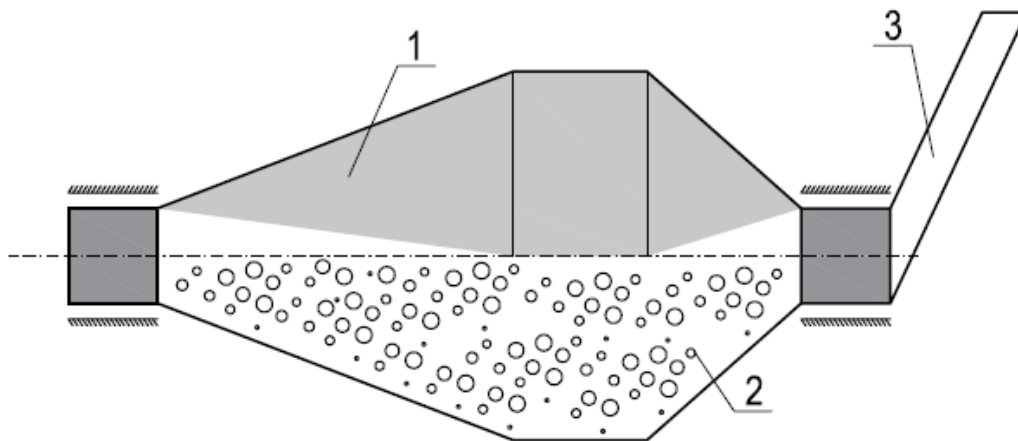
W przypadku młynów kulowych materiałem wsadowym są najczęściej proszki materiałów twardych i kruchych. Proces mielenia może przebiegać na sucho lub na mokro. Podczas mielenia na sucho nie występuje niekorzystna segregacja ziaren. Niemniej, jak wspomniano wcześniej, gdy podczas procesu mieszania z rozdrabnianiem poprzez mielenie pojawia się segregacja materiału proszkowego ze względu na rozmiar, gęstość i kształt, zaleca się mielenie na mokro w obecności cieczy (odtłuszczacze lub woda) [107].



Rys 2.26. Budowa młyna kulowego cylindrycznego: 1 – otwór zasypowy, 2 – komora mieszania, 3 – materiał proszkowy, 4 – kule (mielniki) (opracowano na podstawie [83, 107])

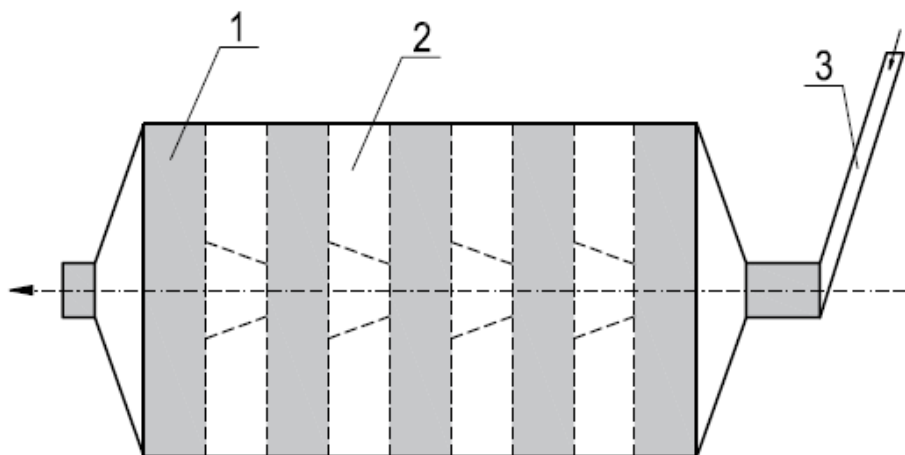
Istotnym parametrem procesu mielenia młynami kulowymi cylindrycznymi jest stopień wypełnienia komory mieszania mielnikami. Niezależnie od przeprowadzania procesu proszkowania na sucho lub na mokro, najbardziej pożądaną wartością opisywanego parametru jest 20-40%. Przy takim wypełnieniu komory mielnikami mamy do czynienia z rozsądnym kompromisem pomiędzy jak największą powierzchnią powstających ziaren a minimalną energią kinetyczną niezbędną do rozmiżdżania największych ziaren [83, 107, 112]. Drugim parametrem determinującym proces mielenia w młynach kulowych cylindrycznych jest wielkość kul - mielników. Zaleca się stosowanie małych mielników ze względu na korzystne powstawanie ziaren o jednorodnej wielkości [112].

Do drugiej grupy młynów grawitacyjnych kulowych należą urządzenia cylindryczno-stożkowe. Komora mieszania podzielona jest na dwie zasadnicze części. W pierwszej z nich – cylindrycznej – odbywa się wstępne rozdrobnienie materiału sypkiego. Jest to możliwe dzięki kumulowaniu się w tej części grupy kul (mielników) o największej wielkości. Finalne rozdrobnienie proszku występuje w drugiej – stożkowej części komory przy udziale mielników o najmniejszych rozmiarach [82, 107, 112].



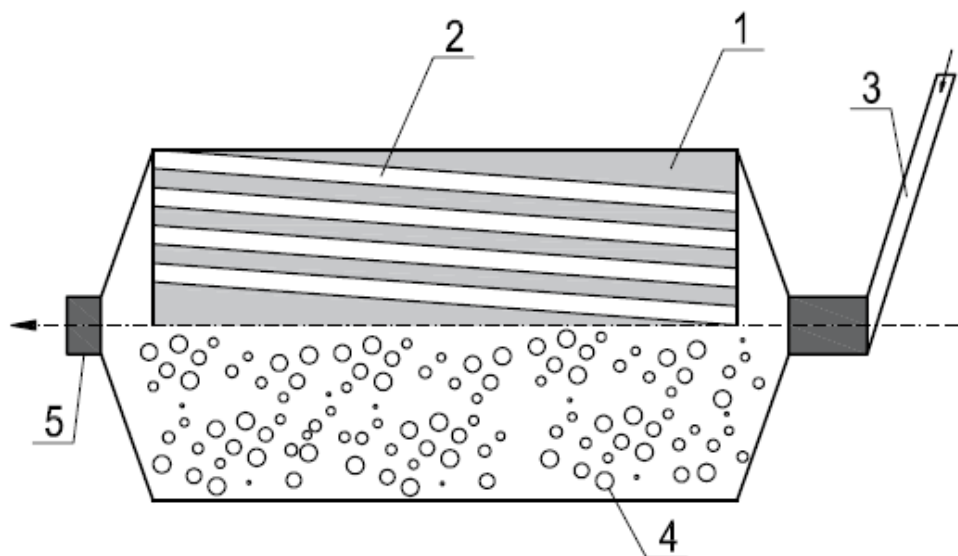
Rys 2.27. Budowa młyna kulowego cylindryczno-stożkowego: 1 – komora mieszania 2 – kule (mielniki), 3 – otwór zasypowy (opracowano na podstawie [83, 107])

Trzecią grupą młynów grawitacyjnych kulowych są urządzenia wielokomorowe. Gradacja wielkości kul – mielników związana jest z podziałem komór odseparowanych od siebie przegrodami – sitami. Mielenie odbywa się kaskadowo: w pierwszej komorze z największymi kulami, mielony jest materiał sypki o największych ziarnach. W ostatniej komorze z kulami o najmniejszych rozmiarach mielony jest proszek z najmniejszymi ziarnami [83, 107, 112].



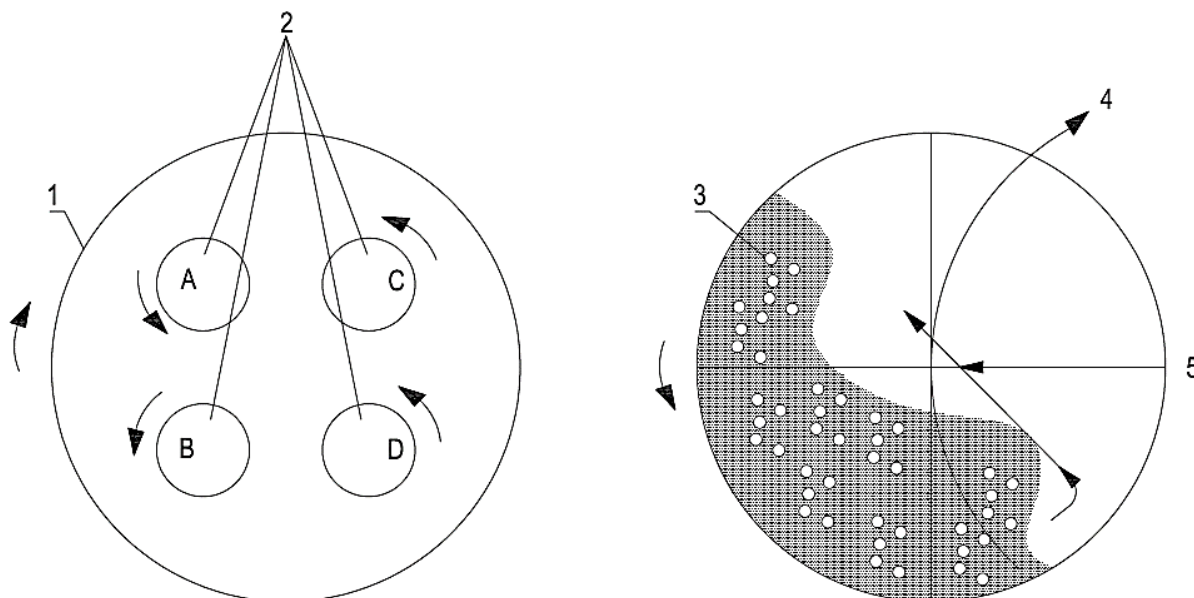
Rys 2.28. Budowa młyna kulowego wielokomorowego: 1 – komory mieszania 2 – sita - przegrody, 3 – otwór zasypowy (opracowano na podstawie [82, 107])

Ostatnią grupą młynów grawitacyjnych kulowych są urządzenia ze spiralnymi progami na powierzchni bocznej. Kaskadowanie mielników następuje poprzez ruch obrotowy i przesuwanie się kul – mielników wzdłuż młyna, w kierunku otworu wylotowego [82, 107, 112].



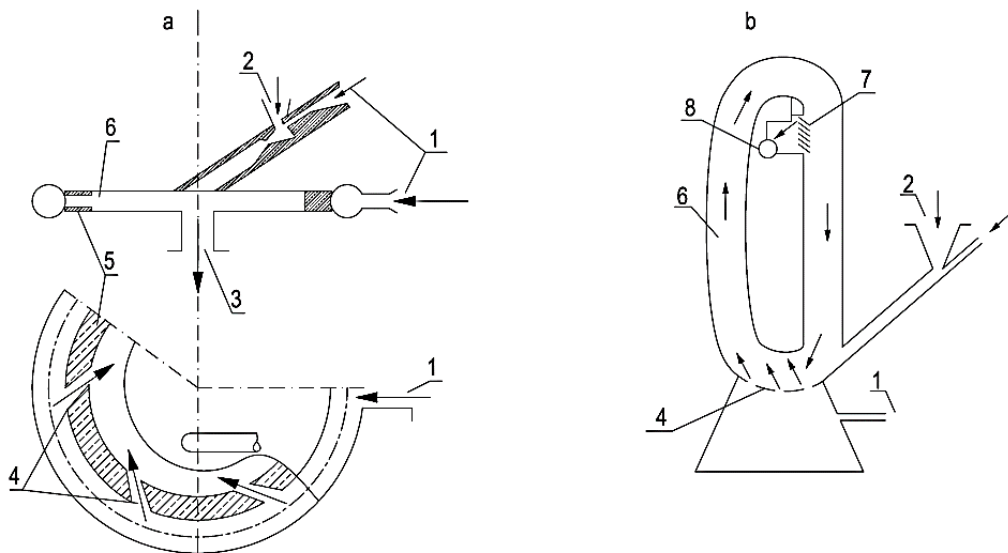
Rys 2.29. Budowa młyna kulowego z progami spiralnymi na pobocznicach: 1 – komory mielenia, 2 – spiralne progi, 3 – otwór zasypowy, 4 – kule (mielniki), 5 – otwór wylotowy (opracowano na podstawie [82, 107])

Drugim rodzajem najszerszej stosowanych młynów do uzyskiwania drobnoziarnistych proszków są młyny planetarne (odśrodkowe). W przeciwieństwie do wcześniej opisywanych młynów grawitacyjnych, proces rozdrabniania jest mocno zintensyfikowany, ze względu na powstającą siłę odśrodkową wymuszającą ruch mielników. Proces mielenia, tak jak w przypadku młynów grawitacyjnych, może zachodzić na sucho lub na mokro, natomiast istotnym kryterium jest natężenie pracy: praca okresowa lub ciągła. Powstały materiał wyróżnia się wysokim stopniem rozdrobnienia. Elementem charakterystycznym młynów planetarnych są naczynia, wykonane ze stali nierdzewnej, tlenku cyrkonu, tlenku glinu, węgla wolframu lub agatu. Zasada działania polega na umieszczeniu pojemnika z materiałem wejściowym na obrotowej podstawie młyna. Kierunek obrotów podstawy – dysku jest odwrotny do kierunku obrotów naczynia. Stosunek prędkości wynosi $1/2$. Skutkiem sił Coriolisa jest ruch kul wewnątrz pojemnika. Wysoka energia kinetyczna powstaje dzięki różnicy prędkości pomiędzy mielnikami a pojemnikiem, gdzie zachodzi tarcie oraz uderzanie. Synergia dwóch opisywanych zjawisk pozwala na uzyskanie wysokiego stopnia rozdrobnienia [29, 82, 107, 112].



Rys 2.30. Budowa młyna planetarnego (odśrodkowego): 1 – obrotowa podstawa 2 – pojemniki z kulami, 3 – otwór zasypowy, 4 - kule (mielniki), 5 – kierunek obrotu podstawy, 6 – siła odśrodkowa (opracowano na podstawie [82, 107])

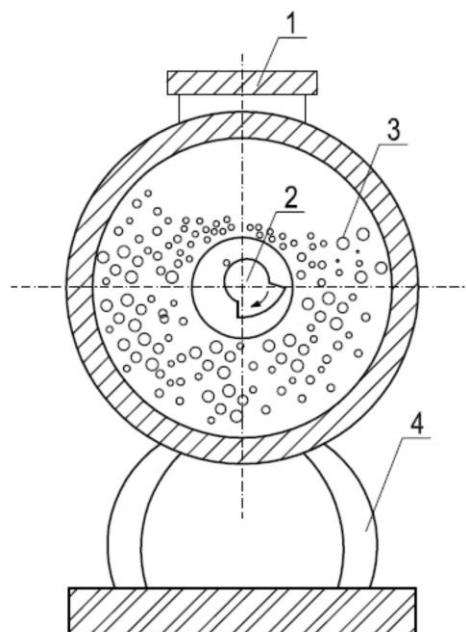
Trzecią grupą młynów do uzyskiwania materiałów drobnoziarnistych są młyny strumieniowe. Nie posiadają one kul (mielników), a proszkowanie odbywa się w wyniku wzajemnych zderzeń ziaren poruszających się z prędkościami dźwięku. Źródłem poruszających się ziaren jest strumień sprężonego powietrza lub innego gazu. Istotną zaletą młynów strumieniowych jest symultaniczne rozdrabnianie i segregacja materiału proszkowego. Kształt komory mielenia jest najczęściej cylindryczny wraz z umieszczonymi w niej dyszami. Poprzez dysze dostarczane jest sprężone powietrze lub gaz, który porusza rozdrabniany materiał nadając mu ruch obrotowy. Jednocześnie powstaje siła odśrodkowa o wartości zależnej od rozmiarów ziaren. Dzięki klasyfikatorowi powietrznemu, ziarna dopiero po rozdrobnieniu mają możliwość wydostania się z komory mielenia. Wadą tej metody jest ograniczona ziarnistość materiału proszkowego (do 200 μm), a proszkowany może być tylko materiał jednofazowy. Do zalet należą możliwość rozdrabniania bardzo twardych materiałów, uzyskiwanie wysokiego stopnia rozdrobnienia oraz brak ryzyka kontaminacji mielonego materiału [29, 82, 107, 112].



Rys 2.31. Budowa młyna strumieniowego a – spiralnego, b – pętlcowego:

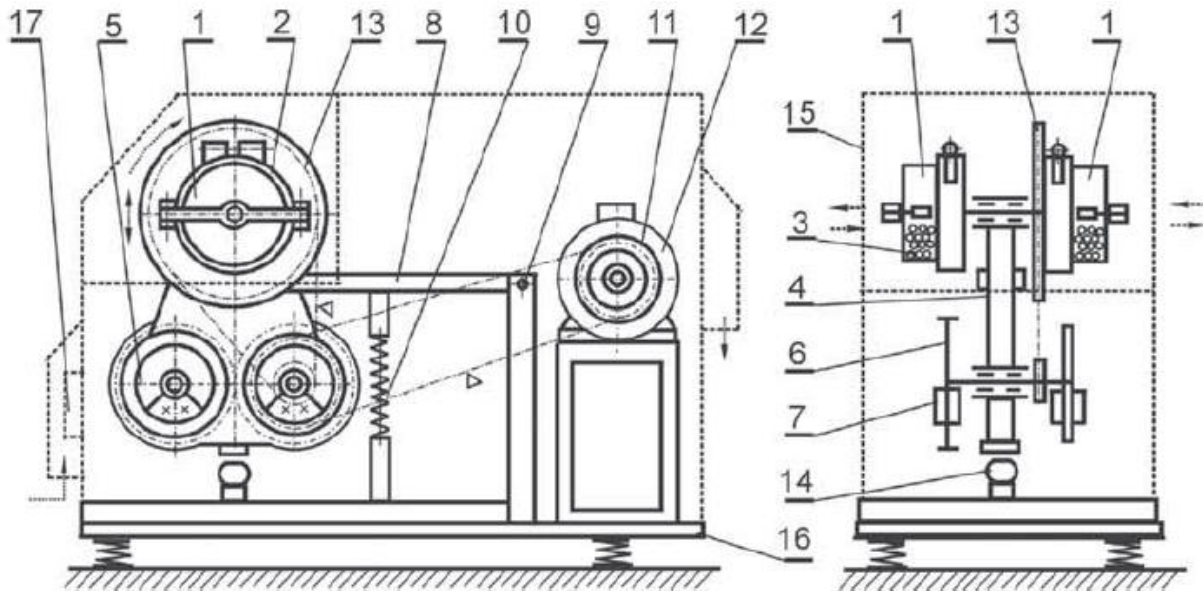
1 – sprężone powietrze lub gaz 2 – surowiec, 3 – produkt, 4 - dysze, 5 – płyty, 6 – komory rozdrabniające, 7 – przegrody separacyjne, 8 – wylot produktu (opracowano na podstawie [136])

Czwartą grupą młynów do uzyskiwania materiałów drobnoziarnistych są młyny wibracyjne z komorą mielenia zamocowaną na sprężynach. Stopień wypełnienia komory mieszania mielnikami wynosi 70-90%. Nadawanie ruchu mielnikom odbywa się poprzez wibracje młyna. W efekcie kule wprowadzone zostają w ruch drgający o częstotliwości 17-50 Hz. Amplituda powstałych drgań, masa oraz przyspieszenie kul determinują energię i intensywność proszkowania. Zaletą młynów wibracyjnych jest uzyskiwanie materiałów sypkich o wysokim stopniu rozdrobnienia ($<0,1 \mu\text{m}$). W przedstawionym na rysunku 2.32 młynie wibracyjnym bębnowym ruch drgający uzyskiwany jest poprzez obroty niewyważonej masy napędzanej silnikiem elektrycznym. Bęben wiruje z prędkością 1500-3000 obr/min [82, 107, 112].

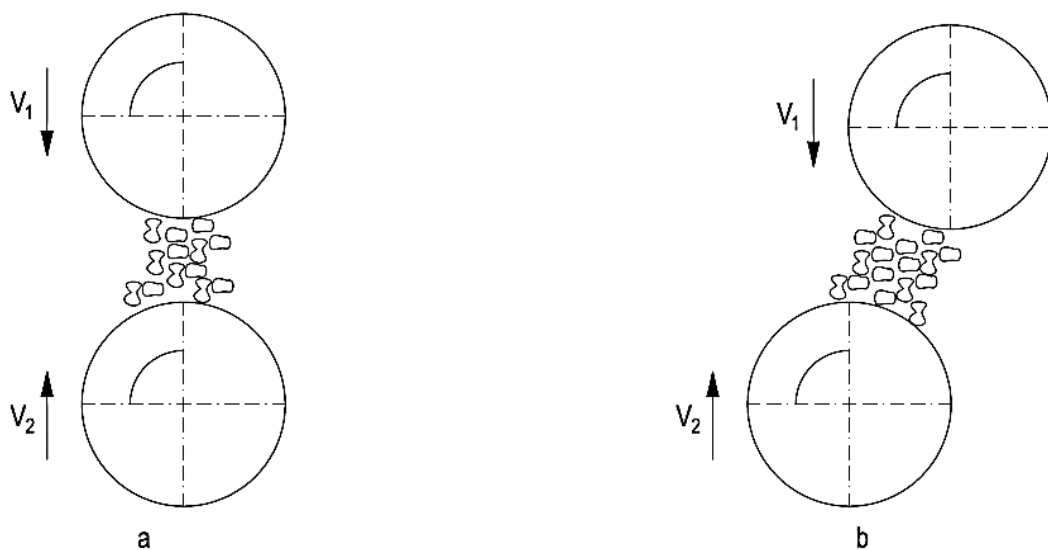


Rys 2.32. Budowa młyna wibracyjnego bębnowego: 1 – kłapa otworu zasypowego, 2 – niewyważona masa, 3 – mielniki, 4 – sprężyny (opracowano na podstawie [82, 107, 112, 136])

Kolejną grupą urządzeń pozwalających uzyskiwać materiał drobnoziarnisty są młyny obrotowo-wibracyjne, w których występuje jednocześnie ruch obrotowy oraz drgania. Odrywanie się kul od cylindrycznej powierzchni komory mielenia następuje w wyniku pojawiania się drgań. Częstotliwość występujących drgań wynosi 8-12 Hz, a prędkość obrotowa komory mielenia 3,6-14 rad/s. Ze względu na powstające podczas proszkowania na sucho zjawisko wtórnej aglomeracji powstających ziaren istnieje problem w uzyskiwaniu rozdrobnienia submikrometrowego. W związku z tym, najczęściej proszkuje się w obecności cieczy [83, 107, 112, 136].

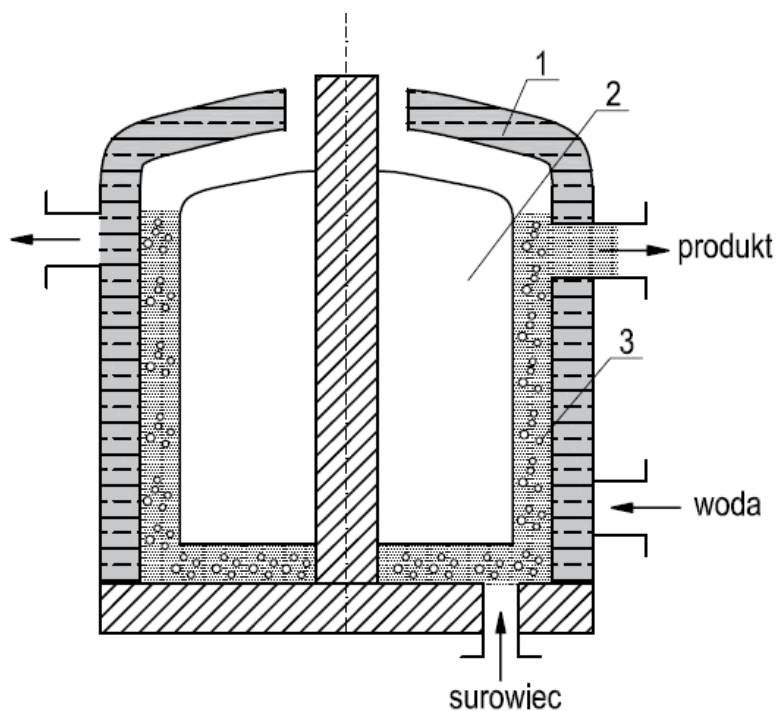


Rys 2.33. Budowa młyna obrotowo-wibracyjnego: 1 – komora, 2 – obsada komory, 3 – ładunek, 4 – wspornik, 5 – wibrator, 6 – przekładnia zębata, 7 – obciążniki, 8 – wahacz, 9 – przegub, 10 – układ sprężysty, 11 – przekładnia wibratora, 12 – silnik, 13 – przekładnia komory, 14 – odbojnik, 15 – obudowa izolacyjna, 16 – podstawa z wibroizolatorami, 17 – wentylator chłodzący (opracowano na podstawie [136])



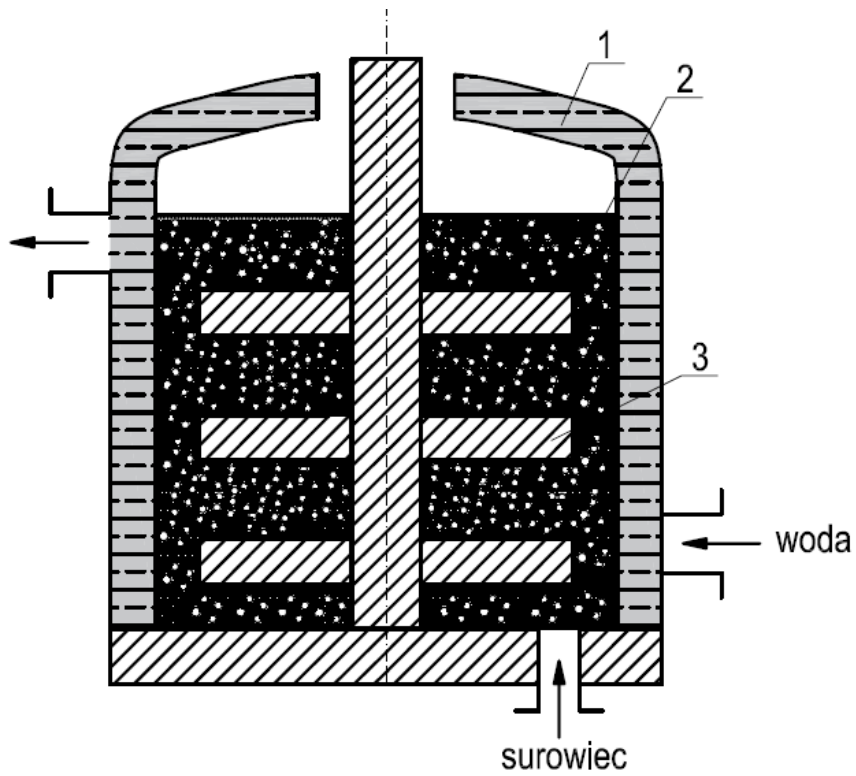
Rys 2.34. Mechanizm proszkowania występujący w młynach obrotowo – wibracyjnych podczas rozdrabniania pojedynczego ziarna lub aglomeratu ziaren pomiędzy kulami – mielnikami: a) o identycznej średnicy przy zderzeniu centralnym, b) o identycznej średnicy przy zderzeniu niecentralnym (opracowano na podstawie [112, 136])

Przedostatnią grupą urządzeń do uzyskiwania materiałów drobnoziarnistych są młyny pierścieniowe. Zbudowane są z nieruchomego elementu w postaci statora oraz napędzanego silnikiem elektrycznym rotora obracającego się z prędkością 100-800 obr/min. Pomiedzy cylindryczną powierzchnią statora a walcową rotora znajduje się komora robocza o stopniu wypełnienia mielnikami 70-85%. Materiałem wsadowym jest zawiesina wodna lub suchy materiał. W efekcie uzyskuje się materiał sypki o wielkości ziarna poniżej 1 μm [83, 107].

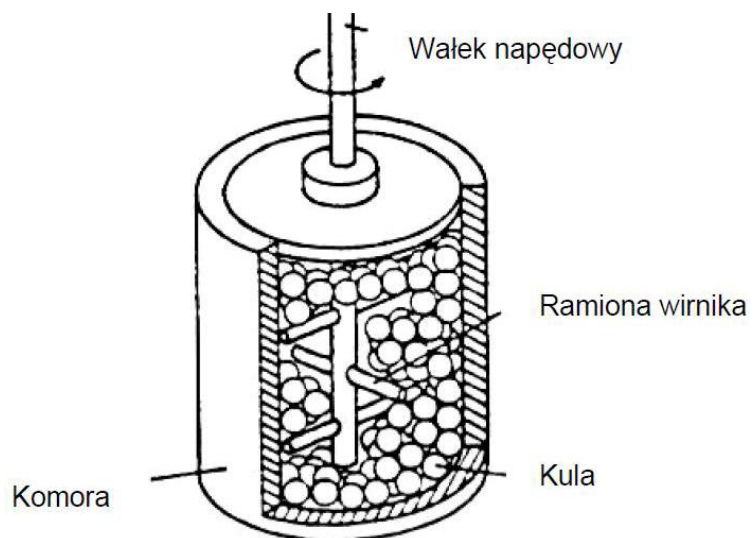


Rys 2.35. Budowa młyna pierścieniowego: 1 – stator z płaszczem wodnym, 2 – rotor osadzony na wale obrotowym, 3 – mielniki, (opracowano na podstawie [83, 107])

Młyny typu attritor są rozwinięciem poprzedniej grupy młynów. Zbudowane są z komory, w której pomiędzy mielnikami a proszkowanym materiałem obraca się wał z poprzecznymi ramionami. Prędkość obrotowa wału wynosi ok. 100 obr/min a obracające się ramiona – mieszadła wprawiają w ruch mielniki rozmiądzające rozdrabniany materiał. Dzięki niewielkiej średnicy kul (mielników) aktywna powierzchnia rozdrabniania jest duża, a co za tym idzie temperatura wewnątrz dochodzi do 150°C, jednocześnie ta metoda jest zdecydowanie wydajniejsza od wcześniej opisywanych. W celu zabezpieczenia mielonego materiału przed wysoką temperaturą, stator jest chłodzony cieczą. W tego typu młynach uzyskuje się materiał sypki o wielkości ziarna $< 0,1 \mu\text{m}$ i jednorodnej gradacji wielkości ziaren [83, 107].



Rys 2.36. Budowa młyna typu „attritor”: 1 – obudowa z płaszczem wodnym, 2 – mielniki, 3 – poprzeczne ramiona, (opracowano na podstawie [83, 107])



Rys 2.37. Zasada działania młyna typu „attritor” (opracowano na podstawie [120])

2.2.4.5. Badania materiału sypkiego

Najczęściej zanim proszek zostanie zastosowany w konkretnej technologii, podlega on badaniom [29, 106]:

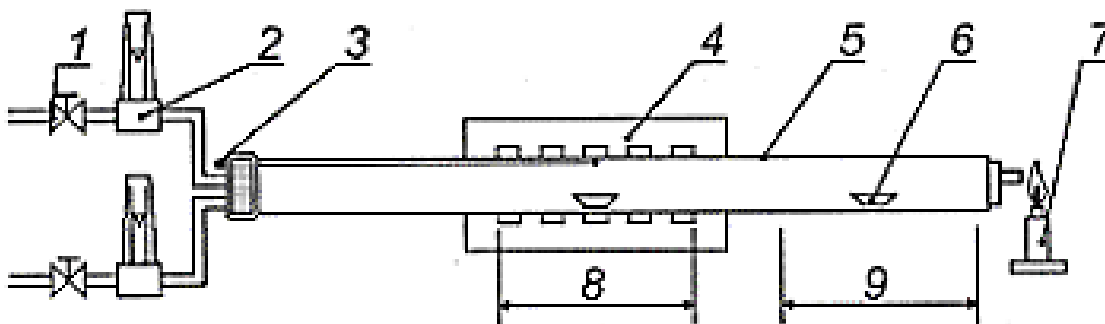
- składu chemicznego,
- kształtu i wymiaru cząstek,
- struktury wewnętrznej,
- powierzchni właściwej,
- składu chemicznego (stopnia utlenienia),
- właściwości technologicznych.

Próbka proszku przeznaczonego do badań musi być reprezentatywna, co oznacza, że jej właściwości są możliwie jak najbardziej zbliżone do całej partii proszku.

Skład chemiczny

Do kontroli składu chemicznego służą podstawowe metody analizy chemicznej.

Na przykład oznaczenie zawartości tlenu w proszku – zazwyczaj jest to sposób oznaczania straty wodorowej – mierzy się poprzez ubytek masy proszku w wyniku wyżarzania w wodorze lub wodorze z azotem [29, 106, 107].



Rys. 2.38. Pomiar zawartości tlenu w materiale sypkim metodą straty wodorowej. 1 – zawór, 2 – rotametr, 3 – termoelement, 4 – piec, 5 – rura, 6 – łódka z proszkiem: w strefie grzewczej podczas wyżarzania, w strefie chłodzenia po wyżarzaniu, 7 – palnik gazowy, 8 – strefa grzewcza, 9 – strefa chłodzenia (opracowano na podstawie [107])

Stratę wodorową określa się ze wzoru [29, 106, 107]:

$$X_H = \frac{m_2 - m_3}{m_2 - m_1} \times 100\% , \quad (2.12)$$










X_H – strata wodorowa, m_1 – masa łódki [g], m_2 – masa łódki z proszkiem przed wyżarzeniem [g], m_3 – masa łódki z proszkiem po wyżarzeniu [g]

Kształt cząstek

Kształt pojedynczych cząstek materiału sypkiego wyznacza się metodą opisową lub matematyczną. Metoda opisowa scharakteryzowana jest w Polskiej Normie PN-EN ISO 3252:2002.

Kształt cząstek ustala się za pomocą mikroskopu optycznego. W zależności od kształtu pojedynczych cząstek, różna jest sypkość i podatność proszku na formowanie. Jak wspomniano wcześniej, kształt i wielkość zależą zwłaszcza od metody formowania, ale w pewnym stopniu mogą one ulegać zmianie w czynnościach poprzedzających formowanie [29, 107].

Tab 2.7. Zestawienie możliwego do zaobserwowania kształtu cząstek materiału sypkiego (opracowano na podstawie [29, 106, 107])

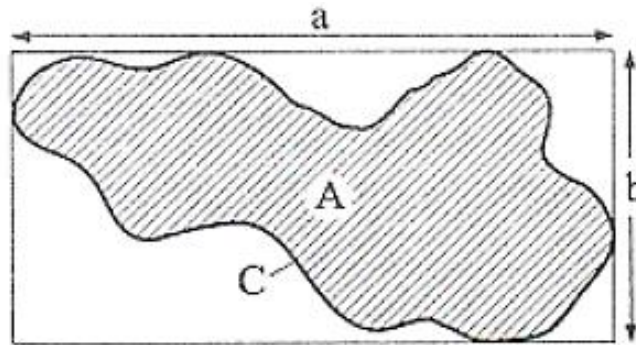
Kulisty	
Globulamy	
Nieregularny-zaokrąglony	
Talerzykowaty	
Włóścienny	
Odłamkowy	
Płatkowy	
Dendryczny	
Strzępiasty	

Czytelny opis kształtu i wymiarów cząstki jest wykonalny tylko dla cząstek kulistych. Ocena innych kształtów cząstek w dużej mierze zależy od obserwatora. Jest to więc metoda subiektywna. Dla nieregularnych cząstek stosuje się dokładniejszą metodę matematyczną – metodę Hausnera, która za pomocą parametrów [106]:

- a i b – wymiary najmniejszego prostokąta opisanego na rzucie pojedynczej cząstki w stabilnym położeniu,
- A – pole powierzchni rzutu,
- C – obwód rzutu,

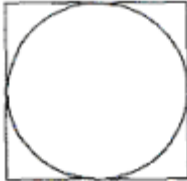



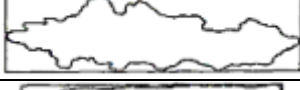

określa trzy wskaźniki odzwierciedlające kształt cząstki proszku:

- wskaźnik wydłużenia $x = \frac{a}{b}$ (stosunek skrajnych rozmiarów),
- wskaźnik masy $Y = \frac{A}{ab}$ (stopień wypełnienia prostokąta cząstką),
- wskaźnik powierzchni $Z = \frac{C^2}{12,6A}$ (iloraz nieregularnej powierzchni cząstki do kulistej cząstki o tej samej objętości).



Rys. 2.39. Charakterystyczne wymiary ziarna proszku materiału sypkiego (opracowano na podstawie [106])

Tab 2.8. Relatywne wymiary pojedynczych cząstek o różnym kształcie i odpowiadające im wartości wskaźników kształtu (opracowano na podstawie [106])

Parametry cząstki				Kształt cząstki	Wskaźniki kształtu		
a	b	A	C		x	Y	Z
6	6	28,2	18,8		1	0,78	1
6	6	28,2	26,5		1	0,78	1,98
6	6	25,4	25,5		1	0,71	2,04
8	6	35,2	29,4		1,34	0,76	1,89
9	2,5	11,8	33,5		3,6	0,52	7,5
8	2	13,2	17,8		4,0	0,83	1,86

Trzecią z najszerzej stosowanych sposobów określania kształtu pojedynczych cząstek proszku jest metoda Fouriera należąca do metod matematycznych. Kształt cząstki opisywany jest poprzez współczynniki Fouriera i dalej przeformułowywany z zapisu matematycznego na obraz graficzny. W tej metodzie dokładność odwzorowywania zapisu graficznego zwiększa się wraz ze wzrostem liczby współczynników Fouriera [107]. Celem zastosowania metody Fouriera jest odnalezienie funkcji o postaci [41]:

$$f(x) = \sum_{j=0}^{\infty} Q_j \varphi_j(x), \quad (2.13)$$

gdzie Q_j oznacza współczynniki Fouriera zadane wzorem:

$$Q_j = \int_0^1 f(x) \varphi_j(x) dx, \quad (2.14)$$

natomiast:

$$\varphi_j(x) = \begin{cases} 1 & \text{dla } j = 0 \\ \sqrt{2} \cos \pi j x & \text{dla } j = 1, 2, \dots \end{cases}, \quad (2.15)$$

Aby to spełnić, zbiór danych empirycznych musi zostać sprowadzony do przedziału $[0, 1]$ poprzez transformację liniową $X = \frac{a-a}{b-a}$, tym samym otrzymując ciąg $\{\varphi_n(x)\}$, będący ciągiem funkcyjnym ortonormalnym w przedziale $[0, 1]$.

Estymatorem gęstości badanego rozkładu jest suma częściowa szeregu Fouriera:

$$f_J(x) = \sum_{j=0}^J Q_j \varphi_j(x), \quad (2.16)$$

gdzie J jest parametrem obciążenia.

Jako estymator współczynników Fouriera \widehat{Q}_j przyjmuje się:

$$\widehat{Q}_j = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n \varphi_j(x_i), \quad (2.17)$$

będący estymatorem nieobciążonym i silnie zgodnym

Jako estymator dla parametru obciążenia \hat{J} przyjmuje się:

$$\hat{J} = \operatorname{arg} \min_{0 \leq J \leq J_n} \sum_{j=1}^J \left(\frac{2\widehat{Q}_0}{n} - \widehat{Q}_j^2 \right). \quad (2.18)$$

Wielkość cząstek proszku

Wielkość pojedynczych cząstek sypkiego materiału określa się za pomocą analizy sitowej, sedymentacyjnej, metodą dyfrakcyjną lub przepływem prądu elektrycznego. Celem wyznaczenia wielkości cząstek jest zdefiniowanie [29, 106]:

- klasy ziarnowej – czyli przedziału wielkości pojedynczych cząstek,
- frakcji ziarnowej – masie sypkiego materiału odpowiadającej określonej klasie ziarnowej,
- udziału frakcji – ilorazowi danej frakcji do masy próbki całego proszku [%],
- rozkładowi wielkości cząstek – czyli korelacji udziału frakcji od klas ziarnowych,
- frakcji podziarnowej – czyli przedziału frakcji zawierającej cząstki mniejsze od możliwych do wyznaczenia za pomocą zastosowanej metody,
- frakcji nadziarnowej – czyli przedziału frakcji zawierającej cząstki większe od możliwych do wyznaczenia za pomocą zastosowanej metody.

Analiza sitowa jest metodą najszerzej stosowaną. Polega ona na przesianiu 100 g proszku przez zestaw sit o określonej wielkości oczka i zdefiniowaniu mas i udziałów procentowych poszczególnych frakcji. Podczas analizy wyznacza się jednocześnie histogram, krzywą sumaryczną i histogram zestandaryzowany. Zgodnie z normą PN-EN 24497, ISO 4497 wielkość sit wynosi: 180 μm , 150 μm , 106 μm , 75 μm , 63 μm i 45 μm . Oczka większe niż 45 μm uzyskuje się przez tkanie, a mniejsze wytrawia się. Spotyka się również wartość mesh – jest to liczba oczek przypadająca na długość jednego cala sita. Dla sit o kwadratowym kształcie oczek i po spełnieniu warunku równości średnicy drutu i boku kwadratowego oczka, otrzymuje się następującą zależność [29, 106, 112]:

$$d = \frac{25,4}{2 \times m}, \quad (2.19)$$

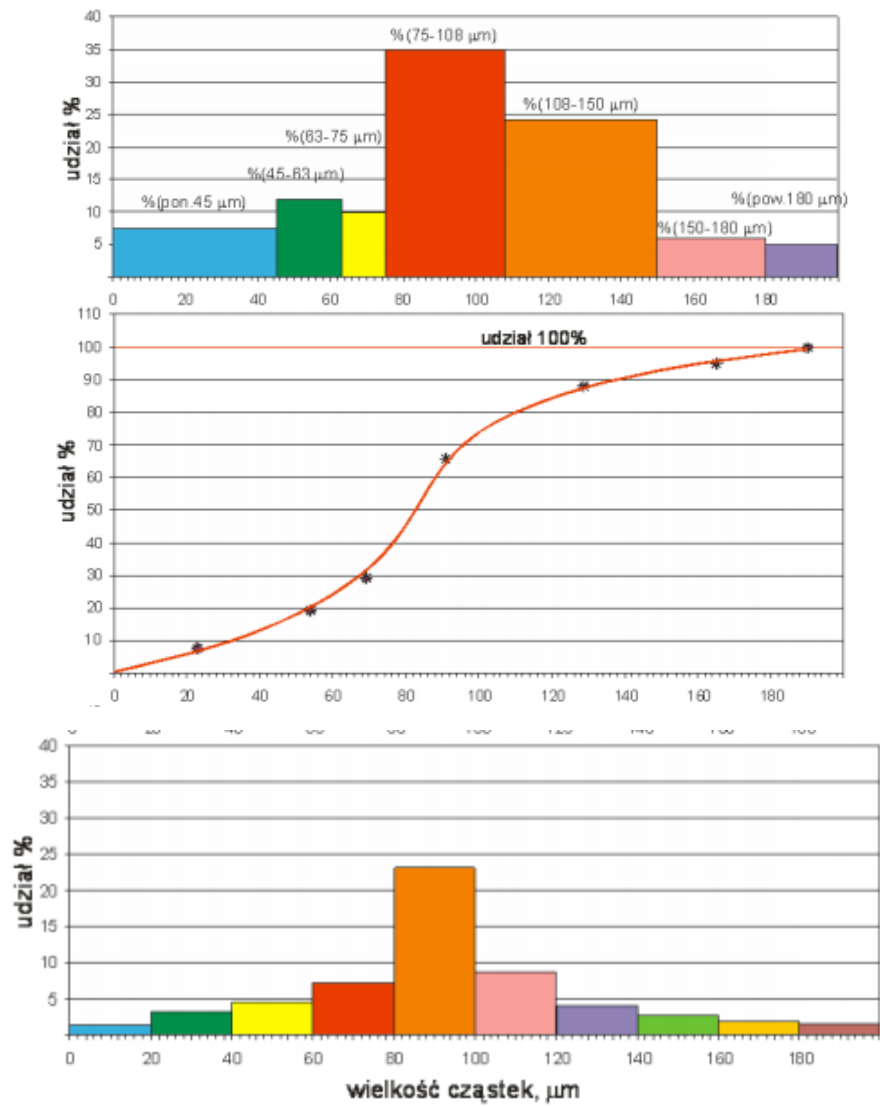
gdzie: d – wielkość oczka [mm],
 m – wartość mesh.

Po procesie przesiania otrzymuje się $n+1$ frakcji. Udział procentowy poszczególnych frakcji w całości sypkiego materiału wyznacza się z następującego zależności:

$$x = \frac{m_s}{m}, \quad (2.20)$$

gdzie: m_s – masa proszku na danym sicie [g],
 m – całkowita masa badanego sypkiego materiału.

Wyniki badań analizy sitowej najczęściej przedstawia się graficznie przy pomocy procentowych udziałów każdej z frakcji, krzywej skumulowanej i zestandaryzowanego histogramu [112].



Rys 2.40. Wyniki badań analizy sitowej proszku. Wykres górny – udział procentowy poszczególnych frakcji, na środku – krzywa skumulowana, wykres dolny – zestandaryzowany histogram (opracowano na podstawie [112])



Rys 2.41. Sito z automatycznym frakcjonowaniem proszku (opracowano na podstawie [136])

Analiza sedymentacyjna (ISO 10076) – znajduje zastosowanie przy określaniu wielkości pojedynczych cząstek $< 45 \mu\text{m}$. Zjawisko sedymentacji występujące podczas badania polega na grawitacyjnym opadaniu cząstek w cieczy. Na początku cząstka opada w cieczy ruchem przyspieszonym. Wraz ze wzrostem prędkości opadania rosną opory ruchu cząstki do momentu równowagi pomiędzy siłą ciężkości a siłą oporu ośrodka i wtedy pojedyncza cząstka porusza się ruchem jednostajnym. Im większe i cięższe są cząsteczki proszku, tym wyższa jest prędkość ich opadania w cieczy sedymentacyjnej. Matematyczny opis ruchu cząstki w cieczy określają zależności 2.21 i 2.22. W momencie ustalenia prędkości opadania cząstki, siła oporu równoważna jest różnicy sił ciężkości i wyporu, zgodnie z zależnością 2.23. Jeżeli za kształt pojedynczej cząstki przyjmiemy idealną kulę o średnicy D , gęstości p_s i cieczy sedymentacyjnej o gęstości p_c otrzymujemy się równanie 2.24 [106, 107]:

$$F - F_a - F_d = m \left(\frac{dv}{dt} \right), \quad (2.21)$$

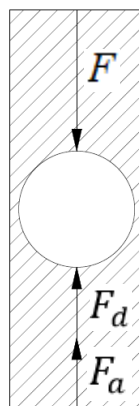
$$mg - m_1g - F_d = m \left(\frac{dv}{dt} \right), \quad (2.22)$$

gdzie: F – siła ciężkości, F_d – siła oporu ruchu, F_a – siła Archimedesowa (wyporu),

m – masa cząstki proszku, m_1 – masa cieczy sedymentacyjnej o objętości równej objętości cząstki, v – prędkość opadania cząstki, t – czas, g – przyspieszenie ziemskie

$$F_d = F - F_a \Rightarrow F_d = (m - m_1) \times g, \quad (2.23)$$

$$F_d = \frac{\pi}{6} (p_s - p_c) g D^3. \quad (2.24)$$



Rys. 2.42. Schemat opadania pojedynczej cząstki w cieczy sedymentacyjnej (opracowano na podstawie [136])

Najkorzystniejszy opis rozkładu wielkości cząstek jest funkcją logarytmiczno-normalną [90]:

$$f(D) = \frac{1}{\ln \sigma \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{(\ln D - \ln \bar{D})^2}{2 \ln^2 \sigma} \right], \quad (2.25)$$

gdzie: D – średnica cząstki,

\bar{D} – mediana średnic,

σ – odchylenie standardowe wielkości (rozmiarów) zbioru cząstek

Gęstość nasypowa p_{nas} - będąca ilorazem masy proszku, zsypanego przez znormalizowaną aparaturę, do objętości zajmowanej przez ten proszek należą do właściwości technologicznych. Jest cechą materiału sypkiego o luźnym układzie cząstek. Gęstość nasypowa ustalana jest również z zagęszczeniem [106, 107].

$$p_{nas} = \frac{m_{ps}}{V_{pl}} \left[\frac{g}{cm^3} \right], \quad (2.26)$$

gdzie: m_{ps} – masa proszku swobodnie zasypanego do formy [g] ,

V_{pl} – objętość proszku swobodnie zasypanego do formy [cm³] .

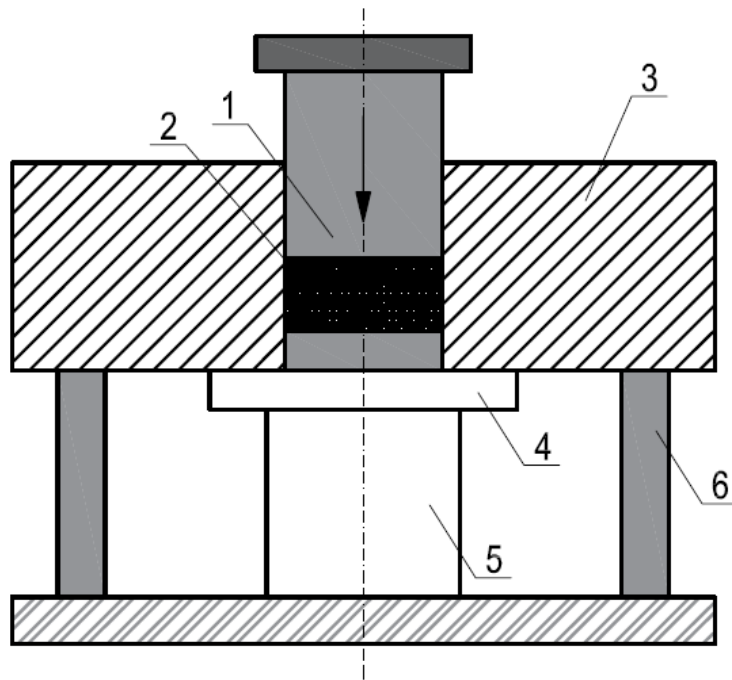
2.2.4.6. Prasowanie materiału sypkiego

Kolejnym etapem procesu metalurgii proszków jest formowanie materiału sypkiego o oczekiwanej ziarnistości w szczelnie zamkniętej formie i pod wpływem ciśnienia, w temperaturze otoczenia lub podwyższonej.

Istnieją następujące rodzaje prasowania [29, 83, 109, 112]:

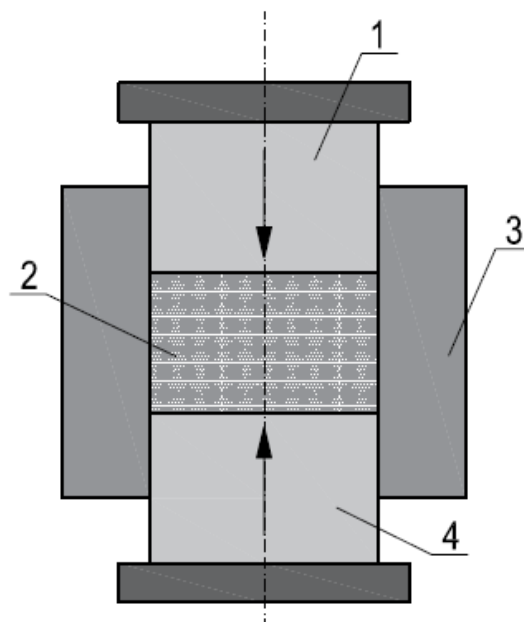
- matrycowe na zimno (jednoosiowe jednostronne i dwustronne),
- matrycowe na gorąco,
- izostatyczne na zimno,
- izostatyczne na gorąco,
- z przesuwaną się matrycą.

Matrycowe jednoosiowe jednostronne prasowanie na zimno odbywa się poprzez jednostronny napór stempla górnego na sypki materiał. Wadą opisywanej metody jest niejednorodny rozkład ciśnienia w proszku podczas prasowania powstający w wyniku tarcia pomiędzy wsadem a ścianami matrycy oraz pomiędzy samymi ziarnami proszku. Najwyższe ciśnienie występuje tuż pod stemplem górnym, a najniższe w okolicach stempla dolnego [78, 107, 112].



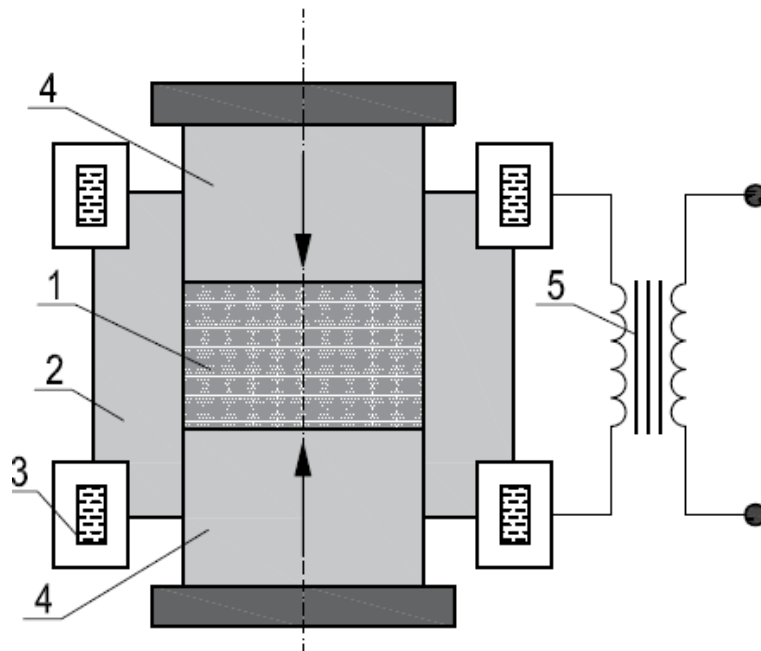
Rys. 2.43. Budowa prasy matrycowej jednoosiowej jednostronnej do prasowania na zimno: 1 – stempel górny, 2 – prasowany proszek, 3 – matryca, 4 – nieruchomy dolny stempel, 5 – podkładka, 6 – pierścień oporowy (opracowano na podstawie [83, 107, 112])

Matrycowe jednoosiowe dwustronne prasowanie na zimno jest rozwinięciem poprzedniej metody. W celu minimalizacji głównej wady prasowania jednostronnego (nierównomierny rozkład ciśnienia) zastosowano równoczesny nacisk dolnego i górnego stempla na materiał sypki. W efekcie uzyskuje się dużo bardziej jednakową gęstość wypraski z wyraźnym zmniejszeniem gęstości w połowie wysokości wypraski. Czynnikiem determinującym tę różnicę jest stosunek wysokości wypraski do jej średnicy [83, 106, 109, 112].

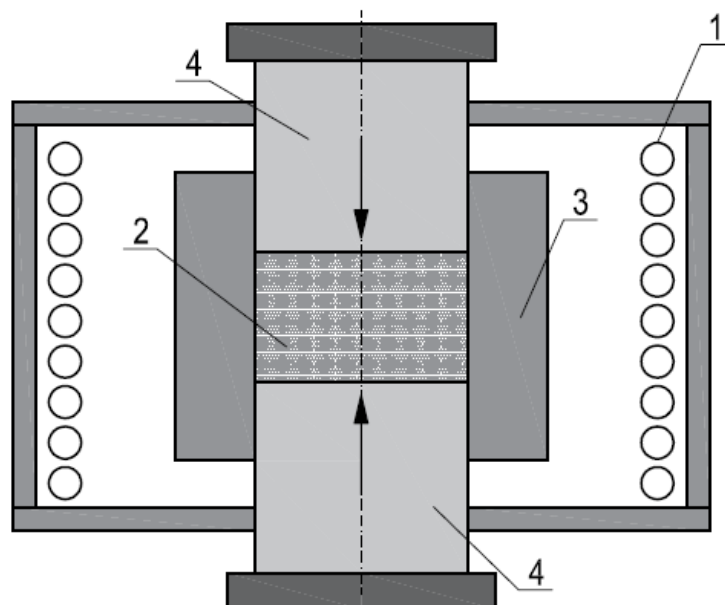


Rys 2.44. Budowa prasy matrycowej jednoosiowej dwustronnej do prasowania na zimno: 1 – stempel górny, 2 – prasowany proszek, 3 – matryca, 4 – stempel dolny, (opracowano na podstawie [83, 107, 109, 112])

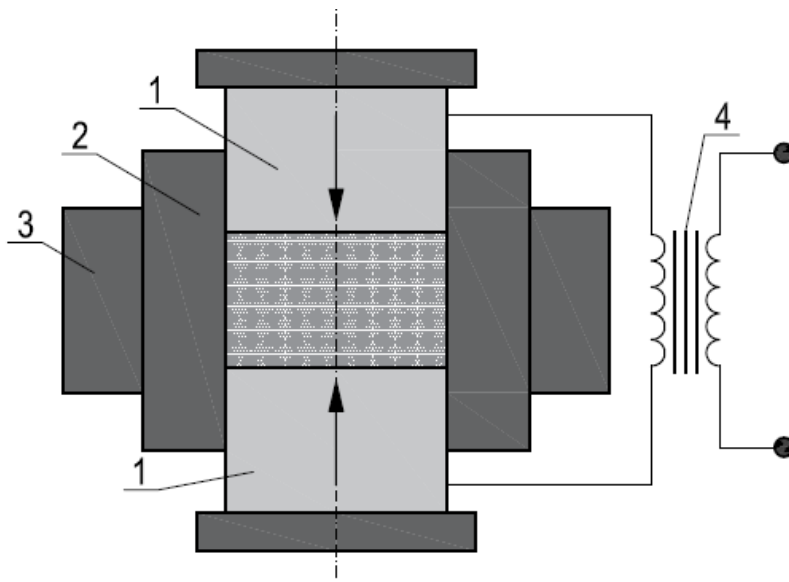
Matrycowe prasowanie na gorąco umożliwia jednocześnie formowanie oraz spiekanie materiału sypkiego. W wyniku działania wysokiej temperatury oraz ciśnienia jako czynnika intensyfikującego proces spiekania uzyskuje się mniejszą porowatość wypraski. W efekcie powstałe wypraski charakteryzują się lepszymi właściwościami technologicznymi i eksploatacyjnymi. Na poniższych rysunkach przedstawiono budowę trzech pras matrycowych jednoosiowych dwustronnych do prasowania na gorąco z odmiennymi miejscami generowanego ciepła [83, 106, 109, 112].



Rys 2.45. Budowa pras matrycowej jednoosiowej dwustronnej do prasowania na gorąco z ciepłem generowanym w matrycy. 1 – prasowany proszek, 2 – matryca grafitowa, 3 – miedziane elektrody chłodzone cieczą, 4 – stemple, 5- transformator napięcia (opracowano na podstawie [83, 106, 109, 112])



Rys 2.46. Budowa pras matrycowej jednoosiowej dwustronnej do prasowania na gorąco z ciepłem generowanym w piecu: 1 – grzałki pieca, 2 – zagęszczany proszek, 3 – stalowa matryca, 4 – stemple zbudowane z przewodników ciepła, (opracowano na podstawie [83, 107, 109, 112])



Rys 2.47. Budowa prasownicy matrycowej jednoosiowej dwustronnej do prasowania na gorąco z ciepłem generowanym w materiale sypkim: 1 – stempel górny i dolny zbudowany z przewodników ciepła, 2 – matryca zbudowana z materiału dielektrycznego, 3 – pancierz stalowy, 4 – transformator napięcia, (opracowano na podstawie [83, 107, 109, 112]).

Matrycowe prasowanie swobodne jest innym wariantem prasowania jednoosiowego dwustronnego. Materiał sypki prasowany jest stemplem górnym, a stempel dolny jest nieruchomy. Nadawanie kształtu następuje w wyniku przesunięcia matrycy w kierunku dolnym uzyskanym poprzez siły tarcia pomiędzy prasowanym materiałem sypkim, a wewnętrzną powierzchnią matrycy swobodnej podpartej za pomocą sprężyn. Proces formowania następuje w wyniku ruchu matrycy w kierunku dolnego stempla, skutkując wzrostem gęstości wypraski [83, 107, 109, 112].

Matrycowe prasowanie sterowane odbywa się podczas jednoczesnego przemieszczania się matrycy i stempla górnego przy nieruchomym stemple dolnym. Prędkość przemieszczania się matrycy jest o połowę niższa niż stempla górnego, co wywołuje względny ruch matrycy w stosunku do obu stempli. Technologia matrycowego prasowania sterowanego stosowana jest do wytwarzania wyprasek o różnej wysokości w kierunku prasowania [83, 107, 109, 112, 136].

Jedno lub dwustronne prasowanie z drgającą matrycą umożliwia zmniejszenie porowatości wypraski dzięki wprowadzeniu matrycy w drgania o amplitudzie setnych części milimetra wraz z równoczesnym emitowaniem ultradźwięków o częstotliwości 21-22 kHz. Zastosowanie dwustronnego prasowania z drgającą matrycą minimalizuje porowatość wypraski, zwłaszcza w stosunku do prasowania jednostronnego przy małym ilorazie średnicy do wysokości [83, 107, 109, 112, 136].

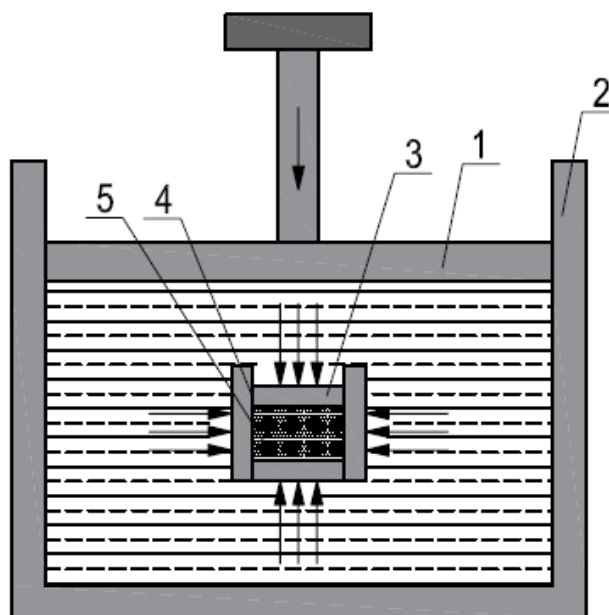
Matrycowe prasowanie dwukrotne przebiega dwuetapowo. Materiał sypki prasowany jest wstępnie pod ciśnieniem 400-600 MPa, a następnie zgrubnie spiekany. Kolejną czynnością jest końcowe prasowanie pod ciśnieniem 600 MPa i ostateczne spiekanie. Na tle wszystkich opisywanych wyżej metod, ta wyróżnia się wysokim stopniem zagęszczenia proszku dochodzącym do 95% na skutek zmiękczenia wypraski po zgrubnym spiekaniu. Zbliżony rezultat można uzyskać poprzez prasowanie

jednokrotne i spiekanie w podwyższonym ciśnieniu do około 950 MPa [83, 106, 109, 112].

Prasowanie izostatyczne należy do innych metod prasowania. Występuje ono w dwóch wariantach [83, 107, 109, 112]:

- w obecności cieczy,
- na sucho.

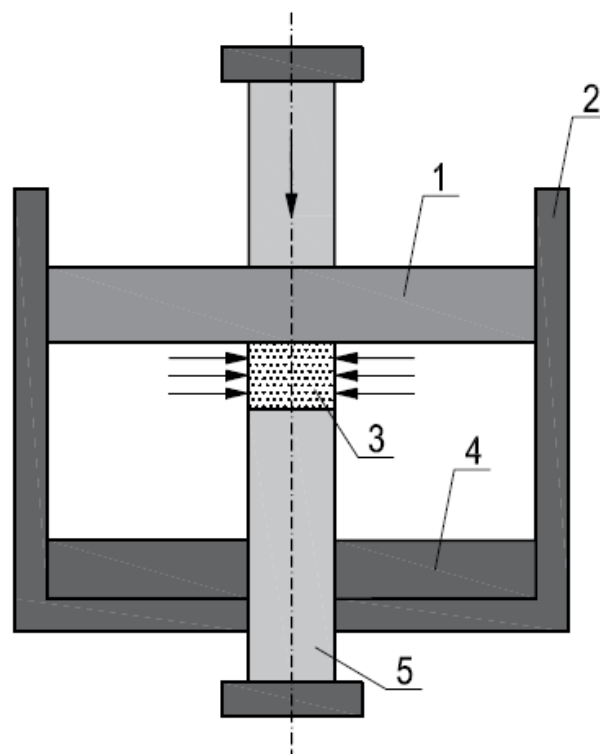
W wariacie izostatycznego prasowania w obecności cieczy, odkształcalna forma wypełniana jest materiałem sypkim, a po zawibrowaniu, odpowietrzeniu i zamknięciu umieszczana jest w ciśnieniowej komorze wypełnionej cieczą, po czym następuje prasowanie. Po obniżeniu i wyrównaniu ciśnienia, elastyczna forma usuwana jest z komory roboczej i otwierana [83, 107, 109, 112, 136].



Rys 2.48. Prasowanie izostatyczne w obecności cieczy: 1 – stempel górny, 2 – komora robocza ciśnieniowa, 3 – pokrywa elastycznej formy, 4 – elastyczna forma, 5 – zagęszczany proszek (opracowano na podstawie [83, 107, 109, 112, 136]).

W wariacie izostatycznego prasowania na sucho, odkształcalna forma wypełniana jest materiałem sypkim i mocowana integralnie z ciśnieniową komorą roboczą. Po zamknięciu ciśnieniowej komory roboczej, w zależności od gatunku, ilości i stopnia rozdrobnienia sypkiego materiału wypełnia ją gazem pod odpowiednim ciśnieniem. Po przeprowadzeniu procesu prasowania, a następnie obniżeniu i wyrównaniu ciśnienia, za pomocą wypychacza usuwa się z komory roboczej odkształcalną formę. Wariant prasowania izostatycznego na sucho umożliwia wytwarzanie wyprasek o wysokim stopniu zagęszczenia i równomiernej porowatości. Kolejną zaletą procesu jest stabilność wymiarowa podczas spiekania zagęszczonych w sposób izostatyczny

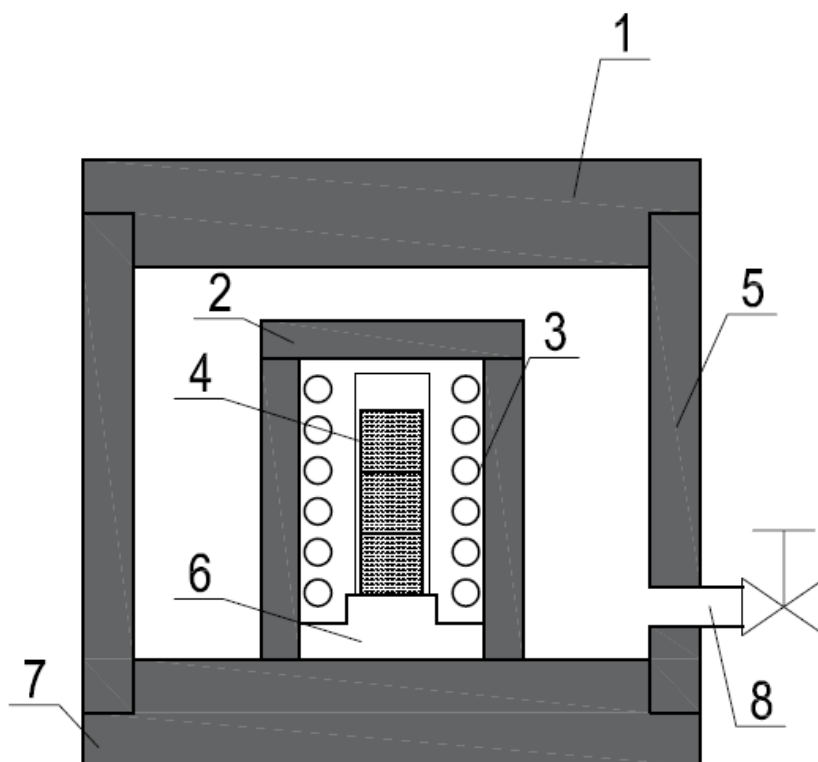
wyprasek oraz minimalizacja ilości dodatków funkcjonalnych zapewniających poślizg [83, 107, 109, 112].



Rys 2.49. Schemat prasowania matrycowego izostatycznego na sucho: 1 – stempel górny, 2 – komora robocza ciśnieniowa, 3 – zagęszczany proszek, 4 – stempel dolny, 5 - wypychacz, (opracowano na podstawie [83, 106, 109, 112]).

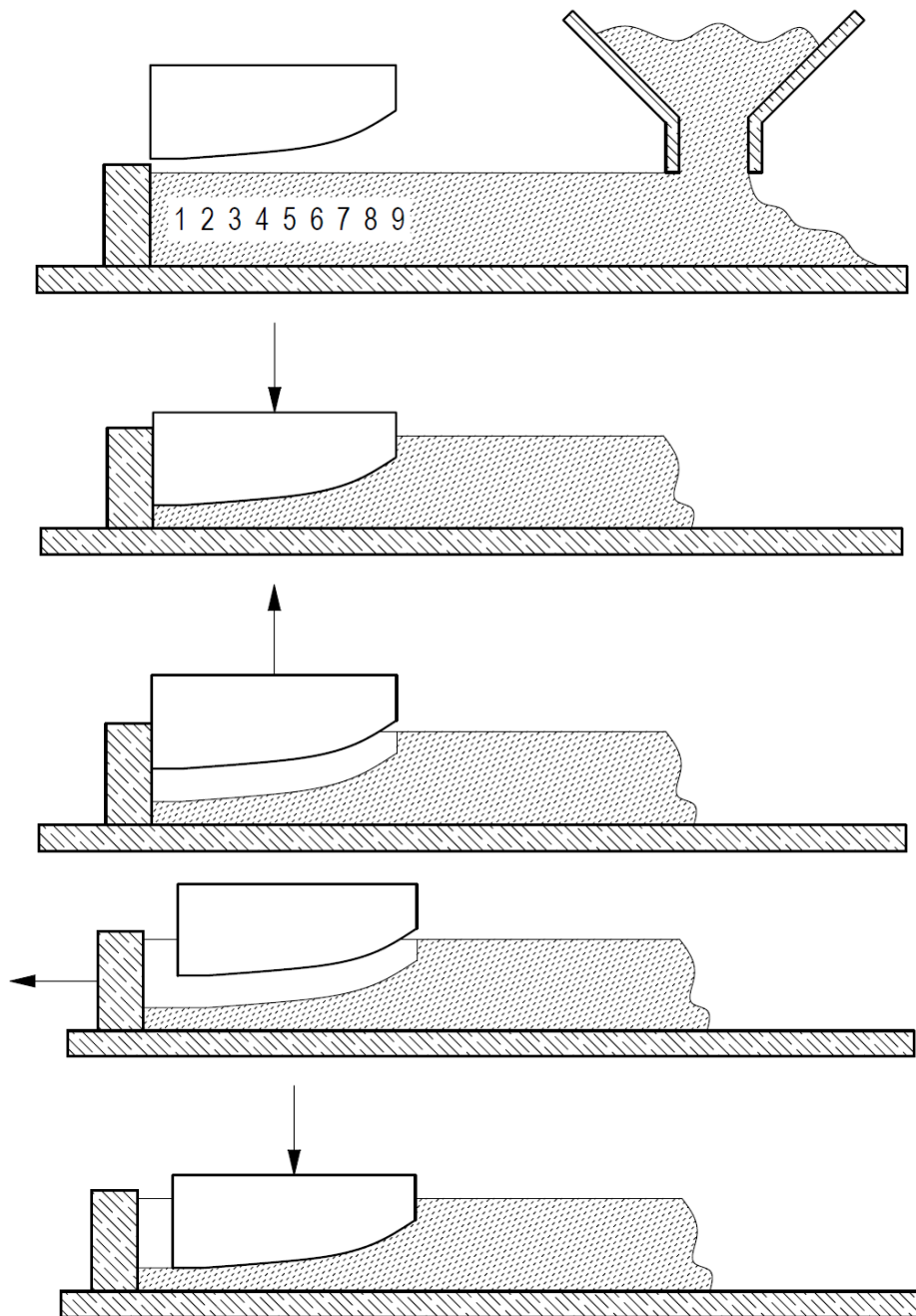
Izostatyczne prasowanie na gorąco (HIP – Hot Isostatic Pressing) – jest technologią pozwalającą na uzyskanie wyprasek o pełnym stopniu zagęszczenia (dochodzącym do 100%). Metoda ta używana jest najczęściej do formowania materiałów trudno zagęszczających się, głównie ceramiki, cermetali, metali trudno topliwych, kompozytów i polimerów. W przypadku materiałów metalowych formowanych wtryskiwaniem (MIM – *Metal Injection Moulding*) następuje wyraźna poprawa ciągliwości, plastyczności, wytrzymałości zmęczeniowej i spójności. Jest to metoda pozwalająca na łączenie unikalnych mieszanek materiałów sypkich w lity element o złożonych kształtach. Powstały wyrób charakteryzuje się lepszymi właściwościami niż we wszystkich opisywanych wcześniej metodach dzięki jednolitym ziarnom o strukturze izotropowej. Proces polega na zagęszczeniu i spiekaniu materiału sypkiego w atmosferze ochronnej gazu pod działaniem ciśnienia izostatycznego (działającego równo ze wszystkich stron) zgodnie z prawem Pascala. Niejednokrotnie przed procesem HIP stosuje się prasowanie na zimno w celu uzyskania wstępnej wysokiej gęstości wypraski. Wsad umieszczony jest w elastycznej żaroodpornej i żarowytrzymałej formie odkształcalnej plastycznie w temperaturze spiekania. Po usunięciu powietrza forma zamykana jest próżniowo. Operacja prasowania odbywa się w piecu pod ciśnieniem 400 MPa i w temperaturze zależnej od temperatury topnienia wsadu (najczęściej 500-2500°C) [83, 107, 109, 112, 136].

Przykładowymi wyrobami wytwarzanymi metodą HIP są elementy konstrukcyjne turbin gazowych po stronie gorącej, części silników lotniczych, implanty medyczne, sprzęt wojskowy, tarcze stosowane do rozpylania jonowego i procesów PVD [29].



Rys 2.50. Budowa prasy do prasowania izostatycznego na gorąco: 1 – pokrywa komory ciśnieniowej, 2 – izolacja termiczna, 3 – grzałki pieca, 4 – zagęszczany proszek w elastycznych kapsułach, 5 – obudowa komory ciśnieniowej, 6 – pokrywa elastycznej formy, 7 – podstawa, 8 – wylot gazu wywierającego ciśnienie na elastyczną kapsułę (opracowano na podstawie [83, 107, 109, 112])

Prasowanie kroczące nazywane niekiedy prasowaniem z przesuwającą się matrycą jest metodą o charakterze ciągłym. Materiał sypki dostarczany jest etapowo do komory prasowania, a po uformowaniu półfabrykat wysuwa się stopniowo z matrycy. Podczas taktu prasowania matryca przesuwa się o odległość równą długości stempla. Przesunięcie to nazywa się skokiem prasowania. Wytwarzane w ten sposób są najczęściej długie pręty lub taśmy. Zagęszczenie takich półfabrykatów jest zbliżone do metod matrycowych zamkniętych i wynosi 80-90% [22, 107].



Rys 2.51. Proces prasowania krocącego z przesuwającą się matrycą (opracowano na podstawie [22, 107])

2.2.4.7. Obróbka dodatkowa spieków

Niezależnie od zastosowanej technologii prasowania, wytworzony wyrób wymaga często zastosowania obróbki dodatkowej, takiej jak [106]:

- obróbka cieplna i cieplno-chemiczna, stosowana w celu ulepszenia właściwości wytworzonych spieków (najczęściej spieki poddaje się hartowaniu i odpuszczaniu, przesycaniu i starzeniu, czy obróbce cieplno-chemicznej w postaci nawęglania lub azotowania);
- utlenianie w atmosferze pary wodnej w celu wzrostu odporności na korozję oraz zmiany właściwości fizycznych i mechanicznych;
- kalibrowanie, polegające na wywieraniu nacisków mniejszych niż podczas procesów formowania, celem uzyskania znacznej dokładności wymiarowej;
- wysycanie spieków metalami lub materiałami niemetalowymi - odbywa się to przez zanurzenie porowatego spieku w roztopionym metalu lub wygrzewaniu spieku wypełnionego proszkiem nasycającym w piecu, przy temperaturze topnienia niższej niż temperatura spiekania. W zależności od stosowanej metody filtracji (podciśnieniowa, nisko i wysokociśnieniowa) reguluje się stopień wysycenia spieku (nie dotyczy to ostrzy skrawających);
- obróbka skrawaniem oraz obróbka plastyczna (uzyskuje się w ten sposób oczekiwane cechy geometryczne oraz właściwości użytkowe) [106].

2.2.4.8. Produkcja spiekanych stali szybko tnących

Dla stali szybko tnących, stop o ściśle zdefiniowanym składzie chemicznym wytapia się najczęściej w piecu indukcyjnym średniej częstotliwości. Następnie ciekły stop przelewa się z pieca do kadzi, a dalej do tygla znajdującego się na górze reaktora. W dnie tygla znajduje się otwór, przez który grawitacyjnie spływa drobny strumień metalu. Pod wpływem uderzenia wysokoenergetycznych strumieni cieczy lub gazu, cienki strumień rozdziela się na krople i jest momentalnie „zestalany”, zanim krople połączą się ze sobą lub z jakąkolwiek powierzchnią. Wielkość ziaren zmienia się w zależności od temperatury i przepływu ciekłego metalu oraz zmiany ciśnienia i przepływu medium rozpylającego. Ziarna uzyskane przez atomizację za pomocą wody (wielokrotnie tańsze niż rozpylanie gazem obojętnym) mają charakterystyczny strzępiasty kształt i są dobrze prasowalne. W celu dalszego rozdrobnienia ziaren, w dalszej kolejności gruboziarnisty proszek wraz z ewentualnymi odpadami (wióry, kawałki blach i drutów) mieli się w młynach kulowych: obrotowych i wibracyjnych. W efekcie, uzyskuje się proszek o rozwiniętej powierzchni z cząstkami o średnicy 1-2 μm . Rozpylając ciekły stop gazem obojętnym – argonem, helem lub azotem otrzymuje

się proszek o kulistym kształcie z cząstkami o średnicy 0,01-1 mm. Proszek uzyskany w ten sposób jest sypki, ale źle prasowalny [29, 31, 80, 107, 147].

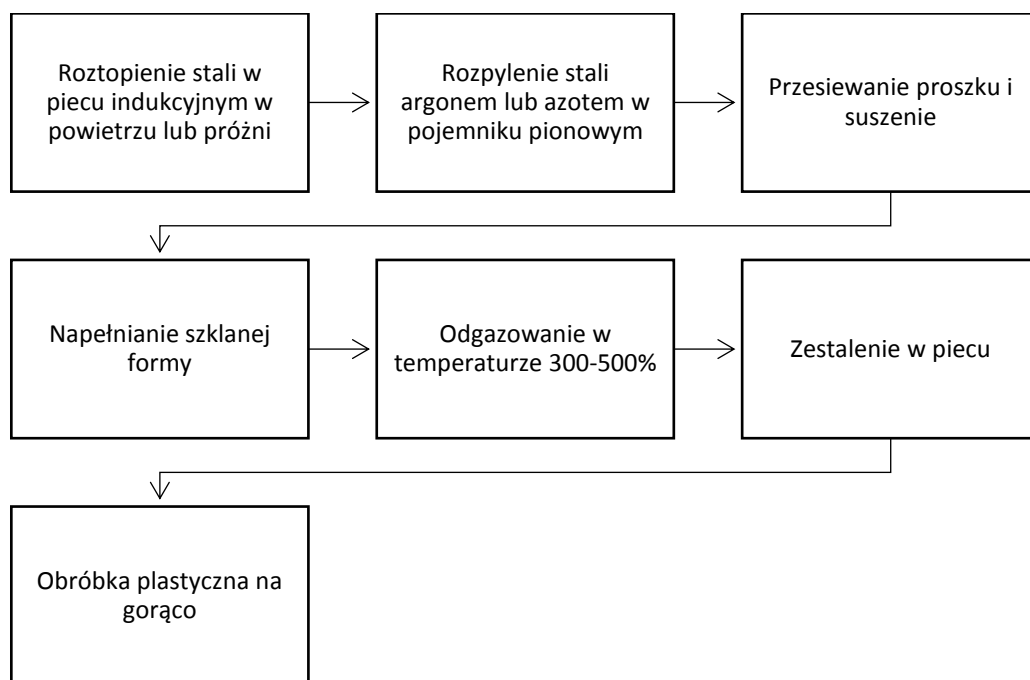
Procesy otrzymywania spiekanych stali szybko tnących podzielić można na dwie grupy [83]:

- Grupa I: klasyczne lub wyspecjalizowane metody metalurgii proszków, dzięki którym uzyskuje się gotowe narzędzia lub produkty o kształcie zbliżonym do końcowego;
- Grupa II: połączenie metalurgii proszków i standardowej obróbki plastycznej, dzięki którym uzyskuje się wielkowymiarowe bloki, kęsy lub pręty, z których następnie za pomocą obróbki ubytkowej wytwarza się gotowe narzędzia.

W różnych krajach wypracowano odmienne metody otrzymywania spiekanych stali szybko tnących. Do grupy I należą:

Metoda **CMII** (*Consolidated Metallurgical Industries Incorporation*) – technologia ta została opracowana w Stanach Zjednoczonych. Proszek uzyskuje się poprzez rozpylenie wodą ciekłą stali szybko tnącej i dalej rozdrabnia się go mechanicznie. Następnie sypki materiał prasuje się w matrycach na zimno otrzymując gotowe narzędzie. Jeżeli kształt zaprojektowanego narzędzia jest nietypowy, oprócz prasowania izostatycznego na zimno, wypraskę spieka się w próżni. Finalne wyroby – narzędzia otrzymywane tą metodą – są przeważnie małe, a po obróbce cieplnej poddaje się je ostrzeniu i szlifowaniu. W przypadku wspomnianych wyżej narzędzi o nietypowych, skomplikowanych kształtach metoda ta pozwala na wykonanie półproduktów, a oczekiwany kształt i wymiary nadaje się za pomocą niewielkiej obróbki ubytkowej [31].

Metoda **CAP** (*Consolidation by Atmospheric Pressure*) – jest to pochodząca z Wielkiej Brytanii metoda zestalania pod ciśnieniem atmosferycznym. Stal szybko tnącą wytapia się w piecu indukcyjnym w atmosferze powietrza lub próżni, a następnie rozpyla gazem obojętnym – azotem lub argonem. Krzepnięcie rozdrobnionych kropli metalu następuje zanim dotkną dna komory rozpylającej. Proszek przesiewa się, osusza i oczyszcza chemicznie, a następnie wypełnia się nim szklane formy o określonym kształcie. Formy umieszcza się w ogniotrwałym zbiorniku, zasypując je piaskiem. Tak przygotowane formy podgrzewa się w atmosferze powietrza do temperatury powyżej 1100°C za pomocą elektrycznego lub gazowego pieca. Wsad znajdując się w stanie stałym ulega dyfuzji i następuje scalenie półwyrobów. Kolejnym etapem jest chłodzenie w powietrzu, w wyniku którego pęka szklana forma. Półprodukt otrzymany w ten sposób jest jednorodny, ale w celu uzyskania oczekiwanych kształtów i wymiarów poddaje się go standardowej obróbce plastycznej na gorąco poprzez kucie lub walcowanie. Zminimalizowane nakłady pracy związane m.in z ograniczeniem udziału obróbki plastycznej powodują, że ostateczny koszt gotowego wyrobu jest najniższy spośród jakichkolwiek metod metalurgii proszków i konkurencyjny do metalurgii konwencjonalnej [27, 29, 83].



Rys 2.52. Schemat wytwarzania spiekanych stali szybko tnących metodą brytyjską CAP z proszku rozpylonego argonem lub azotem (opracowano na podstawie [27, 29, 91])

Metoda **PIM** (*Powder Injection Molding*) – należąca do jednej z najnowocześniejszych metod produkcji narzędzi ze stali szybko tnącej. Jest też z powodzeniem stosowana do stali odpornych na korozję czy żarowytrzymałych. Geneza tej technologii związana jest z formowaniem wtryskowym tworzyw polimerowych – głównie szeroko stosowanych termoplastów. Łączy ona zalety formowania wtryskowego tworzyw polimerowych do wytwarzania innych grup materiałów (metalowych, ceramicznych i cermetali). Formowanie wtryskowe rozpoczyna się od wymieszania polimeru wraz z sypkim materiałem nieorganicznym i umieszczeniu mieszaniny we wtryskarce.

Po wtryskiwaniu, kolejnym etapem jest powolne nagrzewanie i długotrwałe wygrzewanie w temperaturze depolimeryzacji w celu całkowitego usunięcia polimeru. Ostatnim etapem procesu jest spiekanie w piecach z atmosferą ochronną lub w próżni. Spełniając optymalne warunki spiekania można uzyskać wyrób o gęstości materiału równorzędnej gęstości teoretycznej. Wtryskiwanie proszku umożliwia wytwarzanie przedmiotów o nietypowych i skomplikowanych kształtach, niewielkiej masie własnej i wysoko rozwiniętej powierzchni. Nie jest to możliwe do osiągnięcia za pomocą większości innych technologii metalurgii proszków. Ponadto zaletą metody PIM jest brak konieczności obróbki plastycznej i ubytkowej. Przykładami przedmiotów wytwarzanych masowo za pomocą opisanej technologii są zamki samochodowe, czujniki w układach bezpieczeństwa auta, pamięci komputerowe, elementy broni czy zawiasy oprawek okularów. Oprócz wyżej opisanych korzyści ekonomiczno-ekologicznych istotną zaletą tego rodzaju procesu spiekania jest pozostający między

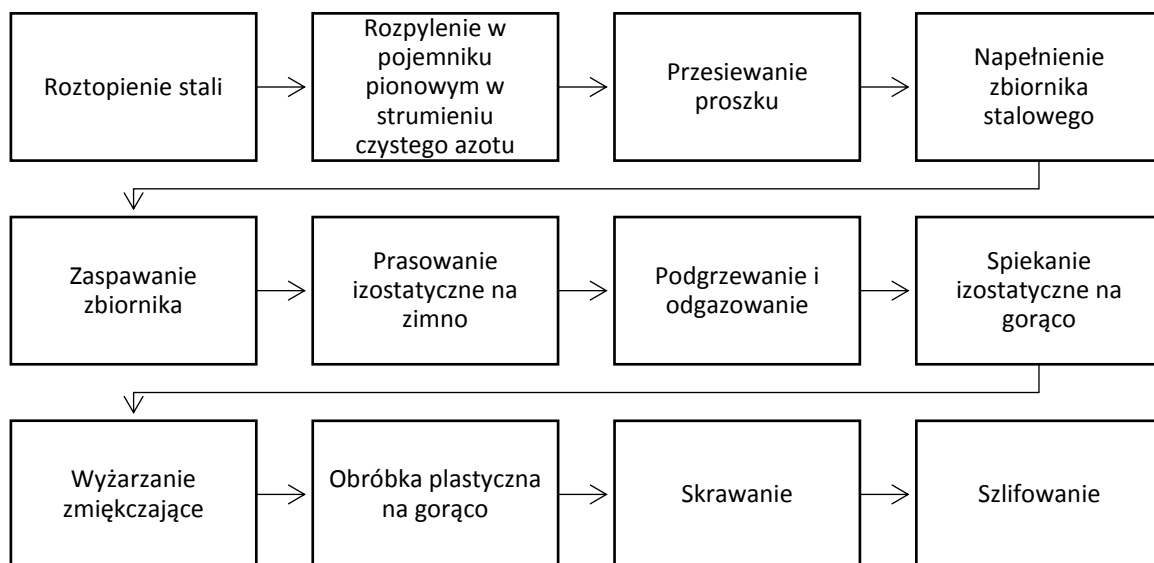
ziarnami proszku węgla, jako pozostałość po procesie degradacji polimeru w podwyższonej temperaturze. Suma tych zalet jest jednym z powodów stosowania tej

metody do wytwarzania narzędzi. Zwłaszcza w przypadku stali szybko tnących, istotne jest obniżenie temperatury spiekania. Ponieważ spiekanie materiałów narzędziowych może odbywać się z powodzeniem zarówno w piecach z atmosferą ochronną, jak i próżniowych, stosunkowo łatwo dostosować tę technologię do aktualnie istniejących urządzeń [27, 29].

POWDREX jest kolejną metodą umożliwiającą bezpośrednio wytwarzanie gotowych wyrobów. Technologia ta została opracowana w Wielkiej Brytanii. W przeciwieństwie do dotychczas opisywanych metod, nie rozpyła się ciekłego stopu stali szybko tnącej. Pojedynczo uzyskuje się proszek stali węglowej i proszki odpowiednich dodatków stopowych. W tym celu, rozpyła się za pomocą wody ciekłą stal węglową i dodatki stopowe. Wygrzewając uzyskany w ten sposób proszek, usuwa się nadmiar wody i uzyskuje odpowiednią wilgotność. Zmniejsza się tym samym stężenie tlenu i sypki materiał ulega zmiękczeniu. Za pomocą pras o napędzie mechanicznym, hydraulicznym lub poprzez prasowanie izostatyczne na zimno pod ciśnieniem 1000-1500 MPa otrzymuje się półprodukt. Wypraskę poddaje się spiekanu w próżni, wyżarzaniu i obróbce skrawaniem o charakterze wykańczającym [27].

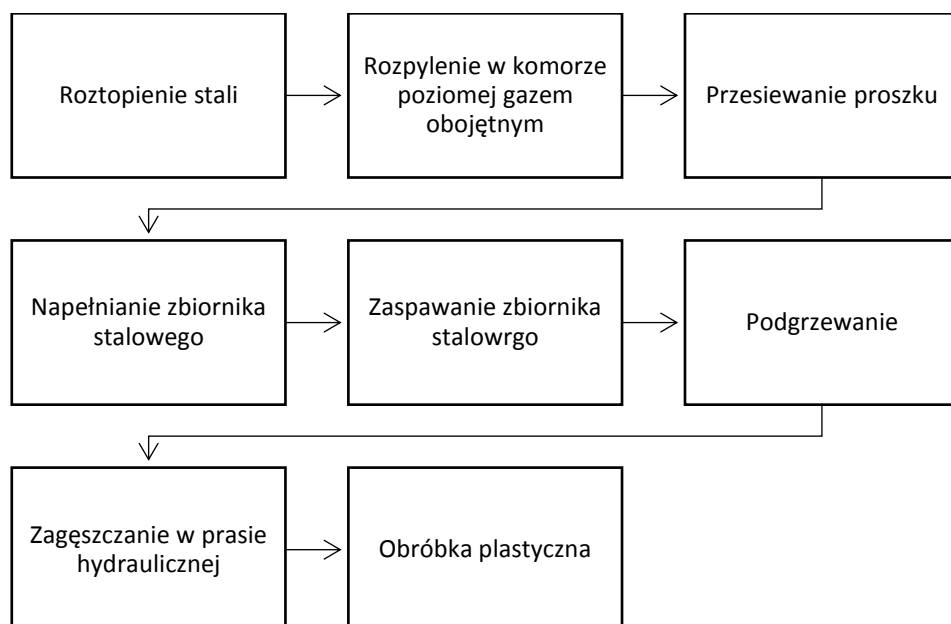
Do grupy II należą:

ASP (*Asea Stora Process*) jest metodą opracowaną w Szwecji. Polega ona na otrzymaniu sproszkowanej stali szybko tnącej poprzez rozpylenie klasycznie wytopionej stali szybko tnącej za pomocą strumienia czystego azotu. Kolejnym etapem jest izostatyczne prasowanie proszku pod ciśnieniem 400 MPa w celu otrzymania bloku o średnicy 400 mm i wysokości 1500 mm. Tak powstały blok, ważący 1,5 t poddaje się spiekanu izostatycznemu na gorąco, pod ciśnieniem 100 MPa, w atmosferze gazu obojętnego (argonu) i w temperaturze 1150°C. Niezależnie od badanego miejsca, materiał bloku wykazuje bardzo korzystną drobnoziarnistą i jednorodną strukturę. Po zastosowaniu wyżarzania zmiękczonego uzyskuje się gotowy półprodukt, z którego za pomocą najczęściej obróbki plastycznej na gorąco wytwarza się narzędzie, nadając mu odpowiedni kształt i wymiary. W przeciwieństwie do stali uzyskanych metodą hutniczą, stal uzyskana za pomocą metody ASP wykazuje się dużo lepszą plastycznością na gorąco i większym uzyskiem (mniejszym odpadem). Obróbka cieplna jest bliźniacza jak w przypadku stali uzyskiwanych konwencjonalnie. Aktualnym właścicielem technologii ASP wraz z hutą Koppaberg w Soedefors w Szwecji jest francuska organizacja Erasteel [27, 83].



Rys 2.53. Schemat metody ASP wytwarzania półwyrobów ze spiekanej stali szybko tnącej z proszku rozpylonego czystym azotem (opracowano na podstawie [27, 83])

STAMP – jest przeprojektowaną metodą ASP. W tym przypadku do rozpylania ciekłej stali szybko tnącej gazem obojętnym dochodzi w komorze o poziomym układzie. Dzięki temu można łatwo zaadaptować ułożenie komory do istniejących hal stalowni. Prasowanie podgrzanego sypkiego materiału odbywa się za pomocą prasy hydraulicznej w matrycy zamkniętej ze wszystkich stron. W przeciwieństwie do prasowania izostatycznego, proces zagęszczania jest uproszczony i skrócony do kilku minut. Jakość powstałych produktów jest porównywalna do innych metod metalurgii proszków, przy zmniejszonych nakładach inwestycyjnych [27, 83].



Rys 2.54. Schemat wytwarzania spiekanych stali szybkoznących metodą STAMP z proszku rozpylonego gazem obojętnym (opracowano na podstawie [27, 83])

MICROCLEAN – jest ulepszoną wersją opisanych powyżej metod ASP i STAMP. Jest to austriacka technologia opracowana w hucie organizacji Boehler International. Jest uważana za tzw. III generację metod metalurgii proszków. Po przetopieniu stali szybkoznących, rozpyleniu w celu uzyskania proszku, wypełniony sypek materiałem zbiornik zaspawuje się, a następnie prasuje izostatycznie na gorąco i spieka. Poprzez obróbkę plastyczną taką jak kucie czy walcowanie, oprócz gotowych półproduktów wytwarza się pręty, kształtowniki czy odkuwane krążki [83].

2.2.5. Analiza porównawcza trwałości, kosztów wytworzenia i zakresów stosowalności konwencjonalnych i spiekanych stali szybko tnących

Rodzaj materiału na narzędzie skrawające jest niekiedy kompromisem pomiędzy jakością obrabianych części a wydajnością obróbki. Pomimo ekspansji innych grup materiałowych, w szczególności węglików spiekanych, stal szybko tnąca nadal odgrywa ważną rolę, o czym świadczy jej wartość produkcji narzędzi na światowym rynku, która według prognoz Global Industry Analyst w 2020 roku przekroczy 10 miliardów \$ [96].

Ciągła popularność stali szybko tnących, zwłaszcza w środowisku produkcji mała i średnioseryjnej [131], wynika ze spełniania przez nią oczekiwanych właściwości jakimi powinien charakteryzować się materiał na narzędzia skrawające [51, 95]:

- wszechstronność zastosowania, wydajność i opłacalność, rozumiana jako optymalny koszt narzędzia skrawającego, spełniającego wymagania jakościowe klientów w korzystnej cenie,
- znaczna udarność i wytrzymałość na zginanie,
- stosunkowo wysoka odporność na zużycie.

Innymi, praktycznymi z punktu widzenia zastosowania stali szybko tnących cechami są m.in. [51, 69, 95, 133]:

- możliwość toczenia przy dużym wysięgu oraz pracy przerywanej,
- odporność na drgania, wynikających z luzów obrabiarki lub z utraty sztywności podczas skrawania,

- możliwość przywrócenia właściwości skrawnych poprzez wielokrotne naostrzenie stępionego narzędzia. Podczas regeneracji narzędzi ze stali szybko tnących należy zwrócić szczególną uwagę na nieprzekraczanie temperatury odpuszczania podczas ich ostrzenia. Podczas szlifowania narzędzi ze stali szybko tnących powstają duże ilości ciepła, w związku z czym w warstwie wierzchniej mogą pojawiać się naprężenia cieplne, będące przyczyną powstawania pęknięć w formie siateczki niewidocznej nieuzbrojonym okiem. Innym skutkiem podwyższonej podczas szlifowania temperatury są zmiany strukturalne: dochodzi do zahartowania wtórnej warstwy wierzchniej i odpuszczenia strefy pod nią.

Tab. 2.9. Zestawienie najistotniejszych cech materiałów na narzędzia skrawające wytwarzane za pomocą metalurgii proszków (opracowano na podstawie [129])

Materiał	Trwałość	Ciągliwość	Koszt
Konwencjonalna stal szybko tnąca	Niska	Wysoka	Niski
Siekana stal szybko tnąca	Średnia	Ponadprzeciętna	Średni
Powleczona stal szybko tnąca (TiN)	Wysoka	Ponadprzeciętna	Średni
Węgliki spiekane	Ponadprzeciętna	Niska	Wysoki

Jak wynika z informacji zamieszczonych przez producentów narzędzi skrawających takich jak Kennametal, Sandvik Coromant czy Dormer Pramet, jest to grupa materiałowa, w którą wciąż inwestuje się w działania badawczo-rozwojowe dążące do zwiększenia ich niezawodności i wydajności, przy jednoczesnym optymalizowaniu kosztów produkcji i skracania czasu wytwarzania. Jednym z kierunków rozwoju jest zastosowanie metalurgii proszków jako alternatywy dla konwencjonalnego przetopu. Technologia ta umożliwia podwyższenie zawartości pierwiastków stopowych w celu poprawy wytrzymałości, odporności na zużycie i wzrost twardości. Szczególnie dotyczy to kobaltu i wanadu, których ilość dzięki metodzie metalurgii proszków może wzrosnąć do 20%. Jest to wartość na dzisiaj nieosiągalna poprzez konwencjonalne metody [69]. Zdaniem producentów zastosowanie metalurgii proszków wydłuża żywotność narzędzia, czyniąc je bardziej przewidywalnym, umożliwiając wzrost prędkości skrawania i posuwu, a także pozwala zmniejszyć problemy związane z zalecaną postacią powstającego wióra. Producenci dzielą rodzaje stali szybko tnącej na:

- stal szybko tnącą (ang. high speed steel HSS),
- kobaltową stal szybko tnącą (ang. high speed speed cobalt HSS-E). Dodatek kobaltu pozwala zwiększyć prędkość skrawania ostrzy skrawających ze stali szybko tnących z około 20 do 40 m/min,
- stal szybko tnącą „węglkową” (ang. Tungsten Carbide Tipped TCT lub Hard Metal HM),
- spiekaną stal szybko tnącą (ang. high speed steel powder metallurgy HSS PM).

Inny podział stali szybko tnących (niekobaltowych) o porównywalnych właściwościach i skrawności proponuje Komanduri [69]:

- typ T – wolframowe,
- typ M – molibdenowe – stanowiące 85% wszystkich stali szybko tnących i o 30% tańszych od wolframowych. Niższa cena wynika z dostępności molibdenu i mniejszej o połowę ilości w jakiej musi występować w stali w stosunku do wolframu, aby zapewnić te same właściwości.

Innym kierunkiem działań badawczo-rozwojowych jest powlekanie narzędzi ze stali szybko tnących, zwłaszcza kobaltowych powłokami z azotku tytanu TiN, azotku stopu tytanu i aluminium TiAlN czy węglikoazotku tytanu TiCN, a także powłokami wielowarstwowymi. Zastosowanie powłok poprawia trwałość narzędzi i ich wydajność, zwłaszcza przy podwyższonych wartościach posuwu i prędkości skrawania, a także podczas operacji na sucho i przy skrawaniu materiałów trudno obrabialnych [95].

Wg Richardsona [122] zastosowanie powłok wydłuża czas skrawania narzędzia średnio o 50%. Według Komanduri [69] powleczenie narzędzia skrawającego ze stali szybko tnącej 5 mikrometryczną warstwą azotku tytanu TiN wydłuża czas pracy narzędzia od 3-10 razy w zakresie prędkości skrawania przewidzianych dla tej grupy materiałowej. Według McGrawa [101] w przypadku wiertel, prędkość skrawania dzięki zastosowaniu powłok rośnie o 30-100%, a koszt o 30-50%.

Powierzchnia narzędzi skrawających ze stali szybko tnących powleczonych wykazuje się podwyższoną twardością, a tym samym większą odpornością na zużycie ściernie, zmniejszonym tarciem ułatwiającym spływanie wióra. Zastosowanie powłok obniża siły skrawania i powstawanie ciepła, a także polepsza jakość powierzchni obrabianych części [95].

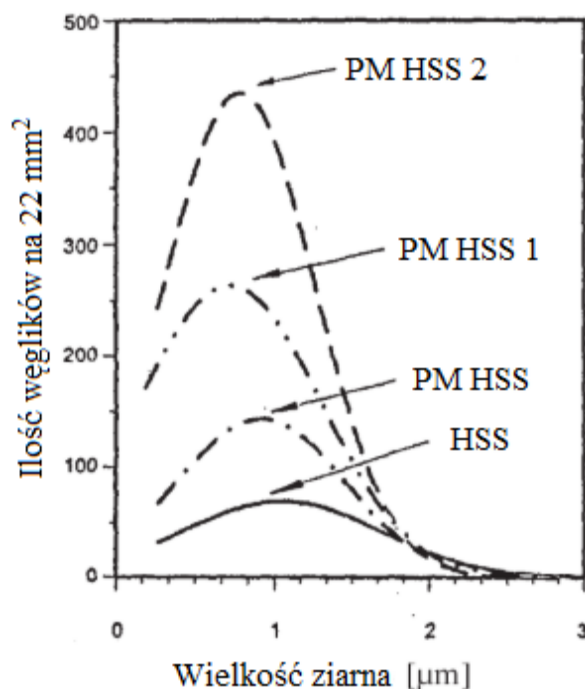
Istotną wadą narzędzi skrawających ze stali szybko tnących determinujących ich zakres stosowalności jest ograniczona wartość prędkości skrawania, zdecydowanie niższa w porównaniu do narzędzi z węglików spiekanych. W przypadku materiałów trudno obrabialnych prędkość skrawania narzędzi ze stali szybko tnących wynosi maksymalnie do 50 m/min (10 – 50 m/min), a dla stali węglowych i niskostopowych do 100 m/min. Drugim czynnikiem określającym zakres stosowalności jest dopuszczalna temperatura pracy, która dla stali szybko tnących wynosi 670°C [101,

122]. Odkąd stal szybko tnąca stała się drobnoziarnista i twarda, nie jest problemem stosowanie jej do obróbki ciągłej jak i przerywanej. Stal taka może być z powodzeniem stosowana do obróbki materiałów miękkich, jak np. stopy aluminium, przy zachowaniu dodatniego kąta natarcia (40°) co znacząco obniża siły podczas skrawania [69].

Wadą technologii metalurgii proszków jako metody wytwarzania stali szybko tnących jest podatność m.in. na temperaturę spiekania czy atmosferę. Ponadto proces spiekania zależy od składu chemicznego stali szybko tnącej, m.in. zawartość węgla determinuje temperaturę spiekania. Wykazano, że zawartość węgla i tlenu w materiale wsadowym ma istotny wpływ na przebieg spiekania [56, 146].

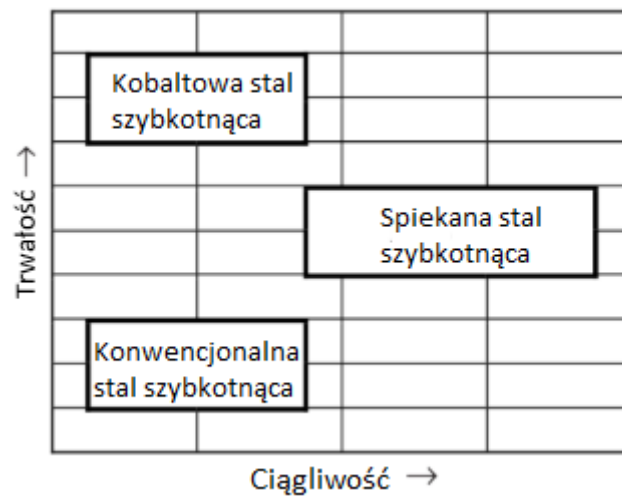
Próbując porównać na podstawie dostępnej literatury właściwości oraz zakres stosowalności ostrzy skrawających z konwencjonalnych i spiekanych stali szybko tnących można wnioskować właściwie jedynie w odniesieniu do obecności, ilości, rozdrobnienia i rozmieszczenia węglików w strukturze.

W porównawczych zestawieniach narzędzi skrawających z konwencjonalnych i spiekanych stali szybko tnących odnaleźć można informacje o lepszej skrawności, stabilności wymiarowej podczas obróbki cieplnej i wyższej wydajności skrawania stali spiekanej. Wyższa trwałość narzędzi spiekanych tłumaczona jest większym rozdrobnieniem węglików w osnowie, a także mniejszym ziarnem [77, 77, 80, 147]. Rozkład węglików w osnowie w funkcji wielkości ziarna dla konwencjonalnych i spiekanych stali szybko tnących przedstawiono na rysunku 2.55.



Rys. 2.55. Zależność ilości (zagęszczenia) węglików od wielkości ziarna dla: konwencjonalnej stali szybko tnącej – HSS, spiekanej stali szybko tnącej – PM HSS, PM HSS1, PM HSS2 (opracowano na podstawie [129])

Ciągliwość stali spiekanych jest o około 1,5 raza wyższa niż konwencjonalnych (4000 MPa dla stali spiekanej i 3000 MPa dla stali konwencjonalnej przy twardości 65 HRC) i wynika głównie z izotropowości [129].



Rys. 2.56. Zależność trwałości i ciągliwości stali spiekanych w zależności od metody wytwarzania (opracowano na podstawie [129])

Ze względu na powyższe cechy stali spiekanych, w niektórych specyficznych grupach narzędzi skrawających są dominującą grupą: w wiertłach (zwłaszcza w przypadku wiercenia głębokich otworów o małej średnicy), rozwiertakach, gwintownikach, nożach kształtowych, frezach ślimakowych do obróbki kół zębatych, frezach wykańczających, frezach tarczowych do frezowania równoległych powierzchni, frezach piłowych czy przeciągaczach. Porównując narzędzia ze spiekanej stali szybko tnącej i z węglików spiekanych, narzędzia węglikowe mogą pracować z 4-12 razy większą prędkością skrawania. W przypadku wiertel, polepsza się ich wydajność stosując kobaltową stal szybko tnącą do obróbki stali nierdzewnej, Inconelu, stali narzędziowej czy stopów tytanu. Dodatek kobaltu do spiekanej stali szybko tnącej zwiększa o 40% prędkość skrawania, a ich koszt jest od 1,75-2,5 raza wyższy niż spiekanej stali szybko tnącej bez dodatku kobaltu [101].

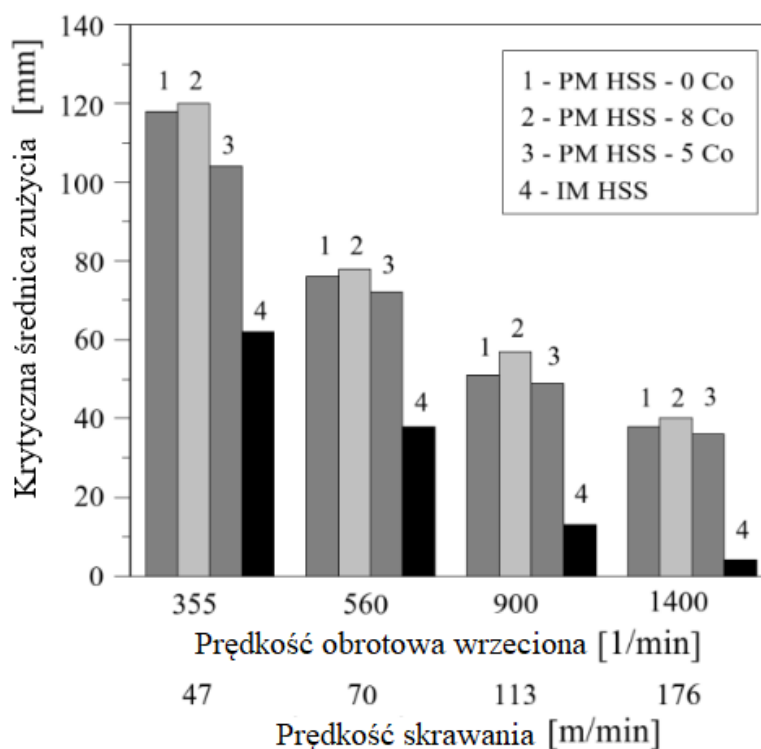
W dzisiejszych czasach, w których użytkownicy wymagają niezawodnych i wszechstronnych narzędzi w przystępnej cenie stal szybko tnąca może być najlepszym wyborem w wielu zastosowaniach. Wybór pomiędzy konwencjonalną a spiekaną stalą szybko tnącą zależy głównie od zależności pomiędzy wyższą trwałością a kosztem zakupu. Ponadto, pomimo obecności nowszych i bardziej zaawansowanych technicznie grup materiałowych, pozycja stali narzędziowych jest cały czas silna, również dzięki technologiom takim jak metalurgia proszków czy osadzanie powłok [95]. Koszt spiekanej stali szybko tnącej jest wyższy niż konwencjonalnej stali

szybkotnącej. Wynika to oprócz kwestii technologicznych, z większej ilości dodatków stopowych, stosowanych w stalach spiekanych, co przedstawiono w tabeli 2.10 [131].

Tab. 2.10. Przybliżony koszt wprowadzenia dodatków stopowych do spiekanych stali szybkotnących (opracowano na podstawie 131)

Pierwiastek stopowy	Mo	V	Ti	Nb	Co	W	Cr	Mn	Si
Proporcjonalna cena [PLN/kg]	15,86	34,93	89,81	29,94	14,97	0,50	0,18	0,05	0,01

Na rysunku 2.57 przedstawiono badania porównawcze ostrzy skrawających z konwencjonalnych i spiekanych stali szybkotnących. Krytyczna średnica zużycia to największa średnica przedmiotu obrabianego, przy obróbce której krawędź skrawająca ulega stępieniu podczas toczenia. Wraz ze wzrostem prędkości skrawania różnica na korzyść stali spiekanych jest większa [129].



Rys. 2.57. Wykres trwałości ostrzy skrawających ze stali szybko tnących gdzie:

- 1) PM HSS – 0 Co – spiekana stal szybko tnąca bez dodatku kobaltu,
- 2) PM HSS – 8 Co – spiekana stal szybko tnąca z 8% kobaltu,
- 3) PM HSS – 5 Co – spiekana stal szybko tnąca z 5% kobaltu,
- 4) IM HSS – konwencjonalna stal szybko tnąca

podczas obróbki wałka \varnothing 200 ze stali C60 z różnymi prędkościami skrawania

(opracowano na podstawie [129])

Według danych literaturowych, koszt narzędzi stanowi od 2 do 6% wartości produkowanego wyrobu [20, 57, 99]. Niektórzy autorzy wykazują, że wartość kosztów narzędziowych stanowi 8% wartości wytwarzanego przedmiotu [23, 134]. Inne analizy rynku narzędzi skrawających wskazują na kilkunastoprocentowy udział [97, 98, 143]. Oprócz doboru odpowiedniej metody i parametrów obróbki skrawaniem, czynnikiem oddziaływującym na koszt wytworzenia części jest rodzaj i materiał, z którego wykonane jest narzędzie skrawające [97, 98].

Z analizy literatury wynika, że w żadnym ze źródeł nie ujednolicono poziomu odniesienia kosztów. Udział poszczególnych kosztów wytworzenia może być różny w zależności od specyfiki działalności danego przedsiębiorstwa [97, 98].

2.3. Podsumowanie analizy literatury

Na podstawie przeprowadzonej analizy literatury i własnych obserwacji należy stwierdzić, że:

- w związku z rosnącymi wymaganiami co do materiałów konstrukcyjnych używanych w przemyśle maszynowym, stosuje się materiały coraz trudniej obrabialne, co wpływa na bardziej intensywne zużycie ostrzy skrawających,
- rozwój w obszarze materiałów narzędziowych obejmuje nie tylko poszukiwanie nowych materiałów, ale często udoskonalanie materiałów dobrze znanych, używanych powszechnie, choć z ograniczonymi możliwościami skrawnymi,
- są prowadzone badania nad poprawą właściwości skrawnych stali szybko tnących poprzez:
 - dodawanie do stali taniego azotu w ilości do 0,4%, który to tworzy węglikoazotki wanadu, wolframu i molibdenu, dzięki czemu wzrasta twardość oraz odporność w podwyższonej temperaturze (do 550°C);

- zwiększanie do 2% ilości krzemu, który to rozpuszcza się w węglkach molibdenu, wypierając jednocześnie z siatki wolfram oraz molibden, które wchodzi w reakcje z węglem podnosząc ilość węglików tych metali;
 - stosowanie nowoczesnych metod wytopu, np. elektrożuźlowego przetapiania, które to minimalizuje pasmowy rozkład i segregację grawitacyjną większych węglików w stali, wpływające na obniżenie skrawności ostrzy;
 - stosowanie innych sposobów wytwarzania stali, np. poprzez spiekanie proszków o wymiarach kilku μm , w celu ujednoczenia struktury;
 - otrzymywanie proszków, szczególnie w procesach rozpylania stopionej stali szybko tnącej w próżni za pomocą wody, zapewniając w ten sposób poprawę obrabialności w stanie zmiękczonej, a w stanie hartowanej poprawę szlifowalności;
 - zastosowanie powłok przeciwzużyciowych w postaci azotków lub węglików metali przejściowych, szczególnie w przypadku dużych narzędzi kształtowych (np. frezy ślimakowe).
- w Polsce panuje przywiązanie do konwencjonalnych materiałów narzędziowych ze względu na ich szerokie zastosowanie, stąd też niezbędne jest wzięcie pod uwagę w analizach dotyczących materiałów narzędziowych stali szybko tnących powszechnie używanych w kraju,
 - w dostępnej literaturze nie znaleziono, zaobserwowanych we wstępnych badaniach własnych [85, 86, 89] danych o zróżnicowanych właściwościach eksploatacyjnych ostrzy skrawających z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej w zależności od warunków ich pracy (skrawanie „na sucho”, w obecności płynu chłodząco smarującego),
 - nie znaleziono również informacji o zalecanym zakresie ich eksploatacji w zależności od stosowanych warunków obróbki.

3. CELE PRACY

Na podstawie przeprowadzonej analizy literatury oraz wyników wstępnych badań eksploatacyjnych ostrzy narzędzi skrawających autora dysertacji sformułowano następujące cele pracy:

- określenie zakresów efektywnego zastosowania ostrzy skrawających z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej o podobnym składzie chemicznym przy obróbce wybranego gatunku stali konstrukcyjnej o szerokim zastosowaniu.
- określenie przyczyn odmiennego zakresu zalecanej stosowalności konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej o zbliżonym składzie chemicznym w różnych warunkach skrawania.

4. METODYKA BADAŃ

4.1. Opis materiału badawczego

4.1.1. Opis materiału na ostrza skrawające

Do badań wybrano na wieloostrowe płytki skrawające konwencjonalną HS6-5-2 oraz spiekaną PM6-5-2 stal szybko tnącą. Podyktowane było to powszechnym stosowaniem tego gatunku stali znanego dawniej pod symbolem SW7M.

W celu dokonania szerszego rozpoznania, przeznaczono do badań stal konwencjonalną HS6-5-2 w postaci:

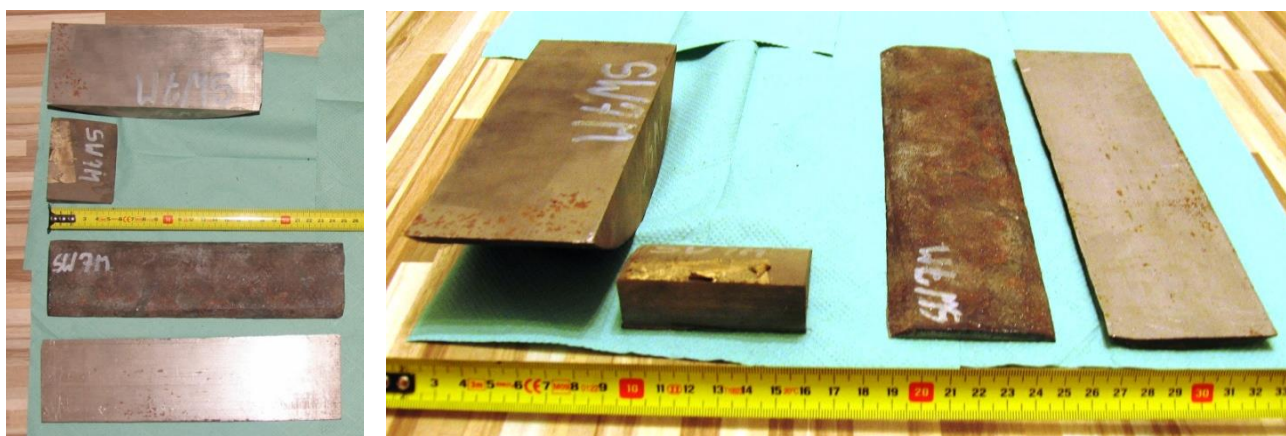
- kutej,
- walcowanej na gorąco.

W tabeli 4.1 przedstawiono orientacyjny skład chemiczny stali konwencjonalnej i spiekanej według PN-EN ISO 4957: 2004.

Tab 4.1. Orientacyjny skład chemiczny konwencjonalnej (HS6-5-2) i spiekanej (PM6-5-2) stali szybko tnącej według PN-EN ISO 4957:2004

Wyszczególnienie	Skład chemiczny [%]					
	C	W	Mo	V	Cr	Mn
Stal konwencjonalna	0,8-0,84	5,9-6,7	4,7-5,2	1,7-2,0	4,2	0,4
Stal spiekana	1,0	6,0	5,0	2,0	4,5	0,3

Płytki skrawające z konwencjonalnej stali pozyskano z wyrobów hutniczych w postaci kęsów. Płytki skrawające ze spiekanej stali szybko tnącej wykonano z półfabrykatu handlowego w formie płaskownika. W stanie dostawy oba rodzaje stali użytych do badań były w stanie zmiękczone. Na rysunku 4.1 przedstawiono półfabrykaty na płytki.



Rys. 4.1. Zdjęcia półfabrykatów hutniczych z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej HS6-5-2 (źródło własne)

Następnym krokiem było szlifowanie zgrubne kęsów z konwencjonalnej stali szybko tnącej i płaskowników ze spiekanej stali szybko tnącej do określonej grubości

na szlifierce do płaszczyzn Bernardo BSG2040M pokazanej na rysunku 4.2 i wycięcie z nich płytek skrawających na wymiar przy użyciu elektrodrażarki drutowej firmy Agiecut model Classic 2 (rys. 4.3).



Rys. 4.2. Zdjęcie szlifierki do płaszczyzn Bernardo BSG2040M [94]



Rys. 4.3. Zdjęcie elektrodrażarki Agiecut Classic 2 (źródło własne)



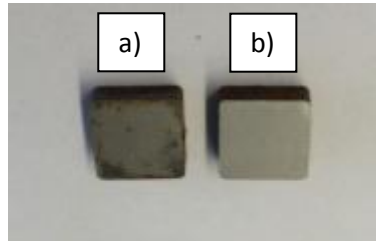
Rys. 4.4. Płaskowniki z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 i spiekanej stali szybko tnącej PM6-5-2 po operacji szlifowania zgrubnego (źródło własne)



Rys. 4.5. Płaskownik ze spiekanej stali szybko tnącej PM6-5-2 po wycięciu z niego płytek skrawających (źródło własne)

Płytki po wycięciu szlifowano wykańczająco, a później polerowano. Starano się, aby uzyskać podobną chropowatość powierzchni płytek z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej wynoszącą średnio $Ra = 0,1 \mu\text{m}$ w celu dokonania poprawnego późniejszego wnioskowania. Po procesie polerowania płytki skrawające odłuszczone.

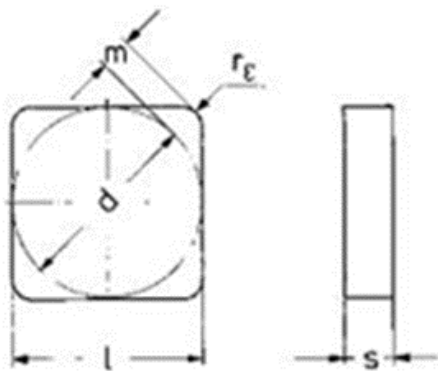
Wartość średniego arytmetycznego odchylenia profilu od linii średniej potwierdzono podczas pomiarów z użyciem profilometru Wyko NT1100.



Rys. 4.6. Płytki skrawające ze stali HS6-5-2 konwencjonalnej po:

- a) szlifowaniu zgrubnym, b) szlifowaniu wykańczającym i polerowaniu (źródło własne)

Z powyższych stali szybko tnących wykonano płytki skrawające typu SNUN o kształcie prostokątnym z kątem wierzchołkowym 90° . Płytki o tej geometrii przeznaczone są do obróbki stopów żarowytrzymałych, stali nierdzewnych, stali stopowych i miękkich stali o niskiej zawartości węgla [83]. Wymiary i kształt wyciętych płytek skrawających przedstawiono na rysunku 4.7.

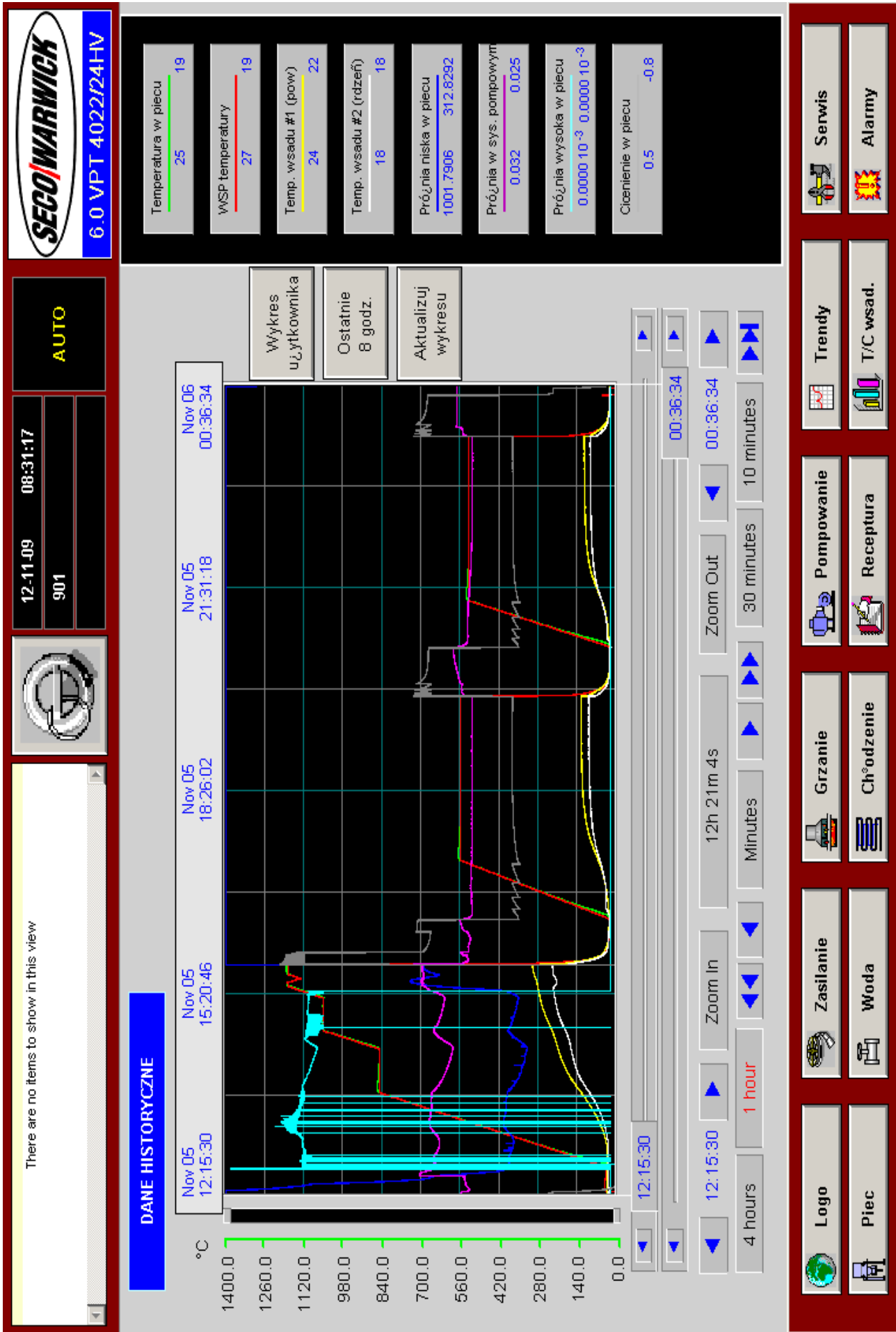


$L = d$ [mm]	s [mm]	r_ϵ [mm]	m [mm]
9,525	3,18	0,8	1,644

Rys 4.7. Kształt i wymiary płytki skrawającej zastosowanej w badaniach (źródło własne)

Oczekiwane właściwości stali SW7M (HS6-5-2, PM6-5-2) uzyskano po obróbce cieplnej polegającej na hartowaniu i odpuszczaniu. W celu uzyskania wysokiej twardości wynoszącej ok. 65 HRC, przyjęto temperaturę austenitowania 1150°C , a temperaturę odpuszczania 560°C . Powyższe wartości temperatury pozwalają na chwilowe nagrzewanie ostrza w procesie skrawania do 500°C bez ryzyka jego istotnego zmiękczenia ciepłem skrawania. Właściwie dobrana temperatura

odpuszczania umożliwia powstanie zjawiska twardości wtórnej. Tak przygotowane ostrza zachowują zdolność do skrawania w podwyższonej temperaturze bliskiej temperaturze odpuszczania materiału ostrza [28, 83]. Ze względu na niską przewodność cieplną materiał był podgrzewany stopniowo. Powodem, dla którego cały proces odbył się w próżni było ryzyko odwęglenia i utlenienia. Na rysunku 4.8 przedstawiono przebieg przeprowadzonej obróbki cieplnej. Do tego celu użyto pieca próżniowego SECO/WARWICK typu 6.0VPT-4022/24IQHV produkcji polskiej z systemem wysokiej próżni.



Rys. 4.8. Przebieg obróbki cieplnej płytek ze stali szybkoctnącej w piecu próżniowym SECO/WARWICK typu 6.0VPT-4022/24IQHV (źródło własne)

4.1.2. Opis materiału obrabianego

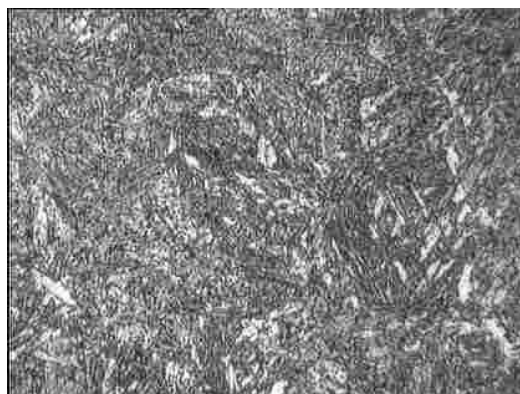
W badaniach zastosowano materiał obrabiany w postaci wałków o średnicy \varnothing 110 mm i długości 350 mm ze stali do ulepszenia cieplnego 40HM-T o twardości 30 ± 2 HRC. Pomiaru twardości materiału obrabianego dokonano przy użyciu twardościomierza przenośnego Leeb TMTeck THL270. Stal 40HM-T jest to gatunek stali stopowej stosowany na odpowiedzialne elementy o dużej wytrzymałości i ciągliwości. Granica plastyczności wynosi 880 MPa, a wytrzymałość na rozciąganie 1030 MPa. W tabeli 4.2 przedstawiono skład chemiczny stali 40HM-T.

Tab. 4.2 Orientacyjny skład chemiczny stali 40HM-T według PN-EN ISO 4597

Skład chemiczny [%]								
C	Mn	Si	P ₂ S	Cr	Ni	Mo	W	V
0,38-0,45	0,4-0,7	0,17-0,37	<0,035	0,8-1,2	<0,3	0,15-0,25	<0,2	<0,05



Rys. 4.9. Wałek z materiału obrabianego stosowany do dalszych badań eksploatacyjnych (źródło własne)



Rys. 4.10. Zdjęcie mikrostruktury materiału obrabianego [3]

4.2. Metodyka badań wybranych parametrów właściwości technologicznych ostrzy skrawających

4.2.1. Metodyka pomiaru twardości ostrzy skrawających

Badania twardości przeprowadzono na twardościomierzu Vickersa PICODENTOR HM500. Urządzenie wyposażone jest w programowalny stolik XY z dokładnością pozycjonowania $\leq 0,5 \mu\text{m}$ oraz aktywnym tłumieniem.

Tab. 4.3. Specyfikacja techniczna twardościomierza PICODENTOR HM500 [61]


Zakres pomiarowy	0,001-120 000 N/mm ²
Zakres obciążeń	0,005 – 0,5 N
Rozdzielczość pomiaru siły	≤ 100 nN
Rozdzielczość pomiaru przemieszczenia	≤ 40 pm
Stolik pomiarowy / przesuw stolika	180x150 mm 170x140 mm
Powtarzalność pozycjonowania	$\pm 0,5$ μm
Prędkość zbliżania wgłębnika	≤ 2 $\mu\text{m}/\text{sekundę}$
Głębokość penetracji	150 μm , opcjonalnie 500 μm
Wymiary i masa próbki	wysokość do 130 mm, masa do 2 kg
Wymiary i masa przyrządu	650x630x610 mm, 120 kg

Twardość określano przy obciążeniu wgłębnika siłą 0,50 N przez 20 s zgodnie z odpowiednią normą. Jednym z warunków poprawnego pomiaru twardości jest przygotowanie powierzchni badanego materiału tak, aby jej chropowatość była co najmniej 10-krotnie mniejsza niż głębokość na jaką wgłębnik wnika w materiał. W tym celu powierzchnie płytek polerowano. Po procesie polerowania płytki zostały odtłuszczone. Pomiary wykonano w laboratorium Pracowni Podstaw Technologii ZPT Politechniki Poznańskiej.

4.2.1. Pomiary składu chemicznego ostrzy skrawających

Do mikroanalizy składu chemicznego użyto spektrometru fluorescencji rentgenowskiej Fischerscope X-ray XDV-SDD Fisher. Urządzenie to wyróżnia się możliwością dokładnej analizy składu pierwiastkowego dla materiału litego, proszku i roztworu. Drugą istotną cechą charakteryzującą spektrometr to oś Z stolika XY, co pozwala na zautomatyzowany pomiar ultra cienkich powłok oraz analiz substancji zawierających śladowe ilości pierwiastków. Pomiary przeprowadzono w laboratorium Pracowni Podstaw Technologii ZPT Politechniki Poznańskiej.

Tab. 4.4. Specyfikacja techniczna spektrometru fluorescencji rentgenowskiej Fischerscope X-ray XDV-SDD Fisher [61]

	Kierunek pomiaru	z góry na dół
	Typ detektora	detektor półprzewodnikowy SDD
	Stolik pomiarowy	zmotoryzowany
	Zakres ruchu stolika	250x250 mm
	Maksymalna masa próbki	5 kg, przy zredukowanej precyzji stolika 20 kg
	Filtry	Ni, Al1000, Al500, Al100, Mylar100, bez filtra
	Lampa rentgenowska	Microfocus
	Kolimatory przełączane	Ø 0,2, 0,6, 3 mm
	Wymiary wewnętrzne komory	580x560x140 mm
	Zasilanie	AC 115V lub AC 230V 50/60 Hz
	Wymiary	660x835x720 mm
	Masa	140 kg
	Oprogramowanie	Standard: Fischer WinFTM® BASIC łącznie z PDM® Opcja: Fischer WinFTM® SUPER
	Certyfikaty	EN 61010 DIN ISO 3497 oraz ASTM B 568 Urządzenie nie wymaga nadzoru PAA (Państwowej Agencji Atomistyki)

4.3. Metodyka badań właściwości eksploatacyjnych ostrzy skrawających

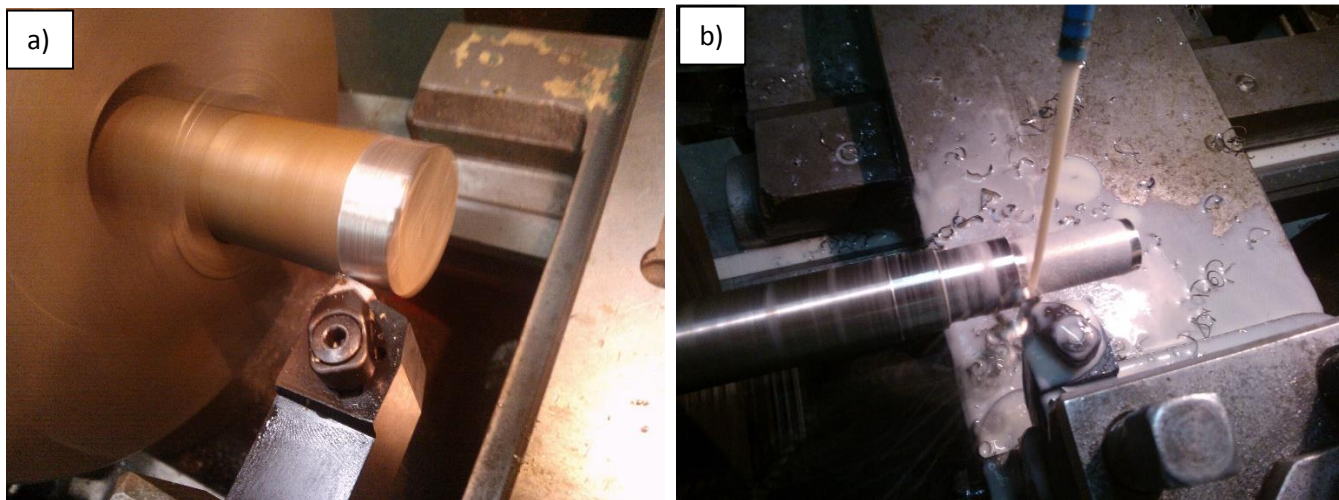
4.3.1. Metodyka badania zużycia i trwałości ostrzy skrawających – określenie wskaźników stopnia i sposobu wyznaczania krzywych zużycia

Badania zużycia i trwałości ostrzy skrawających prowadzono w procesie toczenia wzdłużnego stali 40HM-T ulepszonej cieplnie do twardości 30 HRC. Przyjęto następującą geometrię ostrza, którą uzyskano po zamocowaniu prostopadłościennych płytek skrawających w oprawce typu CSRNR2525 09-ID:

- główny kąt przyłożenia $\alpha_0 = 6^\circ$,

- kąt wierzchołkowy $\varepsilon_r = 90^\circ$,
- główny kąt natarcia $\gamma_0 = -6^\circ$,
- kąt pochylenia $\lambda_s = -6^\circ$,
- główny kąt przystawienia: $k_r = 75^\circ$.

Na rysunku 4.11 a przedstawiono zdjęcie wykonane podczas procesu toczenia wzdłużnego stali 40HM-T za pomocą wykonanych płytek skrawających w warunkach „na sucho”, a na rysunku 4.11 b zaprezentowano ten sam proces z udziałem emulsji chłodząco-smarującej.

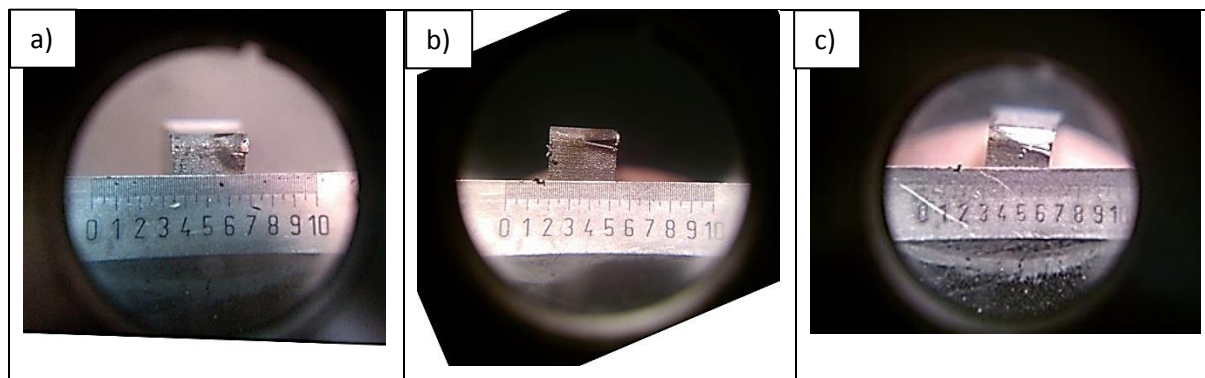


Rys. 4.11. Toczenie wzdłużne stali 40HM-T za pomocą ostrzy skrawających: a) na sucho, b) w obecności emulsji chłodząco-smarującej (materiał własny)

Przyjęto następujące warunki obróbki:

- materiał obrabiany stal 40 HM-T ,
- prędkość skrawania $v_c = 34; 43; 60$ [m/min.],
- posuw $f = 0,20$ [mm/obr.],
- głębokość skrawania $a_p = 0,75$ [mm],
- skrawanie „na sucho” lub w obecności 6% emulsji chłodząco-smarującej Statoil Cimstar MB 604-02.

Na rysunku 4.12 przedstawiono sposób pomiaru szerokości pasma starcia na powierzchni przyłożenia za pomocą lupki pomiarowej Brinella na różnych etapach zużycia ostrza skrawającego.




Rys. 4.12. Pomiar szerokości pasma starcia na powierzchni przyłożenia przy użyciu lupki Brinella: a) po pierwszym przejściu, b) w połowie obróbki c) po zakończeniu obróbki – widoczne wyłamanie (materiał własny)

4.4. Metodyka badań weryfikacyjnych

4.4.1. Metodyka badań metalograficznych

Do wykonania zdjęć zglądów metalograficznych użyto mikroskopu skaningowego Tescan Vega 5135 znajdującego się w Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Poznańskiej. W tabeli 4.5 przedstawiono zdjęcie aparatury wraz z jej specyfikacją.

Tab. 4.5. Specyfikacja techniczna elektronowego mikroskopu skaningowy firmy Tescan model Vega 5135 ze spektrometrem rentgenowskim firmy PGT model Prism 200 Avalon [100]


	Zdolność rozdzielcza	<ul style="list-style-type: none"> • 3,5 nm (obraz SE w trybie wysokiej próżni przy 30 kV i WD = 4 mm) • 4,0 nm (obraz BE w trybie niskiej próżni)
	Powiększenie	20 do 500 000 x przy 30 kV (Odległość robocza 30mm)
	Próżnia robocza	5x10 ⁻³ Pa
	Napięcie przyspieszające	regulowane w zakresie od 500 V do 30 kV
	Prąd próbki	od 1 pA do 2 nA
	Rozdzielczość obrazu	256x192 do 4096 x 4096 pikseli
	Detektory	<ul style="list-style-type: none"> • Detektor elektronów wtórnych (SE) -typu Everharta-Thornleya. • Pierścieniowy detektor elektronów wstecznie rozproszonych (BSE) • Pomiar prądu próbki. • Jasność i kontrast obrazów z detektorów sterowane ręcznie i automatycznie
	Optyka elektronowa	<ul style="list-style-type: none"> • katoda wolframowa • centrowanie elektromagnetyczne • dwa kondensory • soczewka pośrednia z układem centrowania • stygmaty ośmiobiegunowy • podwójne cewki odchylenia • soczewka obiektywu

c.d. tab. 4.5.

Stolik próbek	<ul style="list-style-type: none">• eucentryczny, przesuw śrubami mikrometrycznymi, zakres przesuwów:• X = 40 mm, Y = 24 mm, Z = 27 mm• obrót ciągły 360°• pochylanie od 90° do +90°
Układ próżniowy	<p>Pompy rotacyjne i pompa turbomolekularna. Układ próżniowy skonstruowano tak by zapewniał wysoką czystość. W skład systemu wchodzi pompa turbomolekularna (chłodzona powietrzem -bez chłodzenia cieczowego) oraz pompa rotacyjna. Układ zawiera głowicę pomiarową Piraniego. Układ jest kontrolowany przez mikroprocesor za pośrednictwem głównego komputera, oprogramowania i układu monitorującego. Elektroniczna automatyzacja układu próżniowego połączona jest ze zdalnym sterowaniem</p>

Zdjęcia powierzchni ostrzy z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej wykonano za pomocą odwróconego mikroskopu metalograficznego Neophot 32 znajdującym się w Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Poznańskiej. W tabeli 4.6 przedstawiono specyfikację tej aparatury.


Tab. 4.6. Specyfikacja techniczna mikroskopu metalograficznego firmy Zeiss model Neophot 32 [100]

	Metody obserwacji	techniki pola jasnego, pola ciemnego oraz w świetle spolaryzowanym
	Rejestracja obrazu	wbudowany system rejestracji fotograficznej z lustrzanką małoobrazkową i kamerą dużego formatu 4"x5" oraz przystawkę do automatyki ekspozycji
	Zakres powiększeń	10x – 2000x
	Okulary	10x o szerokim polu obserwacji
	Obiektywy	1,25x; 2,5x; 3,2x; 6,3x; 12,5x; 25x; 50x; 100x
	Wewnętrzny zmiennik powiększeń	0,8x; 1x; 1,25x; 1,6x; 2x
	Prędkość zbliżania wglębniaka	$\leq 2 \mu\text{m}/\text{sekundę}$
	Głębokość penetracji	150 μm , opcjonalnie 500 μm
	Wymiary i masa próbki	wysokość do 130 mm, masa do 2 kg
	Wymiary i masa	650x630x610 mm, 120 kg

4.4.2. Metodyka badań topografii powierzchni

Do wykonania badań topografii powierzchni użyto profilometru Wyko NT1100 znajdującego się w Instytucie Inżynierii Materiałowej Politechniki Poznańskiej. W tabeli 4.7 przedstawiono zdjęcie aparatury wraz z jej specyfikacją.


Tab. 4.7. Specyfikacja techniczna profilometru Wyko NT1100 [materiał własny]

	Technika pomiarowa:	optyczne przesunięcie fazowe oraz pionowa interferometria skanująca światła białego
	Zdolność pomiarowa:	Trójwymiarowa, bezdotkowa, pomiary profilu powierzchni
	Okulary	0,5x; 0,75x; 1x; 1,5x; 2x
	Obiektywy	1,5x; 2,5x; 5x; 10x; 20x; 50x
	Wielkość pomiarowa	definiowana przez użytkownika, maksymalna wielkość 736x480
	Źródło światła	wolframowa lampa halogenowa z ręcznym wyborem filtra
	Pionowy zakres pomiaru	0,1 nm-1 mm
	Rozdzielczość pionowa:	$< 1 \text{ \AA}$ Ra
	Powtarzalność	0,01nm
	Prędkość skanowania	do 7,2 $\mu\text{m/s}$

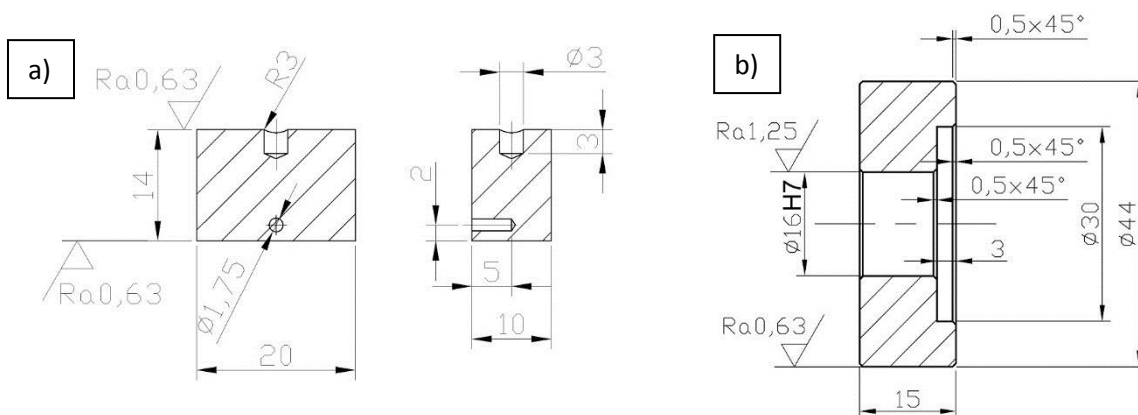
4.4.3. Metodyka pomiarów tarcia

Pomiary współczynnika tarcia przeprowadzono na maszynie zużyciowej Amsler A-135, dla skojarzenia stal-stal przy obciążeniu siłą zmienną od 300-600 N znajdującej się w Instytucie Budowy i Eksploatacji Maszyn Uniwersytetu Zielonogórskiego. W tabeli 4.8 przedstawiono zdjęcie aparatury wraz z jej specyfikacją.

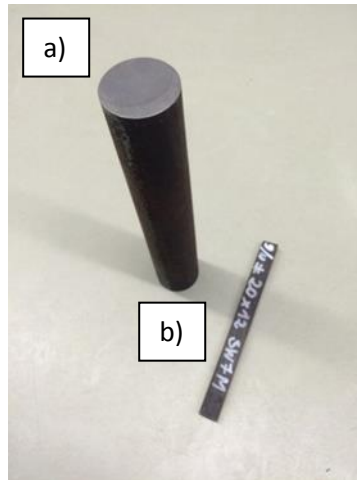
Tab. 4.8. Specyfikacja techniczna maszyny tarcowej Amsler A-135 (źródło własne)

	Metoda pomiarowa	zgodna z wymaganiami normy PN-82/H-04332
	Rodzaje tarcia:	Tarcie ślizgowe o stałym nacisku jednostkowym (technicznie suche lub ze smarowaniem)
	Prędkość obrotowa wrzeciona	3,5 i 6,6 s ⁻¹
	Obciążenie:	4,9-1962 N
	Możliwość zapisu danych:	Rejestracja momentu i pracy tarcia
	Metody badań	A – nieruchoma próbka (klocek) i obracająca się przeciwpróbka (krążek) B – nieruchoma próbka (krążek) i obracająca się przeciwpróbka (krążek)

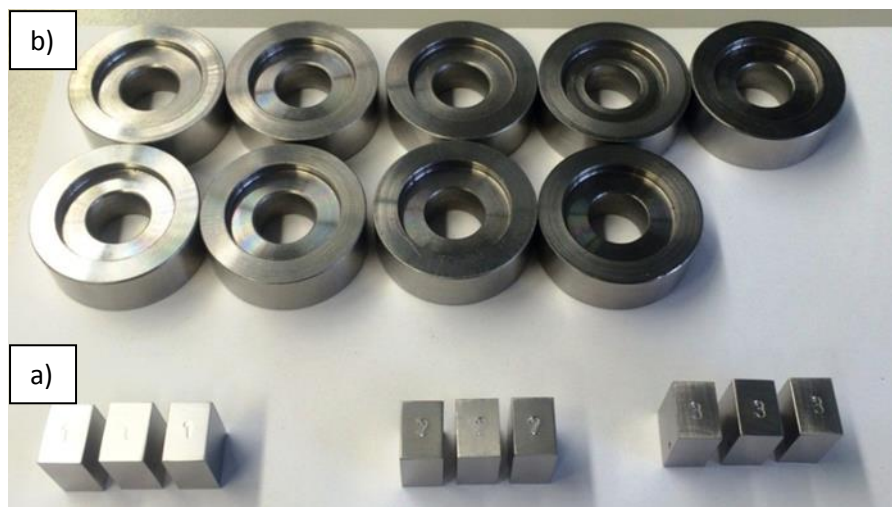
W celu przeprowadzenia badań tribologicznych wykonano próbki z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 oraz spiekanej stali szybko tnącej PM6-5-2 o kształcie zobrazowanym na rysunku 4.13 a. Przeciwpróbkę badawczą wykonano ze stali stopowej konstrukcyjnej 40HM-T o kształcie rolki pokazanej na rysunku 4.13 b.



Rys. 4.13. Rysunek wykonawczy kształtu próbek pary tarczej: a) próbka z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 lub spiekanej stali szybko tnącej PM6-5-2, b) przeciwpróbka ze stali stopowej konstrukcyjnej 40HM-T (źródło własne)



Rys. 4.14. Zdjęcie surowego materiału do wykonania próbek pary trącej: a) wałek ze stali stopowej konstrukcyjnej 40HM-T do wykonania przeciwpróbki, b) płaskownik z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 do wykonania próbki (źródło własne)



Rys. 4.15. Zdjęcie wykonanych próbek pary trącej: a) próbki z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 i spiekanej stali szybko tnącej PM6-5-2, b) przeciwpróbka ze stali stopowej konstrukcyjnej 40HM-T (źródło własne)

Warunki prób tarcowych:

Materiał pary trącej:

- próbka – z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 i spiekanej stali szybko tnącej PM6-5-2
- przeciwpróbka – ze stali stopowej konstrukcyjnej 40 HM-T

Prędkość obwodowa przeciwpróbki:

- 27,6 [m/min]

Obciążenie F :

- 300, 400, 500, 600 [N]

Czas t :

- 1200 [s] dla tarcia „na sucho”
- 2400 [s] dla tarcia w obecności 6% emulsji chłodząco-smarującej Statoil Cimstar MB 604-02

Warunki tarcia:

- „na sucho”
- w obecności 6% emulsji chłodząco-smarującej Statoil Cimstar MB 604-02

4.4.4. Metodyka badań powierzchniowej objętości olejowej płytek skrawających

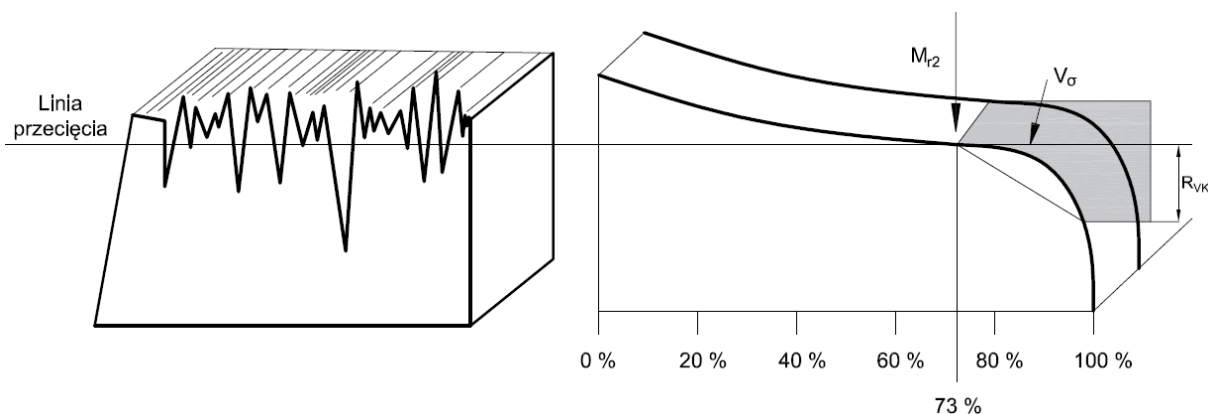
Powierzchnia danego materiału może być opisywana jakościowo i ilościowo. Sam opis jakościowy nie daje możliwości porównania i ocenienia przez inżynierów konstruktorów i technologów spełnienia kryterium zakładanej jakości. Na przestrzeni lat ilość parametrów opisujących nierówność powierzchni wzrastała i wynosi obecnie około 300 wyróżników. W praktyce przemysłowej nie wszystkie parametry są powszechnie używane. Stosowność niektórych z nich jest wręcz sporadyczna. Z punktu widzenia pracy doktorskiej istotny wydaje się parametr powierzchniowej objętości olejowej. Po raz pierwszy parametr ten wprowadziła firma Volvo przy projektowaniu silników spalinowych. Powierzchniowa objętość olejowa określa ilość medium smarującego, jaka może być utrzymana przez głębokie doliny znajdujące się na powierzchni. Objętość olejową oznacza się jako V_0 i oblicza według następującego wzoru [108, 139]:

$$V_0 = \frac{R_{vk}(100 - M_{r2})}{2000} \quad [\text{mm}^3/\text{cm}^2], \quad (4.1)$$

gdzie V_0 – objętość olejowa powierzchni,

M_{r2} - wartość udziału materiałowego dla dolnej granicy rdzenia chropowatości,

R_{vk} – wartość wgłębienia powierzchni.



Rys. 4.16. Stan powierzchni materiału wraz z parametrami istotnymi do określenia objętości olejowej powierzchni, gdzie: M_{r2} - wartość udziału materiałowego dla dolnej granicy rdzenia chropowatości, V_0 – objętość olejowa powierzchni, R_{vk} – wartość wgłębienia powierzchni [108, 139]

Przedstawione parametry stanu powierzchni oprócz informacji o profilu nierówności, determinują jakość eksploatacyjną ostrzy skrawających podczas pracy.

5. WYNIKI BADAŃ I ICH OMÓWIENIE

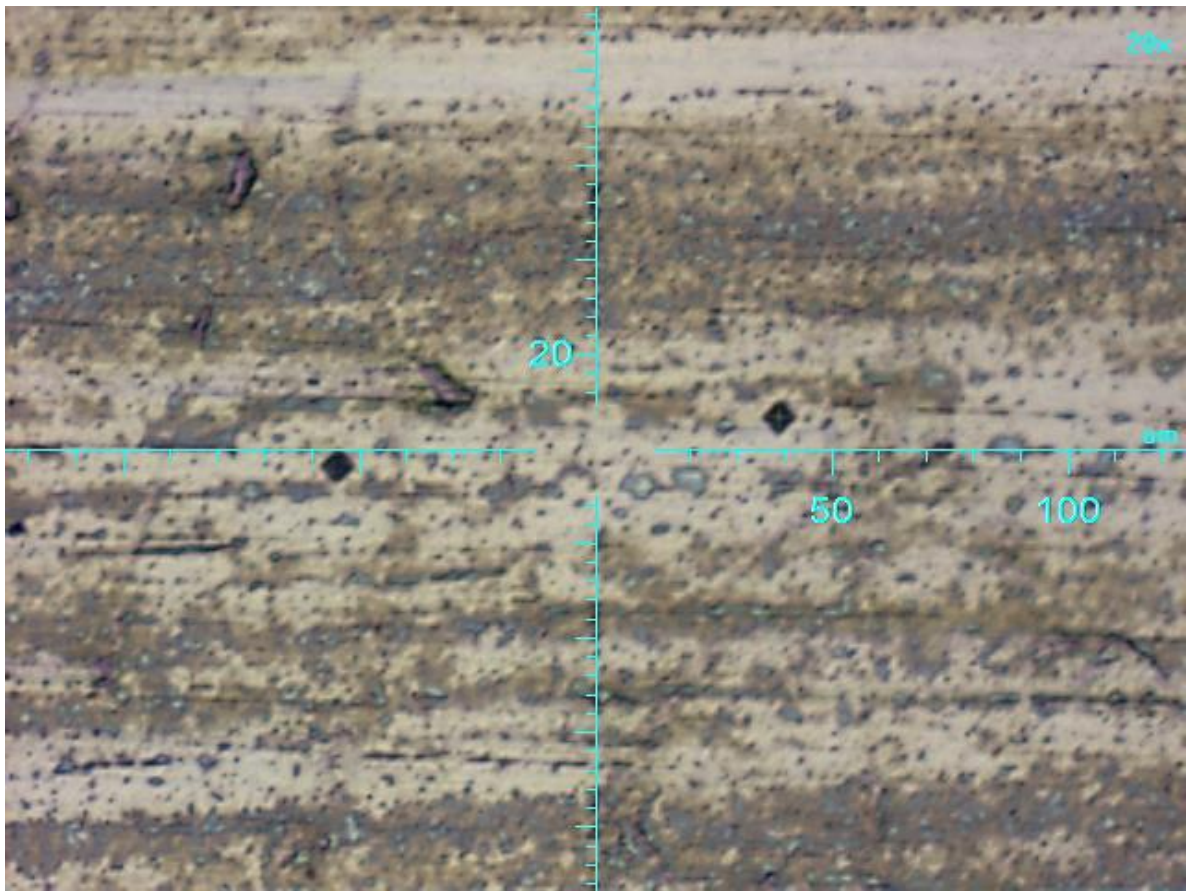
5.1. Wyniki badań wybranych parametrów właściwości technologicznych

5.1.1. Badania mikrotwardości ostrzy skrawających

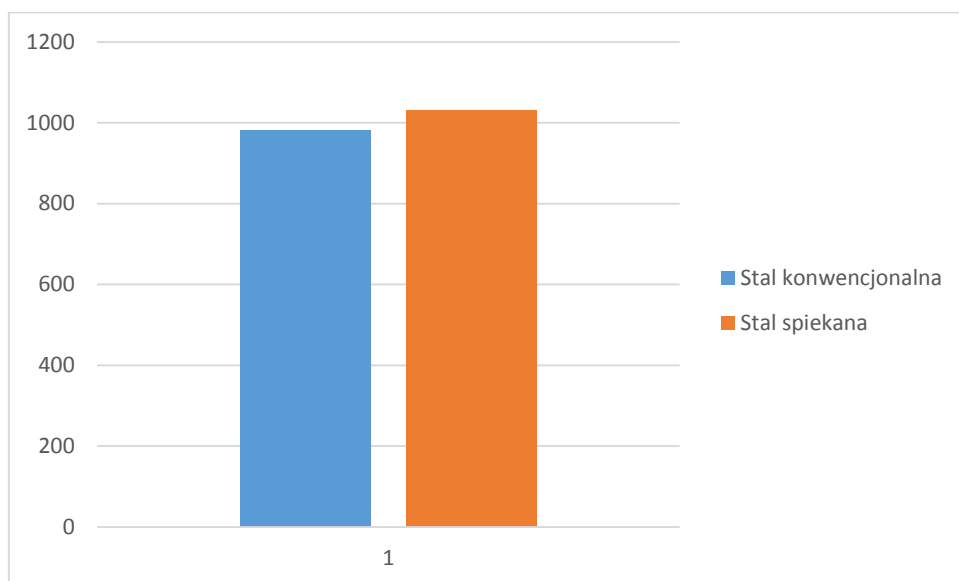
W badaniach mikrotwardości, wykonano po 3 odciski dla każdego ostrza, pamiętając o tym, aby odległość między nimi była równa co najmniej 3 średnicom odcisku. Jak wykazały pomiary, mikrotwardość ostrzy ze stali spiekanej jest o około 5% większa i wynosiła odpowiednio dla stali spiekanej średnio 1030,5 HV_{0,05}, a dla konwencjonalnej 982,3 HV_{0,05} i odpowiadała danym firmy Sandvick.



Rys. 5.1. Płytki skrawające podczas pomiaru twardości (źródło własne)



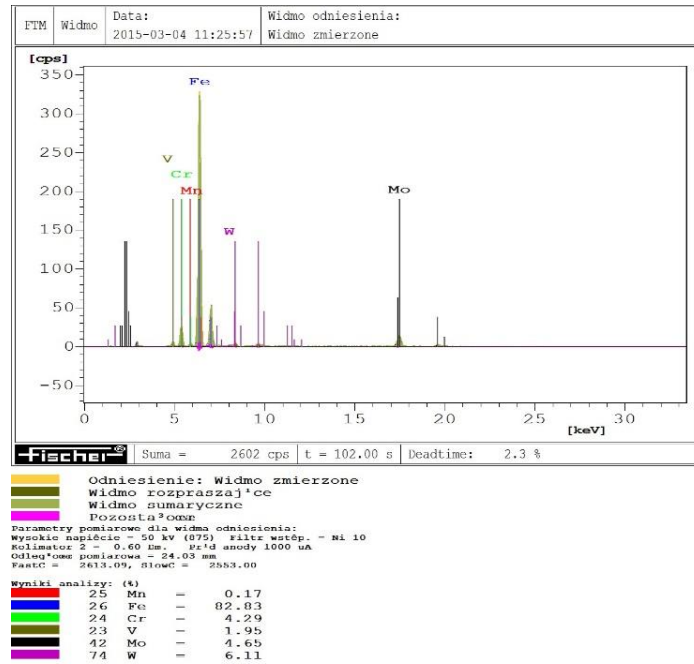
Rys. 5.2. Zdjęcie odcisków węgelnika podczas pomiarów twardości płytek skrawających (materiał własny)



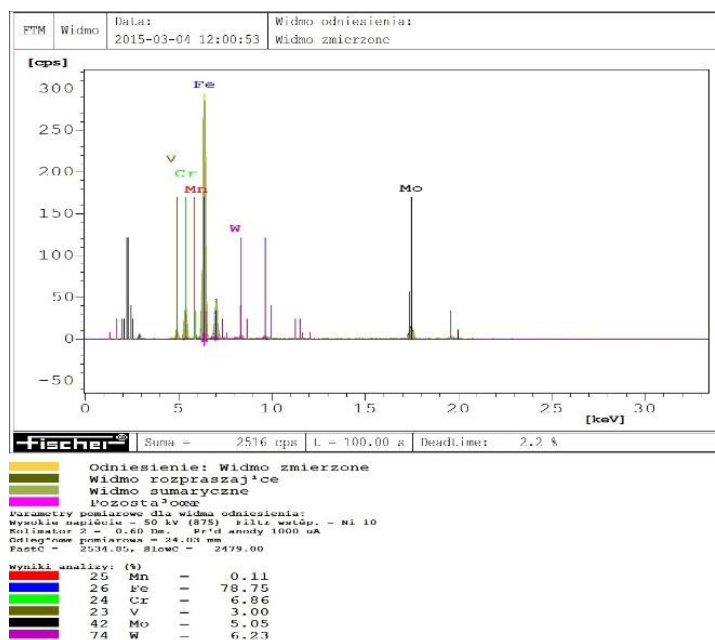
Rys. 5.3. Wykresy średniej twardości ostrzy skrawających z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej (materiał własny)

5.1.2. Badania składu chemicznego

Wykonano po 8 pomiarów składu chemicznego konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej. Średnie wartości zawartości pierwiastków stopowych nie odbiegały istotnie od podanych w tabeli 4.1, co stwierdzono na podstawie obliczeń istotności różnicy wartości średnich między wartościami zakładanymi podanymi w normatywach oraz zmierzonymi dla poziomu istotności $\alpha = 0,05$ i liczby stopni swobody 7.



Rys. 5.4. Przykładowy obraz mikroanalizy składu chemicznego ostrzy z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 (materiał własny)

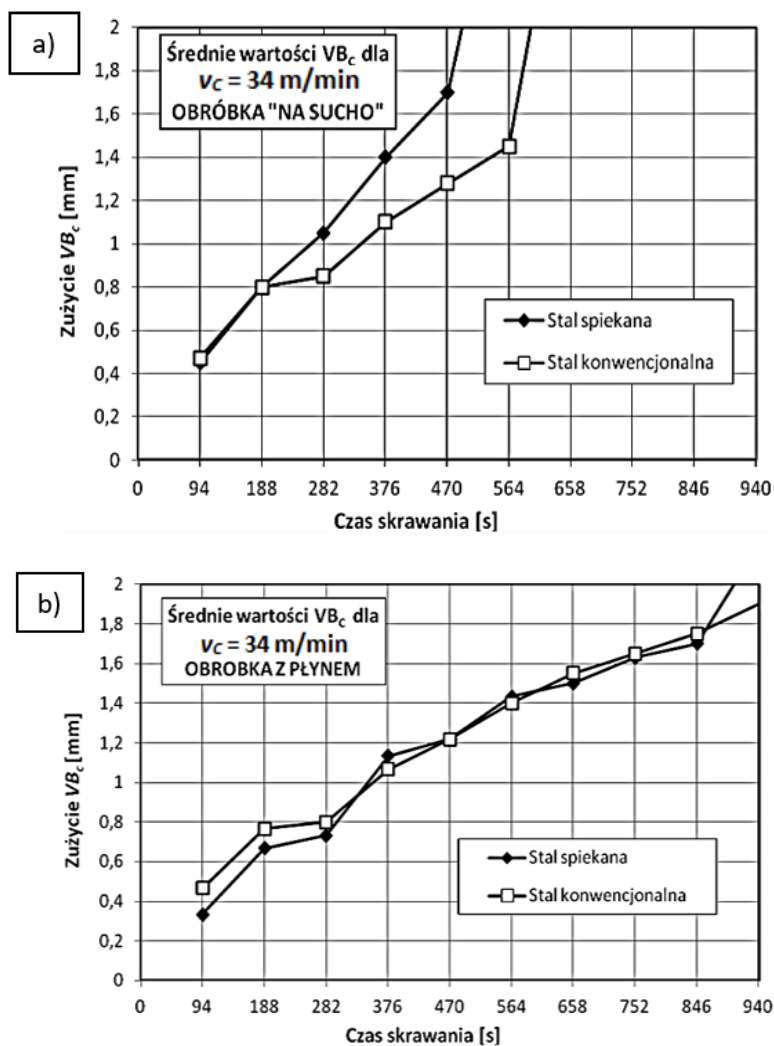


5.2. Wyniki badań wybranych parametrów właściwości eksploatacyjnych ostrzy skrawających

Na podstawie pomiarów szerokości pasma starcia na narożu od strony powierzchni przyłożenia VB_C sporządzono wykresy zużycia ostrzy skrawających z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 oraz spiekanej stali szybko tnącej PM6-5-2 przy trzech różnych wartościach prędkości skrawania w warunkach „na sucho” oraz w obecności emulsji chłodziwo-smarującej Statoil Cimstar MB 604-02 6%.

5.2.1. Wyniki badań zużycia ostrzy skrawających dla $v_C = 34$ m/min

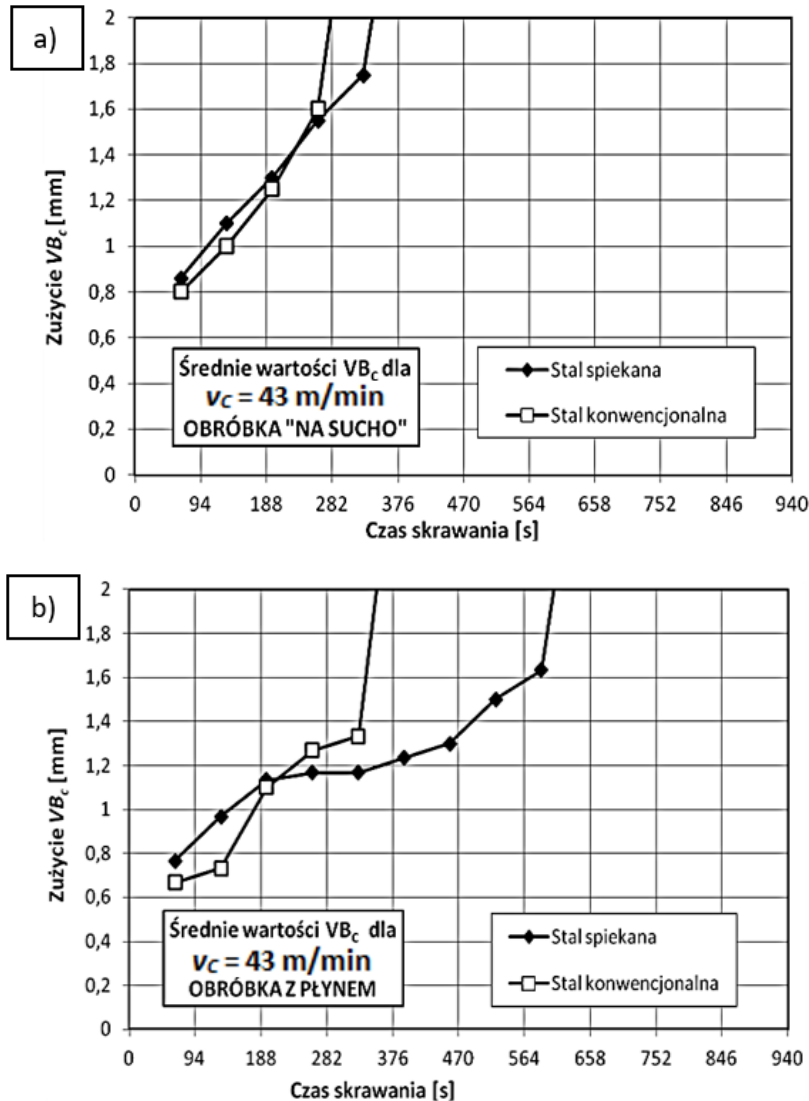
Na rysunku 5.6 przedstawiono wykresy zużycia ostrzy skrawających z konwencjonalnej HS6-5-2 i spiekanej PM6-5-2 stali szybko tnącej podczas obróbki stali 40HM-T „na sucho” oraz w obecności emulsji chłodziwo-smarującej Statoil Cimstar MB 604-02 6% dla wartości prędkości skrawania 34 m/min.



Rys. 5.6. Wykresy zużycia ostrzy skrawających z konwencjonalnej HS6-5-2 i spiekanej PM6-5-2 stali szybkołotnej podczas obróbki stali 40HM-T: a) obróbka „na sucho”, b) z emulsją chłodząco-smarującą, dla wartości prędkości skrawania: **34 m/min** (materiał własny)

5.2.2. Wyniki badań zużycia ostrzy skrawających dla $v_C = 43 \text{ m/min}$

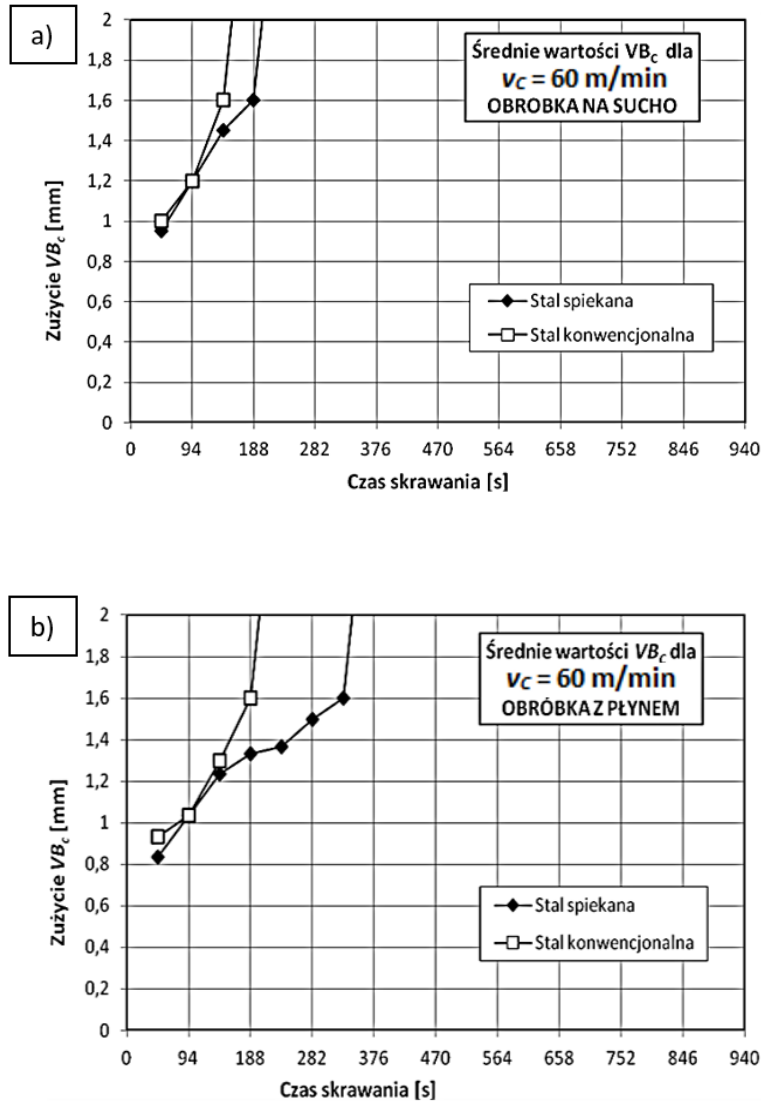
Na rysunku 5.7 przedstawiono wykresy zużycia ostrzy skrawających z konwencjonalnej HS6-5-2 i spiekanej PM6-5-2 stali szybkołotnej podczas obróbki stali 40HM-T „na sucho” oraz w obecności emulsji chłodząco-smarującej Statoil Cimstar MB 604-02 6% dla wartości prędkości skrawania 43 m/min.



Rys. 5.7. Wykresy zużycia ostrzy skrawających z konwencjonalnej HS6-5-2 i spiekanej PM6-5-2 stali szybkołotnej podczas obróbki stali 40HM-T: a) obróbka „na sucho”, b) z emulsją chłodząco-smarującą, dla wartości prędkości skrawania: **43 m/min** (materiał własny)

5.2.3. Wyniki badań zużycia ostrzy skrawających dla $v_C = 60$ m/min

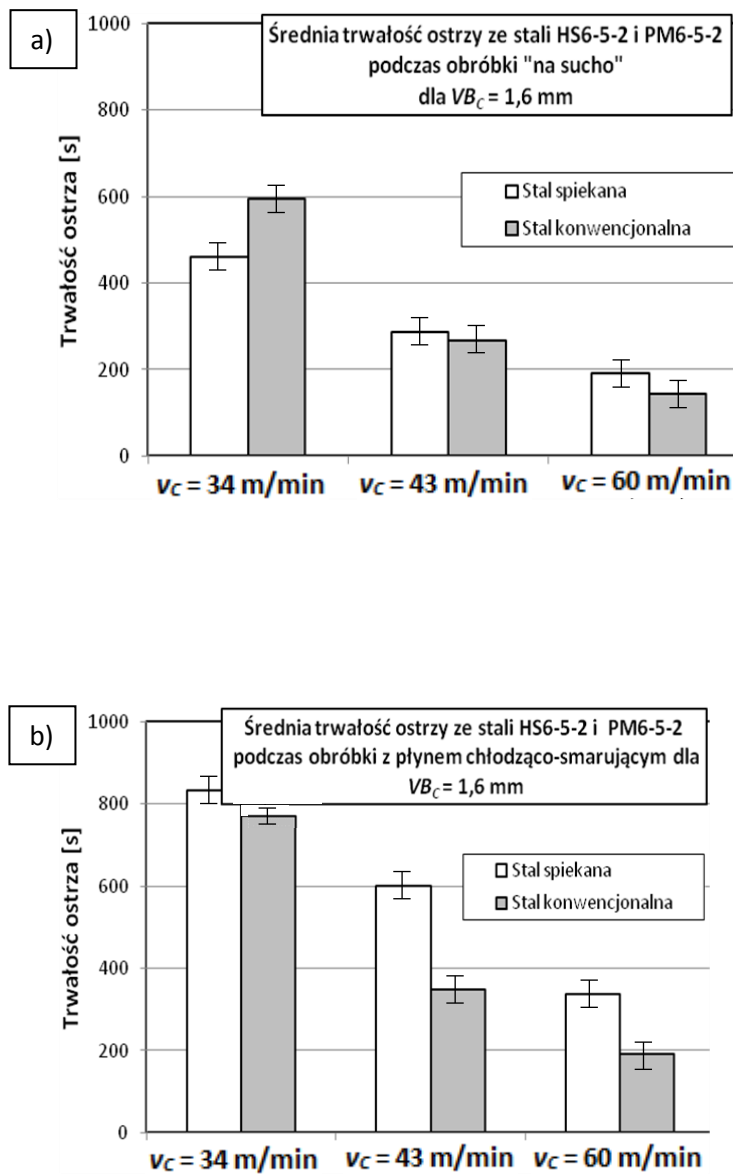
Na rysunku 5.8 przedstawiono wykresy zużycia ostrzy skrawających z konwencjonalnej HS6-5-2 i spiekanej PM6-5-2 stali szybko tnącej podczas obróbki stali 40HM-T „na sucho” oraz w obecności emulsji chłodziwo-smarującej Statoil Cimstar MB 604-02 6% dla wartości prędkości skrawania 60 m/min.



Rys. 5.8. Wykresy zużycia ostrzy skrawających z konwencjonalnej HS6-5-2 i spiekanej PM6-5-2 stali szybko tnącej podczas obróbki stali 40HM-T: a) obróbka „na sucho”, b) z emulsją chłodziwo-smarującą, dla wartości prędkości skrawania: **60 m/min** (źródło własne)

5.2.4. Wyniki badań trwałości ostrzy skrawających

Na podstawie uzyskanych krzywych zużycia wyznaczono średnie wartości trwałości ostrzy skrawających dla wskaźnika stępienia $VB_c = 1,6$ mm. Wyniki zobrazowano na rysunku 5.9.



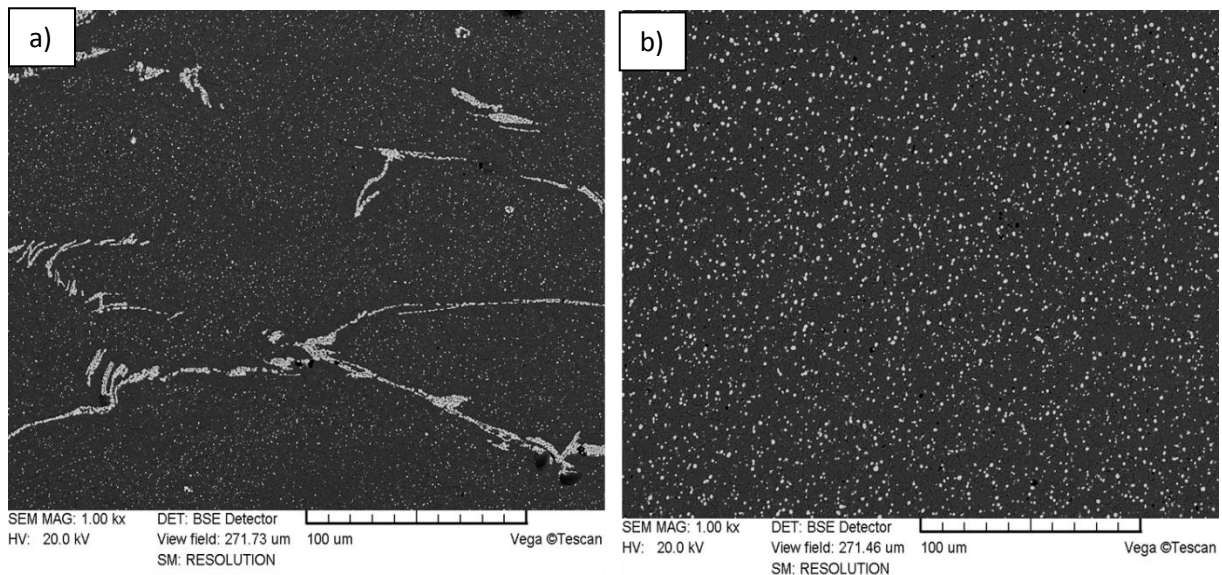
Rys. 5.9. Średnia trwałość ostrzy z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej przy obróbce stali 40HM-T: a) „na sucho”, b) z płynem chłodząco-smarującym, dla różnych wartości prędkości skrawania (źródło własne)

Przedziały ufności obliczono dla liczby powtórzeń $n = 4$ i poziomu istotności $\alpha = 0,05$.

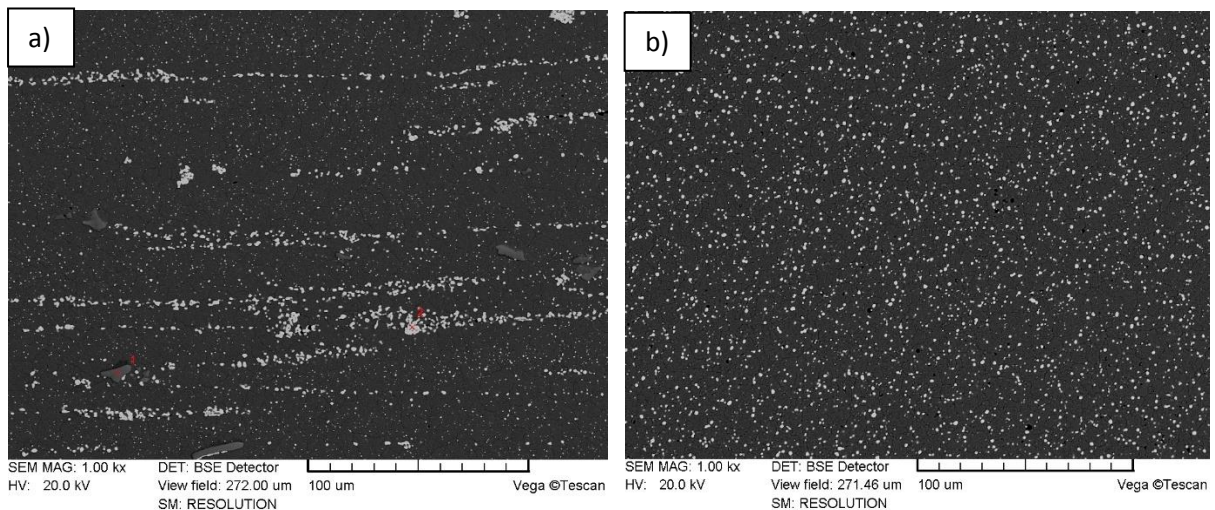
5.3. Wyniki badań weryfikacyjnych

5.3.1. Ocena morfologii powierzchni płytek skrawających

Przy pomocy mikroskopu skaningowego Tescan Vega 5135 wykonano serię zdjęć zglądów metalograficznych ostrzy z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej. Na rysunku 5.10 przedstawiono zdjęcia mikroskopowe zglądów metalograficznych ostrzy z konwencjonalnej walcowanej na gorąco stali szybko tnącej oraz ze spiekanej stali szybko tnącej, zaś na rysunku 5.11 przedstawiono zdjęcia mikroskopowe zglądów metalograficznych ostrzy z konwencjonalnej kutej stali szybko tnącej oraz ze spiekanej stali szybko tnącej.



Rys. 5.10. Zdjęcia mikroskopowe zglądów metalograficznych ostrzy ze stali szybko tnącej:
a) konwencjonalnej walcowanej na gorąco, b) spiekanej (źródło własne)



Rys. 5.11. Zdjęcia mikroskopowe zglądów metalograficznych ostrzy ze stali szybko tnącej:

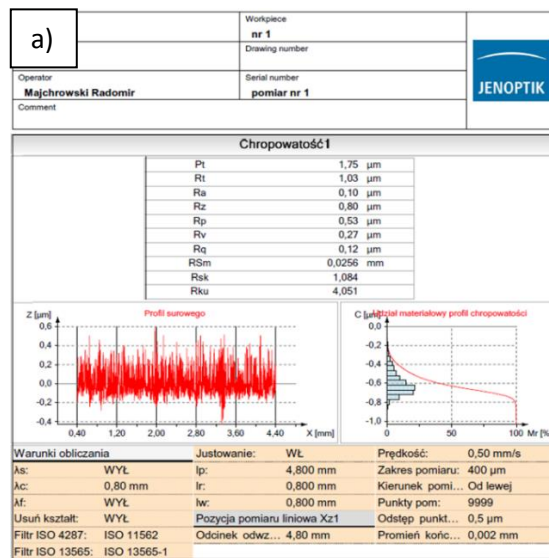
a) konwencjonalnej kutej, b) spiekanej (źródło własne)

Zdjęcia potwierdziły bardziej równomierne rozmieszczenie węglików w osnowie w przypadku spiekanej stali szybko tnącej.

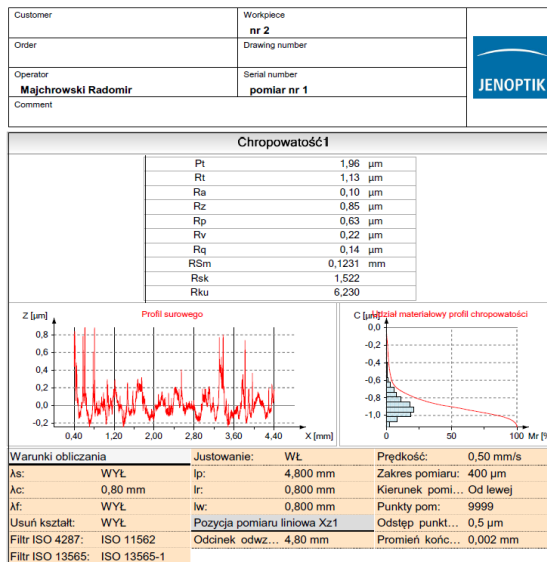
Dla konwencjonalnej stali szybko tnącej zakupionej w Szwecji, pomimo dobrego przekucia w celu rozbicia siatki węglików, można było zauważyć, że węgliki nie są równomierne rozłożone i tworzą miejscami pasmowe skupiska, co jest typowym objawem występującym w przypadku stali szybko tnących poddanych walcowaniu, kuciu wydłużającemu lub kuciu wydłużającemu z pośrednim spęczaniem.

5.3.2. Badania topografii powierzchni

Na podstawie badań topografii stwierdzono, że powierzchnie płytek skrawających z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej charakteryzują się taką samą wartością parametru chropowatości $Ra=0,1 \mu\text{m}$. Posługiwano się parametrem podstawowym Ra , który jest dominujący w przemyśle. Wartości innych zamieszczonych na rys. 5.12 parametrów chropowatości powierzchni również zostały zmierzone.



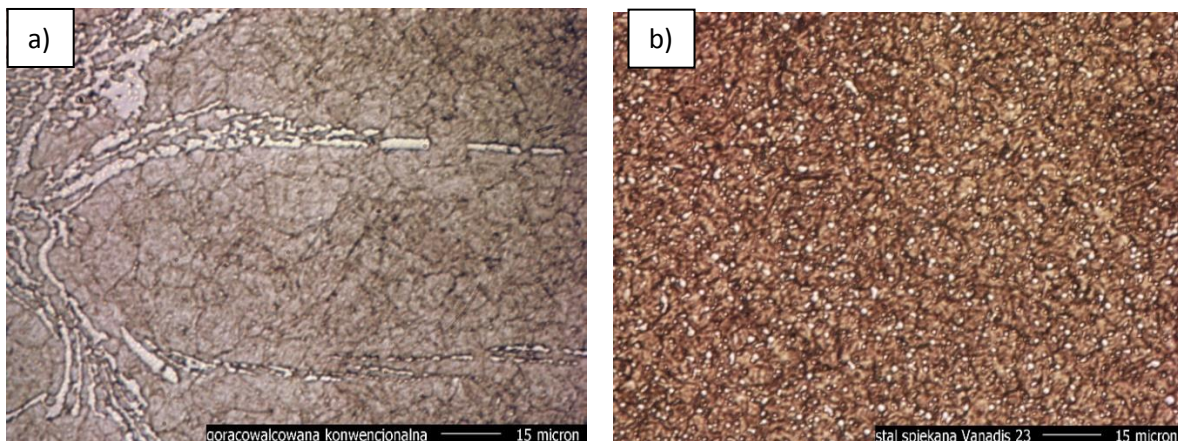
b)



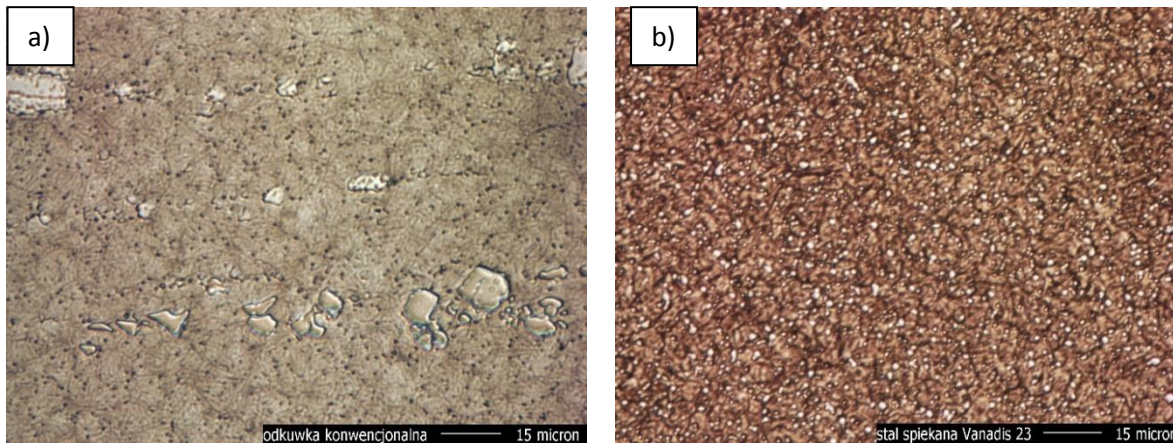
Rys. 5.12. Wyniki badań chropowości powierzchni płytek skrawających ze stali szybko tnącej:
a) konwencjonalnej, b) spiekanej (źródło własne)

5.3.3. Zdjęcia mikroskopowe powierzchni płytek skrawających

Przy pomocy mikroskopu metalograficznego Neophot 32 wykonano serię zdjęć ostrzy z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej. Na rysunku 5.13 przedstawiono zdjęcia mikroskopowe ostrzy z konwencjonalnej walcowanej na gorąco stali szybko tnącej oraz ze spiekanej stali szybko tnącej, zaś na rysunku 5.14 przedstawiono zdjęcia mikroskopowe ostrzy z konwencjonalnej kutej stali szybko tnącej oraz ze spiekanej stali szybko tnącej.



Rys. 5.13. Zdjęcia mikroskopowe powierzchni ostrzy ze stali szybko tnącej:
a) konwencjonalnej walcowanej na gorąco, b) spiekanej (źródło własne)

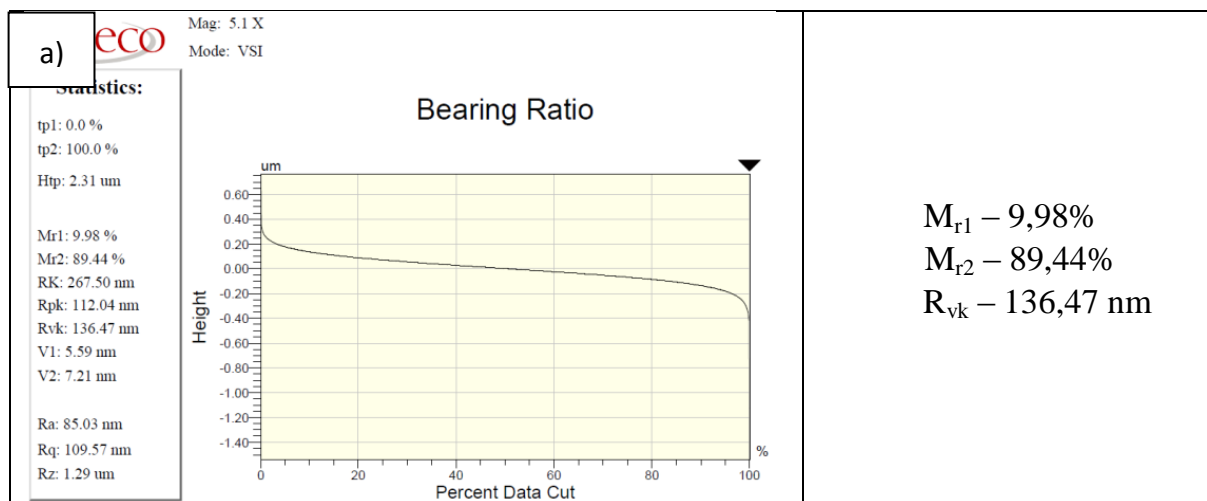


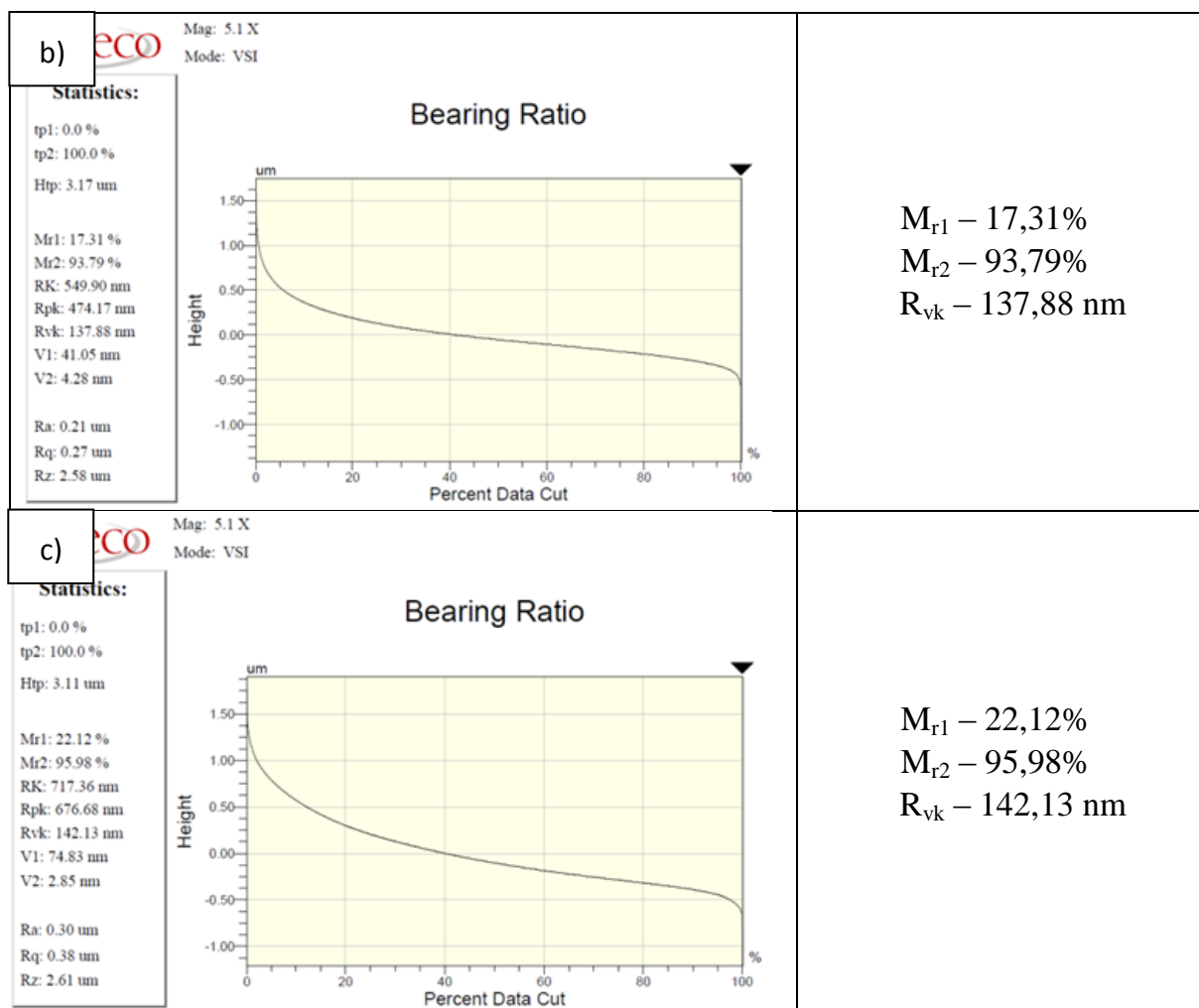
Rys. 5.14. Zdjęcia mikroskopowe powierzchni ostrzy ze stali szybko tnącej:
a) konwencjonalnej kutej, b) spiekanej (źródło własne)

Obrazy z mikroskopu wskazują na istotną różnicę w morfologii powierzchni konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej. Powierzchnię stali spiekanej tworzą ziarna o ostrych krawędziach, zaś po walcowaniu i kuciu powierzchnia nie posiada takiej topografii (ziarna są „zlane” tworząc bardziej ciągłą powierzchnię) pomimo tego, że obie powierzchnie mają podobną średnią chropowatość $Ra = 0,1 \mu\text{m}$.

5.3.4. Określenie powierzchniowej objętości olejowej płytek skrawających

Na rysunku 5.15 przedstawiono krzywe Abbotta (udziału materiałowego) będące jednym ze sposobów zobrazowania stanu powierzchni dla ostrzy skrawających ze stali: spiekanej, konwencjonalnej kutej i konwencjonalnej walcowanej na gorąco.





Rys. 5.15. Wykresy topografii powierzchni dla ostrzy skrawających ze stali szybko tnącej:
a) spiekanej, b) konwencjonalnej kutej, c) konwencjonalnej walcowanej na gorąco (źródło własne)

Krzywe Abbotta opisują zróżnicowanie powierzchni w funkcji głębokości względem linii przecięcia (rys 4.17). Dla trzech rodzajów materiału zestawiono na rys. 5.15 najistotniejsze z punktu widzenia pracy parametry stanu powierzchni:

- M_{r1} – wartość udziału materiałowego dla górnej granicy rdzenia chropowatości,
- M_{r2} - wartość udziału materiałowego dla dolnej granicy rdzenia chropowatości,
- R_{vk} – wartość wgłębienia powierzchni.

Pomiar wartości parametrów topografii powierzchni umożliwił określenie powierzchniowej objętości olejowej ostrzy skrawających ze spiekanej, konwencjonalnej kutej i walcowanej na gorąco.

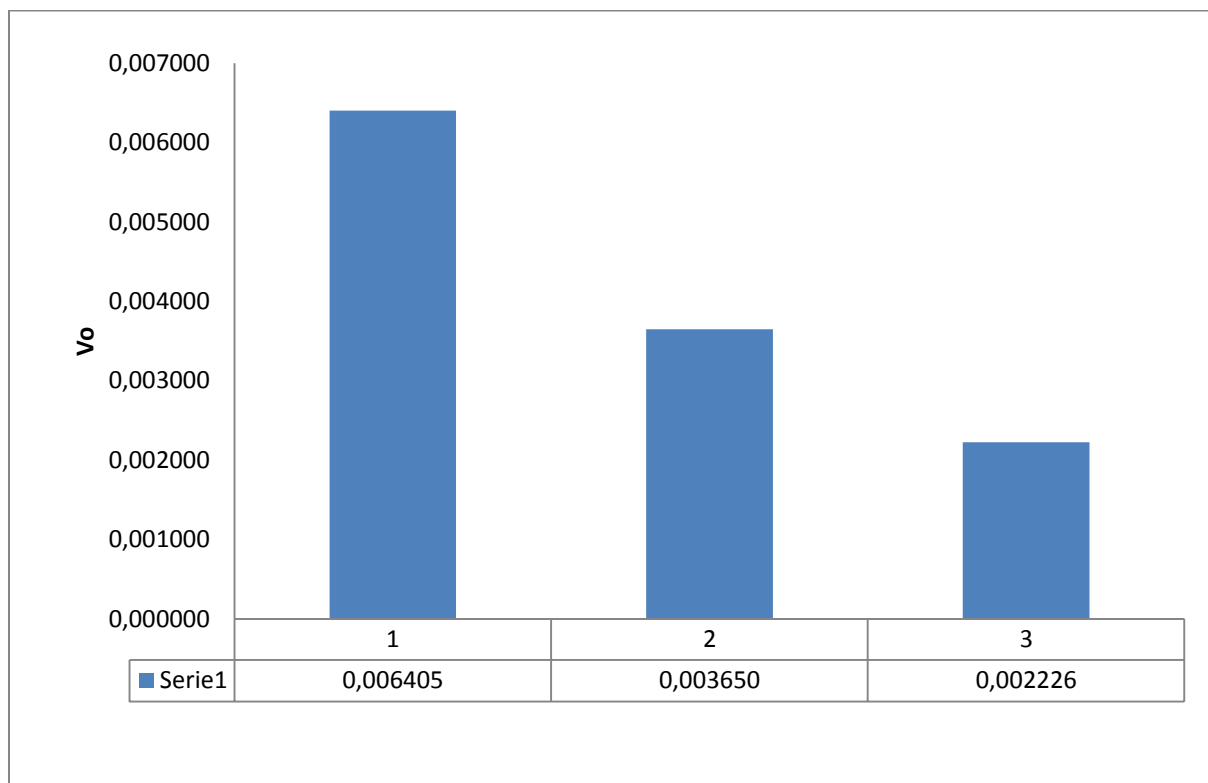
Powierzchniową objętość olejową obliczono za pomocą wzoru [108, 139]:

$$V_0 = \frac{R_{vk}(100 - M_{r2})}{2000} \quad [\text{mm}^3/\text{cm}^2], \quad (5.1)$$

gdzie V_0 – powierzchniowa objętość olejowa,

M_{r2} - wartość udziału materiałowego dla dolnej granicy rdzenia chropowatości,

R_{vk} – wartość wgłębienia powierzchni.



Rys. 5.16. Średnie wartości powierzchniowej objętości olejowej dla ostrzy skrawających ze stali szybko tnącej: 1) spiekanej, 2) konwencjonalnej kutej 3) konwencjonalnej walcowanej na gorąco (źródło własne)

Na podstawie uzyskanych wyników badań stwierdzono, że pomimo wręcz identycznej chropowatości płytek skrawających z konwencjonalnej i spiekanej stali szybko tnącej wynoszącej $Ra=0,1 \mu m$, różnią się one znacznie pod względem powierzchniowej objętości olejowej.

Powierzchnia spiekanej stali szybko tnącej charakteryzuje się około 2-krotnie większą powierzchniową objętością olejową od konwencjonalnej kutej stali szybko tnącej, a nawet 3-krotnie większą od konwencjonalnej walcowanej na gorąco stali szybko tnącej.

5.3.5. Badania tribologiczne

Celem badań tribologicznych było wyjaśnienie, czy wnioski wyciągnięte z przeprowadzonych wcześniej badań jakości eksploatacyjnej znajdą potwierdzenie w badaniach współczynnika tarcia.

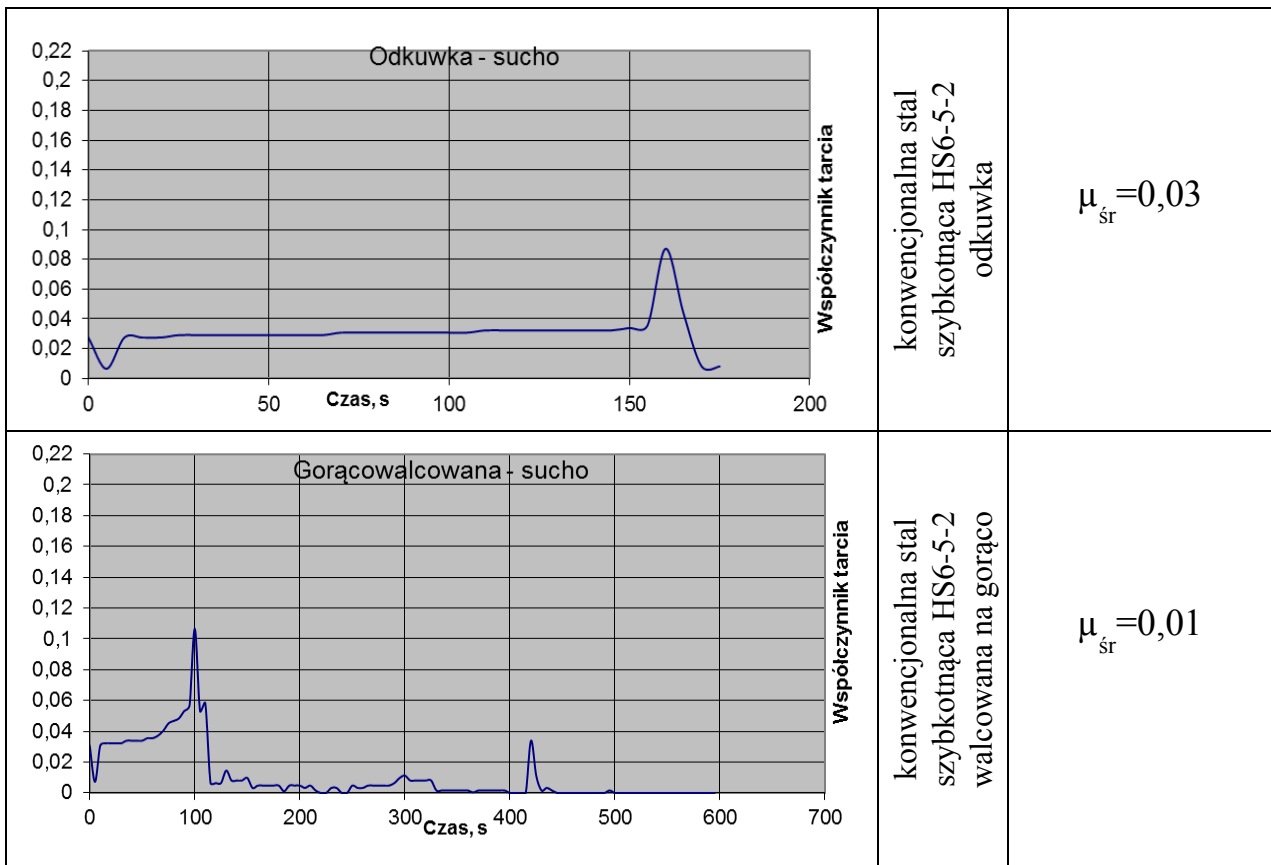


Rys. 5.17. Zdjęcie z badania współczynnika tarcia na maszynie Amsler (źródło własne)

Na rys 5.18 przedstawiono wyniki badań współczynnika tarcia suchego dla następujących warunków procesu:

- 0-10 min – 300 N,
- 20-30 min – 400 N,
- 30-40 min – 500 N.

Wyniki badań	Materiał	Średnia wartość współczynnika tarcia
	spiekana stal szybkotnąca PM6-5-2	$\mu_{\text{sr}} = 0,12$



Rys. 5.18. Wyniki badań współczynnika tarcia suchego dla ostrzy skrawających ze stali szybkotnącej: a) spiekanej, b) konwencjonalnej kutej c) konwencjonalnej walcowanej na gorąco (źródło własne)

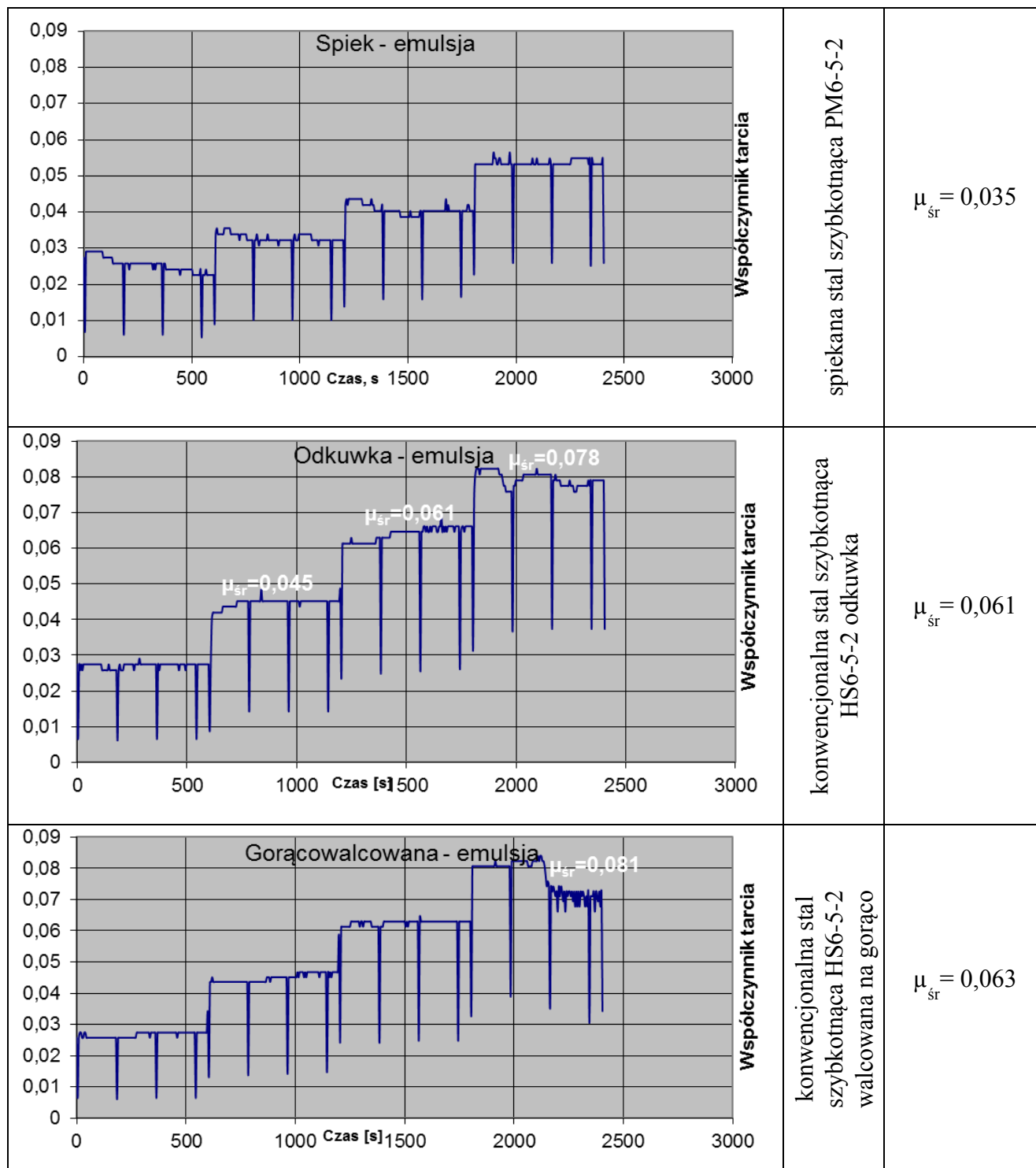


Rys. 5.19. Zdjęcie próbek przykładowej pary trącej po zakończeniu badań tribologicznych „na sucho” :
a) przeciwpróbka ze stali stopowej konstrukcyjnej 40HM-T, b) próbka z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 (źródło własne)

Na rys 5.20 przedstawiono wyniki badań współczynnika tarcia w obecności 6% emulsji chłodząco-smarującej Statoil Cimstar MB 604-02 dla następujących warunków procesu:

- 0-10 min – 300 N,
- 20-30 min – 400 N,
- 30-40 min – 500 N.

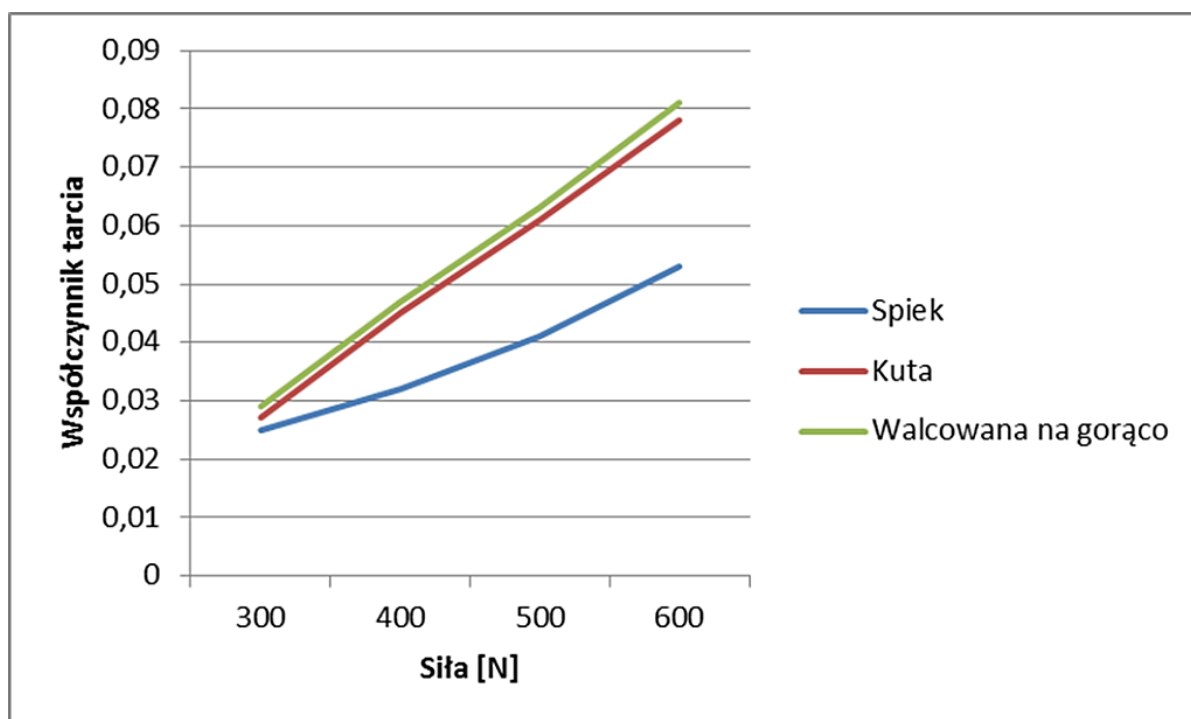
Wyniki badań	Materiał	Średnia wartość współczynnika tarcia
--------------	----------	--------------------------------------



Rys. 5.20. Wyniki badań współczynnika tarcia w obecności emulsji chłodząco-smarującej dla ostrzy skrawających ze stali szybko tnącej: a) spiekanej, b) konwencjonalnej kutej c) konwencjonalnej walcowanej na gorąco (źródło własne)

Na rys. 5.21 przedstawiono zbiorcze zestawienie średnich wartości współczynnika tarcia w obecności emulsji chłodząco-smarującej dla ostrzy skrawających z spiekanej

stali szybko tnącej, konwencjonalnej kutej stali szybko tnącej oraz konwencjonalnej walcowanej na gorąco stali szybko tnącej.



Rys. 5.21. Średnie wartości współczynnika tarcia w obecności emulsji chłodząco-smarującej dla ostrzy skrawających ze stali szybko tnącej: 1) spiekanej, 2) konwencjonalnej kutej 3) konwencjonalnej walcowanej na gorąco (źródło własne)

Pomiary wykonane w trakcie badań tribologicznych wykazały, że konwencjonalne stale szybko tnące w warunkach tarcia „na sucho” charakteryzują się mniejszymi wartościami współczynnika tarcia od stali spiekanej o stal 40HM-T. Wyniki badań tribologicznych wskazały na związek pomiędzy rezultatami trwałości ostrzy podczas skrawania „na sucho” a obrazami mikroskopowymi. Spiek posiada ziarna o ostrych krawędziach, a stal konwencjonalna „zlane” ziarna w jedną całość.

Pomiary wykonane w trakcie badań tribologicznych wykazały również, że stal szybko tnąca spiekana charakteryzuje się mniejszą wartością współczynnika tarcia o stal 40HM-T w obecności emulsji chłodząco-smarującej niż konwencjonalne stale szybko tnące. Wyniki badań współczynnika tarcia dla różnych wartości obciążenia wskazują na związek pomiędzy wynikami badań trwałości ostrzy podczas skrawania z płynem chłodząco-smarującym a wynikami badań powierzchniowej objętości olejowej próbek.

6. ANALIZA EKONOMICZNA

Ze względu na znaczne różnice w danych źródłowych i w świetle tematyki niniejszej pracy podjęto próbę analizy ekonomicznej materiału, z których wykonano wielostrzowe płytki skrawające. Podjęto zatem próbę oceny korelacji pomiędzy kosztem wytworzenia narzędzia a jego jakością. W tym przypadku jedyną różnicą była cena materiału, z którego wykonano płytki wielostrzowe.

Tabela 6.1. Zestawienie kosztu zakupu materiału do wykonania wielostrzowych płytek skrawających (źródło własne)

Materiał	Cena zakupu [PLN/kg]
Konwencjonalna stal szybko tnąca HS6-5-2	90
Spiekana stal szybko tnąca PM6-5-2	160

Zgodnie z danymi umieszczonymi w tabeli 6.1 koszt wytworzenia wielostrzowych płytek skrawających ze spiekanej stali szybko tnącej PM6-5-2 był 1,77 raza większy niż z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2. A zatem, sens zastosowania ostrzy skrawających ze spiekanej stali szybko tnącej ma miejsce w przypadku, gdy ich czas skrawania jest dłuższy o 177% niż ostrzy skrawających z konwencjonalnej stali szybko tnącej.

Tab. 6.2. Ocena spełnienia kryterium ekonomicznego pomiędzy trwałością ostrzy z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 a ostrzy ze spiekanej stali szybko tnącej PM6-5-2 podczas obróbki „na sucho” dla 3 różnych prędkości skrawania (opracowanie własne)

Prędkość skrawania V_c [m/min]	Czas skrawania ostrzami z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS 6-5-2 [s] do chwili osiągnięcia kryterium stępienia	Czas skrawania ostrzami ze spiekanej stali szybko tnącej PM 6-5-2 [s] do chwili osiągnięcia kryterium stępienia	Iloraz czasu skrawania ostrzami skrawającymi ze stali spiekanej w stosunku do ostrzy skrawających ze stali konwencjonalnej [%]	Spełnienie kryterium ekonomicznego
$v_c=34$ m/min	600	430	71,6	NIE
$v_c=43$ m/min	270	290	107,4	NIE
$v_c=60$ m/min	165	195	118,2	NIE

Tab. 6.3. Ocena spełnienia kryterium ekonomicznego pomiędzy trwałością ostrzy z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS6-5-2 a ostrzy ze spiekanej stali szybko tnącej PM6-5-2 podczas obróbki z płynem chłodząco-smarującym dla 3 różnych prędkości skrawania (opracowanie własne)

Prędkość skrawania V_c [m/min]	Czas skrawania ostrzami z konwencjonalnej stali szybko tnącej HS 6-5-2 [s] dla $VB_C = 1,6$ mm	Czas skrawania ostrzami ze spiekanej stali szybko tnącej PM 6-5-2 [s] dla $VB_C = 1,6$ mm	Iloraz czasu skrawania ostrzami skrawającymi ze stali spiekanej w stosunku do ostrzy skrawających ze stali konwencjonalnej [%]	Spełnienie kryterium ekonomicznego
$v_c=34$ m/min	775	830	107,1	NIE
$v_c=43$ m/min	370	600	162,2	NIE
$v_c=60$ m/min	195	360	184,6	TAK

Reasumując aspekt ekonomiczny i jednocześnie sprowadzając go do kryterium doboru materiału, z którego zostały wykonane wieloostrzowe płytki skrawające, przy aktualnej relacji cen surowego materiału (umieszczone w tabeli 6.1 wartości pochodzą z grudnia 2019 r. i dotyczą materiałów pochodzenia europejskiego) dla warunków obróbki przeprowadzonej na potrzeby analizy zużycia ostrzy, zastosowanie spiekanej stali szybko tnącej jest zależne od wartości zastosowanej prędkości skrawania i obecności emulsji chłodząco-smarującej. Stwierdzono opłacalność zastosowania ostrzy skrawających ze spiekanej stali szybko tnącej dla największej zastosowanej prędkości skrawania wynoszącej 60 m/min podczas skrawania stali 40HM-T w obecności emulsji chłodząco-smarującej. Ponadto konieczność zastosowania spiekanej stali szybko tnącej może wynikać np. z zapewnienia większej niezawodności ostrzy w zautomatyzowanych systemach obróbki, na co wskazują dane literaturowe [131].

7. WNIOSKI KOŃCOWE

Jak wynika z przeprowadzonych badań, ostrza skrawające wykonane ze spiekanej stali szybko tnącej wykazują lepsze właściwości technologiczne (nieznacznie większą twardość, dużo bardziej równomierny rozkład węglików – brak niekorzystnej ich pasmowości powstającej w procesach kucia lub walcowania konwencjonalnych stali szybko tnących).

Podsumowując badania eksploatacyjne, tj. wyniki badań zużycia i trwałości, należy stwierdzić, że ostrza skrawające ze spiekanej stali szybko tnącej wykazywały większą średnią trwałość w procesie toczenia stali 40HM-T niż ostrza skrawające z konwencjonalnej stali szybko tnącej (kutej i walcowanej) poza przypadkiem obróbki bez emulsji chłodząco-smarującej przy najmniejszej z zastosowanych prędkości skrawania (34 m/min). Należy jednak podkreślić, że istotnie większą trwałością z punktu widzenia statystyki matematycznej (nie pokrywanie się przedziałów ufności) wykazywały się ostrza skrawające ze spiekanej stali szybko tnącej wyłącznie dla wariantu toczenia w obecności emulsji chłodząco-smarującej ze względu, jak wykazały badania, na większą ich powierzchniową objętość olejową wpływającą na mniejszą wartość współczynnika tarcia o materiał obrabiany.

W warunkach pracy „na sucho” (bez emulsji chłodząco-smarującej) dla najmniejszej z zastosowanych prędkości skrawania ($v_c = 34$ m/min) ostrza skrawające z konwencjonalnej stali szybko tnącej charakteryzowały się większą trwałością od ostrzy ze spiekanej stali szybko tnącej ze względu na korzystniejszą morfologię powierzchni (brak ziaren o ostrych krawędziach, a tym samym mniejszą wartością współczynnika tarcia suchego).

Przeprowadzona analiza opłacalności zastosowania powyżej opisanych ostrzy do toczenia stali 40HM-T wykazała, że biorąc pod uwagę wyłącznie cenę zakupu obu odmian stali szybko tnących (konwencjonalnej i spiekanej) oraz trwałość ostrzy z nich wykonanych, zastosowanie ostrzy skrawających ze spiekanej stali szybko tnącej jest w pełni uzasadnione dla toczenia z największą zastosowaną prędkością skrawania (60 m/min) w obecności emulsji chłodząco-smarującej.

Istotne znaczenie w aspekcie opłacalności zastosowania w zautomatyzowanych systemach obróbki może mieć również niezawodność ostrzy skrawających. Takie badania należałoby podjąć w przyszłości dla dokonania pełniejszej oceny zakresu stosowalności obu odmian stali szybko tnących (konwencjonalnej i spiekanej).

Poza tym należałoby w przyszłości rozszerzyć badania weryfikacyjne m.in. o pomiar temperatury podczas prób tarcia, sporządzenie wykresów momentu tarcia, przeprowadzenie bardziej wszechstronnej analizy statystycznej wyników badań (poza wykonanymi obliczeniami wartości średnich i przedziałów ufności) oraz uzupełnienie analizy ekonomicznej z uwzględnieniem jeszcze innych kryteriów poza kosztami materiałów i trwałości ostrzy z nich wykonanych.

8. LITERATURA

1. **Audycja radiowa polskiego radia** na temat odtwarzania metody tyglowej
<https://polskieradio24.pl/130/2351/Artykul/1791009>
2. **Baehr J.S.** *A Priori and A Posteriori*, *Internet Encyclopedia of Philosophy*, ISSN 2161-0602, 2018
3. **Barbacki.** *Materiały w budowie maszyn. Przewodnik do ćwiczeń laboratoryjnych.* Poznań : Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 2003.
4. **Beer P.** *Materiałowe modyfikacje narzędzi do obróbki drewna i tworzyw drewnopochodnych. Analiza materiałowych.* Koszalin : Politechnika Koszalińska, 2007
5. **Berkowski L.** *Stale szybko tnące na narzędzia do obróbki plastycznej.* Poznań : IOP, 1994
6. **Bielanski A.** *Chemia ogólna i nieorganiczna.* Warszawa : PWN, 1977.
7. **Biernawski W.** *Badania wydajności krajowych stali szybko tnących.* brak miejsca : Przegląd Mechaniczny 2-3, 1948.
8. **Brandis H. Haberling E., Weigand H.H.** *Metallurgical aspects of carbides in high speed steels.* brak miejsca : TEW Technische Berichte, 1981.
9. **Brodowicz W.** *Skrawanie i narzędzia.* Warszawa : PWSZ, 1964
10. **Bungardt K. Haberling E., Rose A., Weigand h.H.** *Effect of carbon content on the structural composition and properties of a high-speed steel 6W-%Mo-4Cr-2%V.* brak miejsca : TEW Technische Berichte, 1972
11. **Bungardt K. Haberling E., Rose A., Weigand H.H.** *Effect of increased carbon content on some properties of high-speed tool steels containing approximately 2% vanadium.* brak miejsca : Stahl und Eisen 89, 1969.
12. **Burakowski T.** *O stali damasceńskiej słów kilka.* Inżynieria Powierzchni nr 3 2009, str. 41-43, Warszawa : 2009
13. **Burakowski T.** *Rozważania o synergizmie w inżynierii powierzchni.* Radom : Wydawnictwo Politechniki Radomskiej, 2004
14. **Burakowski T Wierzchoń T.** *Inżynieria powierzchni metali.* Warszawa : WNT, 1995.
15. **Burakowski T. Wierzchoń T.** *Surface engineering of metals - principles, equipment, technologies.* brak miejsca : CRC Press LLC, 1998
16. **Burakowski T. Marczak J., Napadłek W., Sarzyński W.** *Modyfikacja właściwości warstwy wierzchniej stopów metali falą uderzeniową, generowaną impulsem laserowym - stan aktualny i perspektywy rozwoju.* brak miejsca : Problemy Eksploatacji, 2004.
17. **Blicharski M.** *Inżynieria materiałowa. Stal.* Warszawa : Naukowe PWN, 2016.
18. **Bolton J.D.Gant A.J.** Heat treatment od PM HSS metal matrix composites, Proceeding of European Conference on Advanced PM Materials, Biringham, 1995, 1:338-95
19. **Bramfitt B.L.** *Metallographer's guide, Practices and Procedures for Irons and Steels,* ASM International, 2002.
20. **Cichosz P., Kuzinovski M.** *Ekonomiczne aspekty doboru narzędzi skrawających do zadania produkcyjnego W: Obróbka skrawaniem. T.1. Wysoka produktywność,* P. Cichosz (red.) Oficyna Wydawnicza Politechniki Wrocławskiej, Wrocław 2007
21. **Cwajna J.** *Ilościowy opis struktury stopów narzędziowych i jego zastosowanie.* Gliwice : Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej - Hutnictwo, 1991.
22. **Cyunczuk A.** *Podstawy inżynierii spieków metalowych.* Rzeszów : Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, 2000
23. **Darlewski J.** *Tendencje rozwojowe narzędzi do obróbki wiórowej,* Mechanik, 1994, nr 1
24. **Dmochowski J.** *Podstawy skrawania.* Warszawa : WPW, 1975
25. **Dmochowski J. Czechowski Zb.** *Ćwiczenia laboratoryjne z obróbki skrawaniem i narzędzi skrawających.* Warszawa : WPW, 1973
26. **Dmochowski J. Uzarowicz A.** *Obróbka skrawaniem i obrabiarki.* Warszawa : PWN, 1984

27. **Dobrzański L.A.** *Metaloznawstwo i obróbka cieplna materiałów narzędziowych*, WNT, Warszawa 1990
28. **Dobrzański L.A.** *Podstawy kształtowania struktury i właściwości materiałów metalowych*. Gliwice : Wydawnictwo Politechniki Śląskiej, 2007
29. **Dobrzański L.A.** *Podstawy nauki o materiałach i metaloznawstwo. Materiały inżynierskie z podstawami projektowania materiałowego*. Warszawa : WNT, 2002
30. **Dobrzański L.A.** *Wpływ Si na strukturę i właściwości stali szybkoobrotowych wolframowo-wanadowych*. brak miejsca : Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej - Mechanika, 1989.
31. **Dobrzański L.A. Hajduczek E., Marciniak J., Nowosielski R.** *Metaloznawstwo i obróbka cieplna materiałów narzędziowych*. Warszawa : WNT, 1990.
32. **Dobrzański L.A. Kasprzak W.** *The influence of 5% cobalt addition on structure and working properties of the 9-2-2-5, 11-2-2-5 and 11-0-2-5 high-speed steels*. brak miejsca : Journal of Materials Processing Technology, 2001
33. **Dobrzański L.A. Kwarciak J.** *The use of DTA for determination of the equilibrium diagram for 9-0-2+Si high-speed steel*: Thermochimica Acta 93, 1985.
34. **Dobrzański L.A. Ligarski M.** *Role of Ti in the W-Mo-V high-speed steels*. brak miejsca : Journal of Materials Processing Technology 64, 1997
35. **Dobrzański L.A. Zarychta A.** *The structure and properties of W-Mo-V high speed steels with increased content of Si and Nb after heat treatment*. brak miejsca : Journal of Materials Processing Technology 77, 1998
36. **Dobrzański L.A. Zarychta A., Ligarski M.** *High-speed steels with addition of niobium or titanium*. brak miejsca : Journal of Materials Processing Technology, 1997
37. **Dobrzański L.A. Zarychta A., Ligarski M.** *Phase transformations during heat treatment of W Mo-V 11-2-2 type high-speed steels with increased contents of Si and Nb or Ti*. brak miejsca : Journal of Materials Processing Technology 53, 1995
38. **Edneral A.F. Kirienko V.J., Filimonov V.F.** *Effect of Titanium and Niobium on the properties of Tungsten-free high speed steel*. brak miejsca : Russian Metallurgy, 1987
39. **Feld M.** *Obróbka skrawaniem stopów aluminium*. Warszawa : WNT, 1984.
40. **Feld M.** *Projektowanie i automatyzacja procesów technologicznych części maszyn*. Warszawa : WNT, 2002.
41. **Foszcz D., Saramak D., Tumidajski T., Niedoba T., Gawenda T.,** *Możliwość poprawy dokładności aproksymacji krzywych składu materiałów uziarnionych*, Górnictwo i Geoinżynieria, Rok 34, Zeszyt 4/1, 2010
42. **Friedrich C. Berg G., Broszeit E., Berger C.,** *Measurement of the hardness of hard coating using a force indentation*. brak miejsca : Thin Solid Films, 1996
43. **Gee M.G. Gant A. Hutchings I., Bethke R., Schiffman K., Van Acker K., Poulat S., Gachon Y., von Stebut J.** *Progress towards standardisation of ball cratering*. brak miejsca : Wear 255, 2003.
44. **Geller J.A.** *Instrumentalne stali*. Moskwa : Metalurgia, 1983.
45. **Gill J.P.** *High speed steel - its history, development, manufacture, metallography, and constitution, including an extended bibliography*. Londyn, 1922
46. **Górski E.:** *Poradnik narzędziowca*. WNT, Warszawa 1989
47. **Grzesik W.** *Podstawy skrawania materiałów metalowych*. Warszawa : WNT, 1998
48. **Harasymowicz J.** *Analiza wytrzymałościowego zużycia skrawających ostrzy z węglików spiekanych w zależności od cech stereometrycznych ostrza i warunków skrawania przy nieciągłym procesie obróbki*. Kraków : Zeszyty naukowe Politechniki Krakowskiej, 1972
49. **Harlin P., Olsson M.:** *Abrasive wear resistance of starch consolidated and sintered high speed steel*. Wear 267 2009, 1482-1489]
50. **Hebda M. Wachal A.** *Trybologia*. Warszawa : WNT, 1980
51. **Herranz G.** *Handbook of metal Injection Molding*, 2012

52. **Höglund U.** *Cutting edgewear in microscale physical conditions wear processes*. brak miejsca : CIRP Annalen, 1976
53. **Hoyle G.** *High speed steels*. Cambridge : Butterworth & Co., 1988
54. **Ignatczyk W., Chromińska M.**, Statystyka teoria i zastosowanie, Wydawnictwo WSB, Poznań, 1998
55. **Janecki J. Hebda M.** *Tarcie, smarowanie i zużycie części maszyn*. Warszawa : WNT, 1972.
56. **Jauregi B.** Influence of atmosphere on sintering of T15 and M2 steel powders, Metallurgical and Materials Transactions A, 1992
57. **Jaworski J.** *Możliwość lepszego wykorzystania i rozwoju narzędzi z niskostopowych stali szybko tnących*. brak miejsca : Przegląd Mechaniczny 21-22, 2000.
58. **Jaworski J.** *Możliwości zastosowania narzędzi z niskostopowych stali szybko tnących w projektowanej linii odlewania korpusów*, Archives of Foundry Engineering, 5, 2005, s. 115-121
59. **Jaworski J. Trzepieciński T.** *Stal stosowana na narzędzia do przeróbki plastycznej metali*. Rzeszów : Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, 2014
60. **Jemielniak D. Latusek D.**, Zarządzenie, teoria i praktyka od podstaw, WSPiZ, 2005
61. **Katalog firmy Fischer**
62. **Katalog firmy Sandvik**
63. **Kaczmarek J.** *Podstawy obróbki wiórowej, ścierniej i erozyjnej*. Warszawa : WNT, 1970
64. **Kawalec M.** *Fizyczne i technologiczne zagadnienia przy obróbce z małymi grubościami warstwy skrawanej*. Poznań : Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 1980
65. **Kawalec M.** *Skoncentrowane zużycie ostrzy przy toczeniu wykańczającym i jego związek z utwardzeniem obróbkowym*. Poznań : Zeszyty Naukowe Politechniki Poznańskiej, 1970
66. **Khrushhov M. Babichev M.** *Abrazivnoe Iznashivanie*. Moskwa : brak nazwiska, 1970
67. **Kniseley E.S. Earle E.P.** *Lot 241 – Machine Shop, July 1899*
68. **Kodym J.** *Próba określenia mechanizmu zużycia ostrzy skrawających*. Poznań : Archiwum Technologii Budowy Maszyn, 1984
69. **Komanduri R.** *Encyclopedia of Materials: Science and Technology*, 2001
70. **König W.** *Horizons in manufacturing technology*. Michigan : University of Michigan, 1967
71. **Krawiarz J.** *Stale narzędziowe nieledeburytyczne o dużej odporności na ścieranie*. brak miejsca : Patent nr 162262, 1994
72. **Krawiarz J. Mazur A.** *High speed steel for precise casted tools*. brak miejsca : Inżynieria Materiałowa 4, 2001.
73. **Krzyżaniak S. Kawalec M.** *Optymalizacja parametrów skrawania w obróbce jedno i wielonarzędziowej*. Poznań : Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 1985.
74. **Kula P.** *Inżynieria Warstwy Wierzchniej*. Łódź : Wydawnictwo Politechniki Łódzkiej, 2000
75. **Kunze E. Brandis H.** *Einfluss der Gehalte an Karbidbildner auf die Eigenshaften von Schnellarbeitshahlen*. brak miejsca : TEW Technische Berichte, 1964.
76. **Kupczyk M. J.** *Inżynieria powierzchni*. Poznań : Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 2004.
77. **Kupczyk M. J.** *Inżynieria powierzchni – narzędzia skrawające*. Poznań : Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 2015.
78. **Kupczyk M. J.** *Jakość technologiczna i użytkowa ostrzy skrawających z powłokami przeciwzużyciowymi*. Poznań : Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 1997
79. **Kupczyk.** *Odporność na zużycie ściernie związków typu MeX w świetle konfiguracyjnego modelu ciała stałego w aspekcie obróbki skrawaniem*. Poznań : Archiwum Technologii Maszyn i Automatyzacji, 1993
80. **Kupczyk M. J.** *Ostrza skrawające z twardymi i supertwardymi powłokami. Wytwarzanie – Badanie – Eksploatacja*. Poznań : Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 2005
81. **Kupczyk M.** *Syntetyczny opis zużycia ostrzy skrawających ze szczególnym uwzględnieniem zużycia ściernego*. Poznań : Wydawnictwo Poznańskiego Towarzystwa Przyjaciół Nauk, 1998.

82. **Kupczyk M.J.** *Wpływ warstwowy TiN-X-Ti na dłutakach modułowych na wybrane wskaźniki jakości technologicznej wykonanych uzębień ze stali konstrukcyjnej stopowej do nawęglania*. Poznań : Praca doktorska, 1998.
83. **Kupczyk M.J.** *Wytwarzanie i eksploatacja narzędzi skrawających z powłokami przeciwdrobnociowymi*. Poznań : Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 2009
84. **Kupczyk M.J. Komolka J.** *Comparative study of technological and functional properties of cutting edges made of conventional and sintered high speed steels*. Poznań : Archives of Mechanical Technology and Materials, 2015
85. **Kupczyk M.J. Komolka J.** *Influence of Surface Topography of HSS Edges Produced by Different Methods on Their Technological and Functional Properties*, Materials Design and Applications II, 2019 - s. 313-330
86. **Kupczyk M.J. Komolka J.** *Ocena porównawcza właściwości ostrzy skrawających ze stali szybkoobrotowych wytworzonych metodami konwencjonalnymi i w procesie metalurgii proszków, Obróbka skrawaniem - badania i rozwój, Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, 2017 - s. 153-162*
87. **Kupczyk M.J. Komolka J.** *Porównawcze badania właściwości technologicznych i eksploatacyjnych ostrzy skrawających wytworzonych metodą konwencjonalną i w procesie metalurgii proszków*. Mechanik - 2017, nr 10, s. 826-828
88. **Kupczyk M.J. Komolka J.** *Zastosowanie XRF oraz SEM w porównawczych badaniach właściwości ostrzy skrawających z konwencjonalnej i spiekanej stali szybkoobrotowej*. Poznań : brak nazwiska, 2015.
89. **Kupczyk M.J., Komolka J., Jenek M.** *Badania porównawcze wybranych właściwości ostrzy skrawających z kutej, walcowanej i spiekanej stali szybkoobrotowych*, Zeszyty Naukowe Politechniki Rzeszowskiej. Mechanika - 2017, z. 89 (295), nr 3, s. 343-352
90. **Legutko S.** *Studium podstaw adhezyjnego zużycia narzędzi skrawających*. Poznań : Wydawnictwo Poznańskiego Towarzystwa Przyjaciół Nauk, 1993
91. **Loladze T. N.** *The scientific background of cutting tool materials selection*. brak miejsca : CIRP Annalen, 1978
92. **Łanowski J.** *500 zagadek antycznych*. Warszawa : Wiedza Powszechna, 1966
93. **Madej M.** *Kształtowanie struktury i właściwości infiltrowanych kompozytów na podstawie stali szybkoobrotowej*. Kraków : Praca niepublikowana, 2007
94. **Materiały firmy Bernardo**, <https://www.bernardo.at/pl/>
95. **Materiały firmy Dormer Pramet**
96. **Materiały firmy Global Industry Analyst** <https://www.strategyr.com/market-report-high-speed-steel-hss-metal-cutting-tools-forecasts-global-industry-analysts-inc.asp>
97. **Materiały firmy PAFANA** *Katalog produktów Pabianickiej Fabryki Narzędzi „PAFANA” S.A*
98. **Materiały firmy PAFANA** *Raporty finansowe firm branży metalowej – materiały wewnętrzne opracowane w Pabianickiej Fabryce Narzędzi „PAFANA” S.A. na podstawie danych z portalu www.infoveriti.pl*
99. **Materiały firmy Sandvik Coromant** *Technologia obróbki skrawaniem*. Poradnik obróbki skrawaniem 2010
100. **Materiały Instytutu Inżynierii Materiałowej Politechniki Poznańskiej** www.iim.put.poznan.pl/laboratoria/
101. **McGraw T.** *Machine Tool Design Handbook*, Bangalore 1982
102. **Mesquita R.A., Barbosa C.A.** *Evaluation of As-Hipped PM High Speed Steel for Production of Large-Diameter cutting tools*. Mater. Sci. Forum, Vols. 416-418 (2003): pp. 235-240
103. **Mesquita R.A., Barbosa C.A.** *High Speed Steel Produced by Conventional Casting, Spray Forming and Powder Metallurgy*. Mater. Sci. Forum, Vols. 496-499 (2005): pp. 244-250
104. **Minkevich N. A.** *Malolegirovannyye bystrorezuskie stali*. Moskwa : Metalurgizdat, 1944.
105. **Mitte-meijer E.J.** *Fundamentals of Materials Science*. New York : Springer, 2011.

106. **Młynarz A., Jakubowski J.** *Obróbka powierzchniowa i powłoki ochronne*. Poznań : Wydawnictwo Politechniki Poznańskiej, 1998.
107. **Nowacki J.** *Spiekane metale i kompozyty z osnową ceramiczną*. Warszawa : WNT, 2005.
108. **Nowicki B.** *Chropowatość i falistość powierzchni*, WNT, 1991
109. **Ocoś K.** *Kształtowanie ceramicznych materiałów technicznych*. Rzeszów : Oficyna Wydawnicza Politechniki Rzeszowskiej, 1996.
110. **Pan F., Ding P., Zhou S., Kang M., Edmonds D.V.** *Effect of silicon additions on the mechanical properties and microstructure of high speed steels*. brak miejsca : Acta Materiala 45, 1997
111. **Pan F., Hirohashi M., Lu Y., Ding P., Tang A., Edmonds D.V.** *Carbides in high speed steels containing silicon*. brak miejsca : Metallurgical and Materials Transactions A, 35A, 2004
112. **Pampuch R., Haberko K., Kordek M.** *Nauka o procesach ceramicznych*. Warszawa : PWN, 1991
113. **Piaskowski J.** *O stali damasceńskiej*, Warszawa: 1974
114. **PN ISO 4545:1996** *Pomiar twardości metodą Knoop*
115. **PN-EN ISO 6506-1.** *Metale. Pomiar twardości sposobem Brinella. Część 1: Metoda Badań.*
116. **PN-EN ISO 6506-2.** *Metale. Pomiar twardości sposobem Brinella. Część 2: Sprawdzanie i wzorcowanie twardościomierzy.*
117. **PN-EN ISO. 6507:2002** *Pomiar twardości metodą Vickersa*
118. **PN-EN ISO. 6508:2002** *Pomiar twardości metodą Rockwella.*
119. **Porankiewicz B.** *Tępienie się ostrzy i jakość przedmiotu obrabianego w skrawaniu płyt wiórowych*. Poznań : Akademia Rolnicza Poznań, 2003
120. **Razmus M.** *Mechaniczne wytwarzanie stopów na osnowi faz międzymetalicznych z układu Ti-Al-Nb i ich charakterystyka*. Kraków : AGH, 2006.
121. **Reardon A. C.** *Metallurgy for the non metallurgist, Second Edition*, Ohio, ASM International, 2011
122. **Richardson D.B.** *Mechanical Engineer's Reference Book, Section 16.1.3.1 1994*
123. **Richter J.** *Strukturalne czynniki mikrościerania i dekohezji stopów narzędziowych o zróżnicowanej fazie dyspersyjnej*. Gliwice : Zeszyty Naukowe Politechniki Śląskiej- Hutnictwo 75, 2005.
124. **Richter J.** *Tribological evaluation of high-speed steels with a regulated carbide chase*. brak miejsca : Materials Characterization, 2003.
125. **Riedl R., Karagöz S., Fischmeister H., Jeglitsch F.:** *Developments in high speed tool steels*. brak miejsca : Steel Research, 1987
126. **Riedl R., Karagöz S., Fischmeister H.:** *Solidification morphology of primary carbides in niobium-alloyed S 6-5-2 type high-speed steels*. brak miejsca : Zeitschrift für Metallkunde 74/4, 1983
127. **Rutkowski M.** *Żelazne łąki*. brak miejsca : Wiedza i Życie, 2001.
128. **Rutkowski W.** *Metalurgia proszków w nowoczesnej technice*. Katowice : Wydawnictwo Śląsk, 1963
129. **Salak A., Selecka M., Danninge H.** *Machinability of Powder Metallurgy Steel, Cambridge 2005*
130. **Saunders N., Miodownik A.P.** *CALPHAD: Calculation of Phase Diagrams Pergamon Materials Series, 1998*
131. **Sitek W., Dobrzański L.A., Piętka A.** *Optymalizacja składu chemicznego stali szybko tnących z wykorzystaniem algorytmów genetycznych*, Gliwice
132. **Söderberg S., Hogmark S.** *Wear mechanism and tool life of high speed steel related to microstructure*. brak miejsca : Wear, 1986
133. **Stachurski W.** *Wybrane aspekty podawania płynów obróbkowych podczas ostrzenia frezów ślimakowych, Politechnika Łódzka, 2019*

134. **Toenshoff H. K., Wulfsberg J. P., Kals H. J. J., Van Luttervelt C. A.** Development and trends in monitoring and control of machining proces, *Annals of CIRP* 37 (2), 611 – 622, 1988.
135. **Wadsworth J.** *Superplasticity, Damascus Steel, Laminated Steel, and Carbon Dating*, *JOM* 2016 68:3150
136. **Warych J.** *Aparatura chemiczna i procesowa*. Warszawa : Oficyna Wydawnicza Politechniki Warszawskiej, 1996
137. **Wieczorkowski K.** *Wpływ geometrii ostrzy Fellowsa na charakter ich zużycia przez wyszczerbienia i wykruszenia*. Kraków : Materiały III Krajowej Konferencji Naukowo Technicznej "Postępy w teorii i technice obróbki metali", 1967.
138. **Wieczorkowski K. Kupczyk M.** *Pękanie jako jedna z postaci zużycia warstewki azotku tytanu na ostrzach narzędzi skrawających ze stali szybkoobrotowych*. Kraków : Sekcja Podstaw Technologii KBM PAN, 198
139. **Wieczorkowski M., Cellary A., Chajda J.** *Przewodnik po pomiarach nierówności powierzchni czyli o chropowatości i nie tylko*, Poznań 2003
140. **Wiercigroch M., Budak E.** *Sources of nonlinearities, chatter generation and suppression in metal cutting*, *Philosophical Transactions of the Royal Society of London* 359 (A), 663 – 693, 2001
141. **Williams J. A.** *Analytical models of scratch hardness*. *Tribology International*, 1996
142. **Wison A.** *Machines. Power and the Ancient Economy*. brak miejsca : *The Journal of Roman Studies*, 2002
143. **Wittbrodt P.** *Life and Wear of Monolithic Carbide Mills*. *Eksploatacja i Niezawodność* Nr 3/200
144. **Wnęk Z.** *Stal. Przewodnik inżyniera*. Katowice : Elamed, 2010
145. **Wojtowicz C.** *Podstawowa terminologia z obróbki wiórowej w układzie siedmiojęzycznym*. Kraków : Wydawnictwo Politechniki Krakowskiej, 1999
146. **Wright C.S.** *Supersolidus sintering of high speed steels*, 2000
147. **Wysiecki M.** *Nowoczesne materiały narzędziowe*. Warszawa : WNT, 1997
148. **Vieregge G.** *Stahl und Eisen*. 1957
149. **Zhang G. et al.**, „*Microstructure evolution and mechanical properties of T15, high speed steel prepared by twin-atomiser spray forming and thermo-mechanical processing*”. *Mater. Sci. Eng., A* Vol 558 (2012): pp. 566-571.